



УДК 669.017  
DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-131-140

Поступила 30.06.2018  
Received 30.06.2018

## ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННЫХ СВАРНЫХ ШВОВ

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, А. И. ХАБИБУЛЛИН, ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр-т Мира, 43

*Получение, структура и свойства модифицированных сварных швов путем применения электродов с покрытиями, которые содержат наряду с классическими компонентами модифицирующую лигатуру. Лигатура представляет собой механически и термически синтезированные композиционные субмикроструктурные порошки с наноразмерными включениями оксидов алюминия. Реакционное механическое легирование является эффективной технологией получения нанокристаллических модифицирующих лигатур и модификаторов. Использование электродов с экспериментальным покрытием, содержащим механически сплавленную, композиционную лигатуру, приводит к устранению транскристаллического типа структуры металла шва и уменьшению размеров зерен в 2,5–3,0 раза (с № 8–9 до № 11–12), что обеспечивает снижение на 20–30% порога хладноломкости и увеличение на 15–25% механических свойств металла шва.*

**Ключевые слова.** Сварка плавлением, электроды, модифицирующие покрытия, механически синтезированная лигатура, наноразмерные модификаторы, сварной шов, структура, свойства.

**Для цитирования.** Ловшенко Ф. Г., Хабидуллин А. И. Получение, структура и свойства модифицированных сварных швов // *Литье и металлургия*. 2018. Т. 92. № 3. С. 131–140. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-131-140.

## GENERATION, STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE MODIFIED WELDING SEAMS

F. G. LOVSHENKO, A. I. KHABIBULIN, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

*Preparation, structure and properties of modified welds by using electrodes with coatings, which contain, along with classical components, a modifying ligature. The ligature is mechanically and thermally synthesized composite submicrocrystalline powders with nanosized inclusions of aluminum oxides. Reactionary mechanical alloying is an effective technology of obtaining nanocrystalline modifying ligatures and modifiers. The use of electrodes with an experimental coating containing a mechanically alloyed, composite ligature to resolve transcrystalline type of structure of the weld metal and reduce the grain size by 2,5–3,0 times (from № 8–9 to № 11–12) reduces by 20–30% the threshold of cold brittleness and increase by 15–25% of mechanical properties of the weld metal.*

**Keyword.** Fusion welding, electrodes, coating modifiers, mechanically synthesized ligature, nanoscale modifiers, weld, structure, properties.

**For citation.** Lovshenko F. G., Khabibulin A. I. Generation, structure and properties of the modified welding seams. *Foundry production and metallurgy*, 2018, vol. 92, no. 3, pp. 131–140. DOI: 10.21122/1683-6065-2018-92-3-131-140.

### Введение

Актуальной задачей современного сварочного производства является создание электродов, обеспечивающих максимальную производительность и экономичность процесса, а также надежность и долговечность конструкции, достигаемых при выполнении условий равнопрочности сварного соединения и основного материала и отсутствия дефектов в шве и околошовной зоне.

Механические свойства сварного соединения зависят от его структуры, которая определяется химическим составом материалов, режимами сварки и термической обработкой. «Ослабленным» участком сварного соединения служит зона неполного расплавления. Снижение механических и эксплуатационных свойств в этой зоне вызвано протеканием термически активированных структурных и фазовых превращений, включающих и рост зерна. Однако наиболее проблемным участком, определяющим в ряде случаев работоспособность сварочной конструкции, является собственно сварочный шов. Он,

как правило, имеет столбчатое крупнозернистое строение, обусловленное направленной кристаллизацией расплавленного металла сварочной ванны, а также достаточно медленным его охлаждением. Так как в процессе кристаллизации рост зерен начинается от периферии сварочной ванны и направлен к центру сварного шва, то на оси шва образуется граница соприкосновения дендритов, что приводит к образованию зоны с повышенным содержанием легкоплавких соединений, легирующих элементов и вредных примесей. Дендритное строение и ликвация в центре шва существенно снижают механические и эксплуатационные свойства сварного соединения.

Для устранения перечисленных выше явлений используют различные технологические приемы. Основные из них: увеличение скорости охлаждения шва, термическая обработка, наложение ультразвуковых колебаний на кристаллизующийся металл, применение сварочных материалов с карбонитридным упрочнением. В последнем случае дисперсные включения карбидов и нитридов ванадия и ниобия выполняют роль модификаторов первого рода [1]. Однако реализация этих методов, с одной стороны, усложняет и удорожает получение сварных изделий, а с другой – в ряде случаев не обеспечивает требуемые свойства соединения и, прежде всего, порога хладноломкости, определяющего надежность и долговечность конструкций, работающих при низких температурах и знакопеременных динамических нагрузках. Решение этой проблемы находится на пути устранения транскристаллитной структуры металла шва, ее гомогенизации и снижения размеров зерна до номеров 11–12. Перспективным методом достижения этого является применение электродов с покрытиями, содержащими наноразмерные модификаторы первого рода или компоненты, обеспечивающие их формирование в сварочной ванне в процессе сварки [2–4].

Эффективным способом получения композиционных порошков, аналогичных приведенным выше, которые в качестве добавки вводятся в обычно применяемую шихту для покрытий, является реакционное механическое легирование [5–7]. Метод экологически безопасен, основан на использовании простого, надежного оборудования; дешевого и доступного исходного сырья; универсален; обеспечивает высокую воспроизводимость результатов и позволяет получать широкую гамму материалов на основе металлов практически без ограничения их по составу. Он заключается в обработке реакционно способной порошковой шихты в энергонапряженной мельнице-механореакторе, в процессе которой имеют место механохимические структурно-фазовые превращения. В общем случае продуктом механического легирования служит гранулированная композиция с размером частиц, как правило, не превышающим 0,5 мм. Они имеют структуру основы субмикроструктурного типа (величина зерна  $\leq 0,2$  мкм), стабилизированную механически синтезированными наноразмерными включениями ( $d \leq 50$  нм) фаз, обладающих высокими значениями температуры плавления, а также модуля сдвига и стойких против коагуляции и роста при нагреве до температур, не ниже  $0,8T$  плавления основы. Этим требованиям отвечают оксиды таких элементов, как алюминий, магний, титан, хром, цирконий, бериллий, редкоземельные элементы. С учетом физико-механических свойств, стоимости, экологической и санитарной безопасности практический интерес представляют, прежде всего, оксиды алюминия. Исходя из этого, основными компонентами шихты для получения механически легированных композиционных порошков являются оксиды, имеющие низкую термодинамическую стабильность, и один из приведенных выше металлов, обладающий высоким сродством к кислороду. При этом элемент, восстановленный из оксида, по меньшей мере, не должен оказывать отрицательного влияния на свойства сварного шва. Субмикроструктурная структура основы, стабилизированная термодинамически стабильными наноразмерными включениями оксидов, является устойчивой и наследуется компактными сплавами, получаемыми различными способами, включая и литье [5, 6], что позволяет сделать обоснованный вывод о перспективности применения механически легированных материалов подобного типа в качестве модификаторов сварочного шва.

Цель настоящей работы – исследование возможности получения модифицированных сварных швов с повышенным комплексом механических свойств путем применения электродов с покрытиями, содержащими наряду с классическими компонентами модифицирующую лигатуру, представляющую собой механически и термически синтезированные композиционные субмикроструктурные порошки с наноразмерными включениями термодинамически стабильных, тугоплавких модифицирующих оксидов алюминия.

### **Методика исследования, материалы и оборудование**

*Технология производства модифицирующей лигатуры* базируется на том, что наноразмерные тугоплавкие соединения (оксиды алюминия), выполняющие роль модификаторов первого рода и обеспечи-

вающие дисперсное упрочнение сварного шва, образуются в результате механически и термически активируемого взаимодействия между исходными компонентами порошковой композиции, имеющего место при механическом легировании и отжиге. Процесс получения лигатуры включает следующие этапы: проектирование исходного состава смеси, получение механически легированной композиции, термическую активацию композиции (отжиг), измельчение спека и сепарацию продукта размола.

*Шихта для лигатуры* в качестве реагирующих компонентов содержала порошки алюминия (ПА-4, ГОСТ 6058-73) и одного из технически чистых оксидов  $Fe_2O_3$ ,  $Ni_2O_3$ ,  $MoO_3$ , обладающих более высоким значением  $\Delta G^\circ$  образования, чем оксид алюминия ( $Al_2O_3$ ). Основой шихты для лигатуры являлся порошок железа (ПЖ2М2, ГОСТ 9849-74). Кроме термодинамического фактора, во многом определяющего кинетику протекания окислительно-восстановительных превращений в шихте, при выборе исходных компонентов учитывались их стоимость, экологическая безопасность и доступность, а также влияние восстановленных из оксидов металлов на свойства сварного шва. Содержание в лигатуре легирующих компонентов – алюминия и оксида при условии полного взаимодействия между ними отвечало стехиометрически необходимому для образования 10%  $Al_2O_3$ . Исходя из этого, концентрация порошка алюминия в исходной шихте составляла 5,5%, а технически чистых оксидов  $Fe_2O_3$  – 15%,  $Ni_2O_3$  – 11,2,  $MoO_3$  – 13,6%. Расчетное содержание восстановленного из оксидов металла в этом случае составляло Fe – 10,5%, Ni – 11,2, Mo – 9,1%.

Следует отметить, что исходные компоненты шихты для лигатуры содержат значительное количество примесей, основными из которых являются углерод и кислород. Так, концентрация этих элементов в порошке железа (ПЖ2М2), являющемся основой композиций, достигает 0,15–0,20 и 0,2–0,25% соответственно. Эти примеси, несомненно, являются компонентами шихты и участвуют в механически и термически активируемых превращениях, протекающих на всех этапах производства композиционных порошков и покрытий из них.

В качестве базовой для производства лигатур принята система с оксидом железа  $Fe_2O_3$ . Исходная шихта для лигатуры состояла из порошков, взятых в следующем соотношении: «79,5% ПЖ2М2 + 5,5% ПА-4 + 15% технически чистый порошок  $Fe_2O_3$ ». Основой для покрытий экспериментальных электродов служила шихта, применяемая для производства стандартных электродов МР-3, в которую дополнительно вводили 10% разрабатываемой лигатуры. Приведенная концентрация алюминия и оксидов в шихте обеспечивала безопасную реализацию процесса механического легирования, исключающего недопустимое протекание механически активируемого взаимодействия между реагирующими компонентами в режиме СВС.

Использовали лигатуры, полученные как с применением поверхностно-активного вещества (ПАВ), так и без него. Содержание ПАВ в исходной шихте составляло 0,5%. Исследовано также влияние отжига лигатуры на структуру и свойства лигатуры, шва и зоны неполного расплавления. Термическая обработка механически легированных порошков осуществлялась в атмосфере аргона в течение 1 ч в печи, нагретой до 450 °С. Технологические особенности получения лигатуры для покрытий электродов № 1–4 приведены в таблице.

**Технологические особенности получения лигатуры для покрытий электродов**

Номер электрода	Наличие ПАВ в шихте	Отжиг механически легированной шихты
1	–	–
2	–	+
3	+	–
4	+	+

Механическое легирование проводили в герметически изолированном рабочем пространстве в четырехкамерной вибромельнице гирационного типа, обеспечивающей ускорение размалываемых тел, равное  $140 \text{ м}\cdot\text{с}^{-2}$ . Степень заполнения водоохлаждаемых камер (объемом  $1,5 \text{ дм}^3$  каждая), имеющих цилиндрическую форму, рабочими телами составляла 75%.

При этом соотношение объемов рабочих тел и обрабатываемой порошковой композиции составляло 8:1. Рабочими телами служили шары из стали ШХ15СГ твердостью 62 HRC и диаметром 11,15 мм. Порошки лигатуры и стандартного электродного покрытия смешивали в шаровой мельнице типа «пьяная бочка» в течение 20 мин и полученную шихту наносили на стержень электрода. В качестве наплавляемого материала использовали стандартный электрод марки МР-3 с диаметром стержня 3 мм.

Сварной шов формировали на стальной трубе из стали БСтЗ с толщиной стенки 2,5 мм. С целью обеспечения полного проплавления металла и образования качественного шва трубу предварительно разрезали вдоль оси для создания зазора 0,7–0,8 мм. Сварку проводили при следующих режимах: ток – 50–80 А, скорость сварки – 10 м/ч, длина дуги – 3–4 мм.

Структурно-фазовые превращения, протекающие на всех этапах получения модифицирующих порошков для покрытий на электродах, и их влияние на структуру и свойства сварного шва исследовали с использованием стандартных методик и приборов металлографического, электронно-микроскопического, рентгеноструктурного, микрорентгеноспектрального, термогравиметрического, фрактографического и других методов анализа.

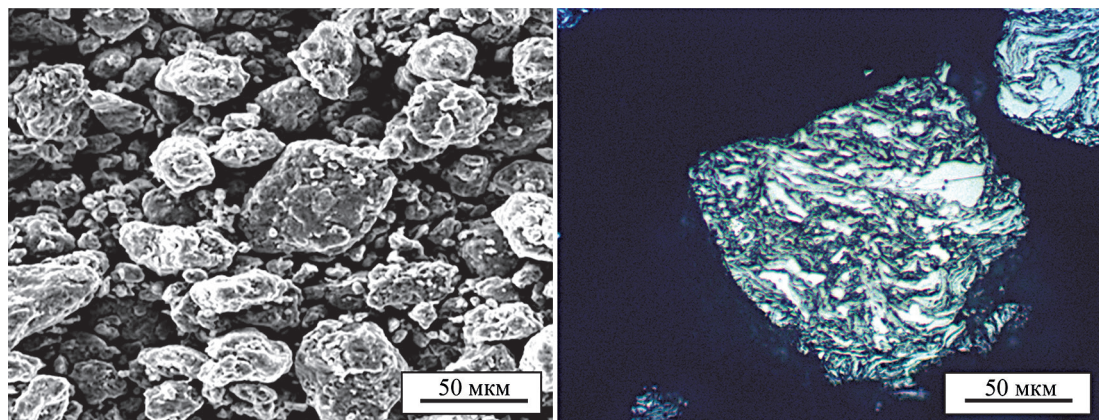
### Результаты исследования и их обсуждение

Установлению закономерностей протекания структурно-фазовых превращений, имеющих место при обработке в механореакторе шихты разных систем, включая и рассматриваемые в данной статье, посвящено ряд исследований авторов, результаты которых представлены в [5–7]. В процессе механического легирования параллельно протекают процессы разрушения частиц и сварки осколков. В системах «Fe (основа) – Al – оксид ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ni}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MoO}_3$ )», как и в подобных им типах, формирование механически легированных композиционных частиц проходит через три основных этапа. На первом преобладает процесс разрушения порошковых частиц. Он определяется скоростью накопления дефектов кристаллического строения, возникающих при пластической деформации частиц. Параллельно с разрушением в результате адгезии, обусловленной в основном ван-дер-ваальсовыми и электростатическими силами, имеют место процессы агломерации и грануляции, получающие развитие, прежде всего, при контакте свежих поверхностей. При ударном воздействии размалывающих тел в агломерированной композиции происходит сварка, сопровождающаяся взаимодиффузией и химическим взаимодействием между компонентами. В результате многократно повторяющихся процессов разрушения и сварки формируется гранулированная композиция, в которой исходные компоненты или продукты их взаимодействия связаны и равномерно распределены между собой. Соотношение между скоростями измельчения и грануляции зависит от суммарного воздействия ряда взаимосвязанных процессов, выделить количественный вклад каждого из которых практически невозможно. Внешней стороной, отражающей сложные физико-химические процессы, протекающие при механическом легировании, является изменение морфологии и размера частиц обрабатываемой композиции.

На начальном этапе обработки, продолжительность которого составляет 1–3 ч, исходная осколочная форма порошков изменяется на пластинчатую. Дальнейшая обработка вызывает измельчение пластинок и образование частиц осколочного типа размером менее 10 мкм с последующей их агломерацией и сваркой, что приводит к формированию композиционных частиц (гранул), имеющих форму, близкую к равноосной. Основным механизмом роста гранул является «наваривание» на них мелких осколков, как правило, чешуйчатой формы. Динамическое равновесие между процессами разрушения и сварки композиционных частиц наступает после обработки в механореакторе в течение 6–7 ч. Дальнейшая обработка практически не изменяет форму и размер частиц. Наряду с этим получает некоторое развитие собирательная грануляция. Последняя приводит к формированию относительно крупных композиционных частиц, образующихся путем сварки между собой нескольких гранул, каждая из которых сохраняет свою текстуру. Величина этих частиц примерно в 2–3 раза превышает средний размер гранул. Объемная доля их достигает 5%. При нормальном течении процесса механического легирования собирательная грануляция получает развитие на поздней стадии обработки ( $\tau > 8$  ч).

Средний размер частиц после механически легированных композиций «Fe (основа) – Al – оксид ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ni}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MoO}_3$ )» зависит от легирующего оксида и находится в пределах 30–50 мкм (рис. 1, 2). Минимальная величина их в системе с  $\text{MoO}_3$ . Гранулы характеризуются высокой плотностью с отдельными порами и трещинами. Микроструктура гранулированных композиций примерно одинакова. После обработки в течение более 6 ч они 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, и композиция в целом металлографически гомогенна и имеет ультрадисперсное строение (рис. 2).

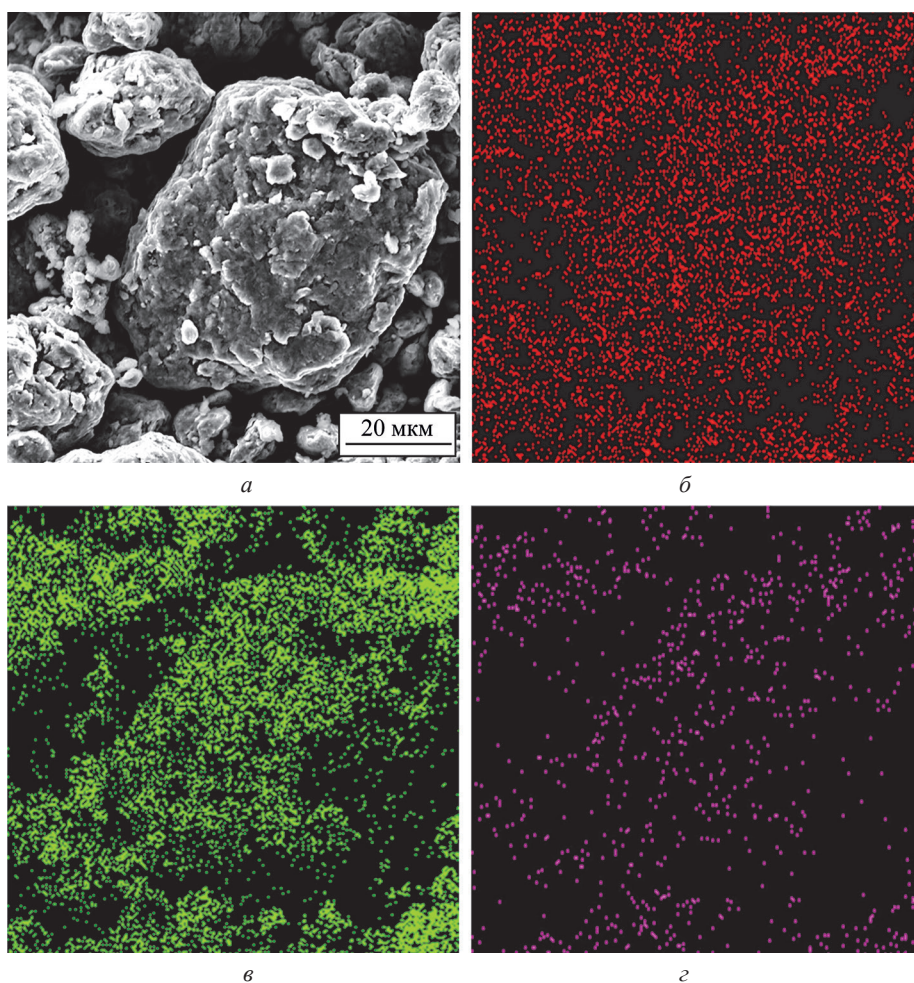
Таким образом, многократно повторяющиеся процессы интенсивной пластической деформации, разрушения частиц и сварки осколков, имеющие место при обработке шихты в механореакторе, механически активируют диффузию компонентов и взаимодействие между ними, что приводит к формированию



*a*

*б*

Рис. 1. Форма, размер, топография поверхности и структура частиц механически легированных порошков базовой композиции: *a* – нетравленые; *б* – после травления



*a*

*б*

*в*

*г*

Рис. 2. Топография поверхности механически легированных частиц порошка базовой композиции (СЭМ) и распределение интенсивности рентгеновского излучения основных элементов в нем: *a* – топография поверхности частиц; *б* – Fe; *в* – Al; *г* – O

гранулированной композиции, гомогенной на наноуровне по составу и обуславливает структурно-фазовые превращения в ней. При этом независимо от состава композиции структура основы формируется по механизму, сочетающему механизму динамического возврата, включающему этапы: накопление дислокаций до максимально возможной плотности ( $\rho \geq 10^{12} \text{ см}^{-2}$ ), их перестройку с образованием фрагментированной субструктуры, превращение фрагментов в кристаллиты со степенным распределением ОСМД, обусловленным наличием дислокационных стенок.

Структура основы систем, подвергнутых обработке в механореакторе, состоит из зерен со средним размером, не превышающим 150 нм, разделенных на блоки величиной не более 20 нм, и относится к суб-

микрористаллическому типу. Она характеризуется большой площадью поверхности раздела между компонентами, что способствует образованию центров кристаллизации новых фаз и ускоряет процесс их формирования. Механически активируемые фазовые превращения протекают в направлении уменьшения свободной энергии систем. При этом фазовый состав композиций равновесного состояния не достигается. Скорость и полнота протекания однотипных реакций возрастают с уменьшением значения энергии Гиббса взаимодействия между компонентами.

В системах «металл (основа) – легирующий металл с высоким сродством к кислороду – легирующий оксид, имеющий высокое значение энергии Гиббса образования», к которым относятся и рассматриваемые композиции «Fe (основа) – Al– оксид ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ni}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MoO}_3$ )», основные механически активируемые реакции – окислительно-восстановительные. Их продуктами являются оксиды легирующего металла, элементы, восстановленные из легирующего оксида или их низшие оксиды. Кроме того, имеют место вторичные превращения, заключающиеся во взаимодействии продуктов первичных с металлом основы или между собой с формированием твердых растворов легирующих элементов в основном металле, интерметаллидов и др.

Механизм реализации механически активируемых окислительно-восстановительных реакций в приведенных выше композициях включает одновременно протекающие и взаимосвязанные процессы: формирование гранулированной композиции с дисперсным и равномерным распределением легирующих компонентов; растворение легирующего металла (Al) в основе; внутреннее окисление легирующего металла легирующим оксидом. При этом восстановление оксида при механически активируемых превращениях так же, как и термически активируемых, протекает поэтапно: высший оксид – низший оксид – восстановленный элемент. Образовавшиеся в процессе внутреннего окисления оксиды алюминия находятся в виде рентгеноаморфных кластеров или наночастиц ( $d \leq 5$  нм). Они отличаются высокой стойкостью против роста при нагреве до температур более  $0,8T_{\text{пл}}$  и являются эффективными модификаторами. Эту же роль способны выполнять также тугоплавкие субмикрористаллические частицы восстановленных из оксидов металлов, например, молибден и сформировавшиеся в результате протекания вторичных превращений интерметаллиды.

Следует отметить, что с приемлемой для практики скоростью протекают механически активируемое образование твердых растворов и окислительно-восстановительные превращения. При этом последние получают развитие при  $\Delta G_T^0$  реакции  $\leq -170$  кДж/моль атом О. В исследуемых системах с  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ni}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MoO}_3$   $\Delta G_T^0$  окислительно-восстановительных реакций реакции значительно меньше  $\leq -170$  кДж/моль атом О и изменяется в пределах от  $-280$  кДж/моль атом О (система с  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) до  $-312$  кДж/моль атом О (система с  $\text{MoO}_3$ ). При взаимодействии между металлами значение  $\Delta G_T^0$  реакции, как правило, больше  $-170$  кДж/моль атом О. Можно предположить, что это является одной из причин низкой скорости механически активируемого образования интерметаллидов, включая и алюминиды, которые в большинстве механически легированных систем, в количестве достаточном для их однозначной идентификации, отсутствуют.

Следует отметить, что на полноту протекания механически активируемых окислительно-восстановительных превращений наряду с термодинамическими существенное влияние оказывают физические свойства легирующих оксидов и наличие ПАВ в обрабатываемой шихте. Так, несмотря на близкие значения энергии Гиббса реакций  $2n\text{Al} + 3\text{Me}_m\text{O}_n = n\text{Al}_2\text{O}_3 + 3m\text{Me}$  в исследуемых композициях, полнота протекания механически активируемых окислительно-восстановительных превращений в системах  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ni}_2\text{O}_3$  не превышает 30–50%, в то время как в композиции с  $\text{MoO}_3$  ее значение достигает 80% [8]. Это объясняется тем, что возгонка молибденового ангидрида, имеющая место при температурах выше  $795$  °С, периодически возникающего в микрообъемах композиции, подвергаемой обработке в механореакторе, приводит к распределению  $\text{MoO}_3$  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. В этом случае  $\text{MoO}_3$  наряду с основной функцией, как источник кислорода, является своеобразным ПАВ. Установлено, что введение ПАВ в шихту с  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ni}_2\text{O}_3$  увеличивает полноту протекания механически активируемых превращений на 20–30%, что приводит к повышению концентрации механически синтезированных фаз.

В то же время следует подчеркнуть, что во всех случаях в процессе обработки шихты в механореакторе фазовые превращения не завершаются и фазовый состав механически легированных композиций принципиально отличается от равновесного. Согласно термодинамическому анализу, проведенному с учетом наличия в исходном порошке железа ПЖ2М2 примесей – углерода (0,15–0,20%) и кислорода

(0,20–0,25%), композиции должны состоять из *феррита, цементита и оксида алюминия ( $Al_2O_3$ )*. При этом никель, восстановленный из легирующего оксида, должен растворяться в феррите, а молибден образовывать карбид  $Mo_2C$ , заменяющий в системе с  $MoO_3$  цементит. В реальных системах, подвергнутых обработке в механореакторе, присутствуют *феррит, аустенит, мартенсит и карбиды  $Fe_4C_{0,63}$ ,  $Fe_2C$ , а также исходные компоненты*. При этом *оксиды алюминия* рентгеноструктурным анализом не идентифицируются. В то же время, согласно результатам рентгеновского исследования, механическое легирование в 2–3 раза снижает интенсивность дифракционных линий алюминия и легирующего оксида, что однозначно указывает на уменьшение концентрации последних, обусловленное механически активируемым взаимодействием их между собой, продуктом которого являются оксиды алюминия, находящиеся в наноразмерном (кластерном) и рентгеноаморфном состоянии [5, 6]. Дополнительным подтверждением этому является высокая микротвердость (680–720 HV) и жаропрочность исследуемых механически легированных систем. Так, после отжига при 1000 °С их микротвердость находится в пределах 450–500 HV. Стойкость против рекристаллизации однозначно указывает на дисперсное упрочнение, обусловленное наноразмерными, термодинамически стабильными фазами оксидов алюминия, имеющими высокое значение модуля сдвига. Наличие в структуре мартенсита объясняется имеющим место при обработке шихты в механореакторе многократным ударным воздействием, вызывающим пластическую деформацию сформировавшихся стальных композиционных частиц, разогревающую микрообъемы до температур выше  $A_{c1}$  с их последующим охлаждением ниже  $M_n$ , что приводит к протеканию фазовых превращений  $Fe_\alpha + C +$  легирующие металлы (л. м.)  $\rightarrow Fe_\gamma(C, \text{ л. м.}) \rightarrow Fe_\alpha(C, \text{ л. м.}) + Fe_\gamma(C, \text{ л. м.})_{ост}$ , в результате которых образуются наноразмерные включения мартенситной фазы. Продуктами этих процессов являются также аустенит остаточный ( $Fe_\gamma(C, \text{ л. м.})_{ост}$ ) и карбиды  $Fe_4C_{0,63}$ ,  $Fe_2C$ . Последние образуются в результате механически активируемого распада мартенсита.

Термическая обработка (отжиг) механически легированных порошков, осуществлявшаяся в атмосфере аргона в течение 1 ч в печи, нагретой до 450 °С, активирует взаимодействие между компонентами и приближает фазовый состав к равновесному, но не достигает его. В композиционных порошках, подвергнутых отжигу, кроме равновесных фаз *феррита, цементита и оксида алюминия ( $Al_2O_3$ )*, в небольшом количестве присутствуют продукты неполного взаимодействия между реагирующими компонентами, основными из которых являются низшие оксиды железа и никеля, а также  $FeAl$ ,  $FeNi_3$ ,  $Fe_3Mo$ . Исходя из теплосодержания механически легированных композиций, подвергнутых отжигу, полнота протекания фазовых превращений не превышает 90%.

Особенность разработанных лигатур – их высокая жаропрочность. Высокая твердость и субмикроструктурный тип структуры основы, сохраняющиеся после отжига в широком интервале температур, верхнее значение которого достигает  $0,85T_{пл.основы}$ , определяются комплексным упрочнением механически легированных композиций, сочетающим зернограничное, дисперсионное, дисперсное виды упрочнения. Дисперсионное упрочнение, сохраняющееся после отжига до температур не выше  $0,5T_{пл.основы}$ , вызвано дисперсными образованиями карбидов железа и интерметаллидов. Жаропрочность определяется наличием синтезированных в процессе реализации технологии наноразмерных термодинамически устойчивых фаз оксидов алюминия, имеющих высокое значение температуры плавления и стабилизирующих границы зерен и субзерен. Можно ожидать, что наличие ультрадисперсных тугоплавких включений оксидов алюминия обеспечит разработанным лигатурам высокий модифицирующий эффект. Это подтверждается результатами ранее выполненных работ [9] по исследованию влияния механически легированных лигатур подобного типа на структуру, фазовый состав и свойства литых хромовых бронз. Применение их обеспечивает высокий модифицирующий эффект. Структура основы этих бронз относится к микрокристаллическому типу со средним размером однородных равновесных зерен менее 0,8 мкм.

Микроструктура сварного шва, полученного на стальной трубе при сварке стандартным электродом марки МР-3, имеет классическое строение, характерное для швов ручной дуговой сварки за один проход. Для нее характерна типичная крупноигльчатая дендритная структура (рис. 3, а) с направлением роста зерен от основного металла к центру шва. Размер одного дендрита составляет приблизительно 100 мкм в диаметре. Структура металла шва, полученного при использовании экспериментального электрода 4, существенно отличается формой и размерами (рис. 3, б): практически исчезает дендритная структура и значительно уменьшается размер зерна.

Существенное влияние на измельчение зерен оказывает промежуточный отжиг, проводимый после механического легирования шихты. При его отсутствии в процессе сварки в связи с дополнительным тепловыделением наблюдается рост зерен наплавленного металла (рис. 4).

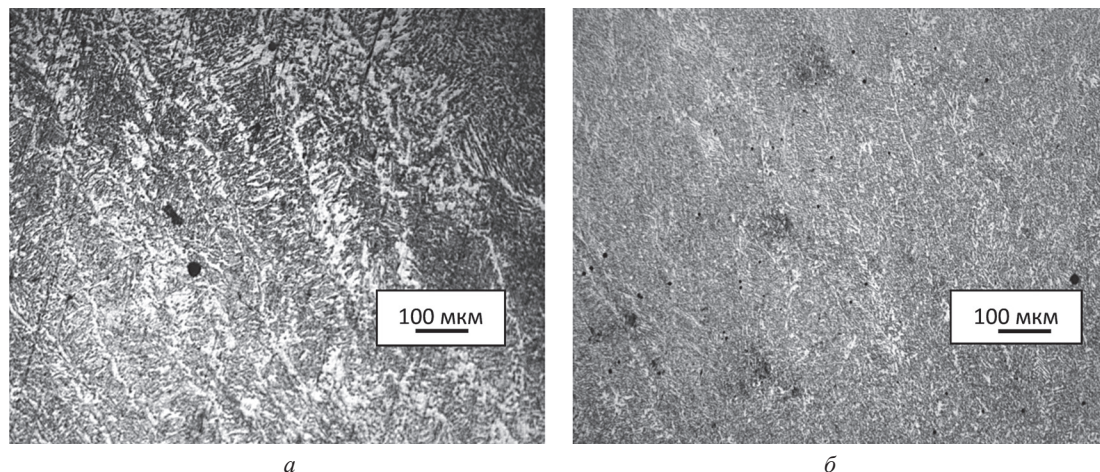


Рис. 3. Структура металла швов, образованных стандартными и экспериментальными электродами 4: *а* – структура металла шва, полученная при использовании стандартного электрода (МР-3); *б* – структура металла шва, полученная при использовании экспериментального электрода 4 (МЛ с ПАВ и промежуточным отжигом)

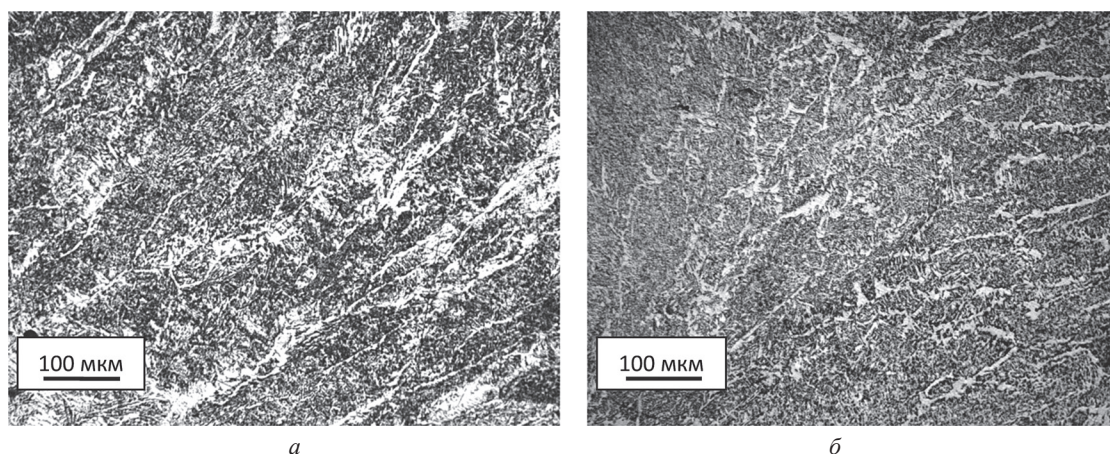


Рис. 4. Структура металла швов, образованных при использовании электродов 1, 2: *а* – структура металла шва, полученная при использовании экспериментальных электродов 1 (без ПАВ и промежуточного отжига); *б* – структура металла шва, полученная при использовании экспериментальных электродов 2 (с промежуточным отжигом, но без использования ПАВ)

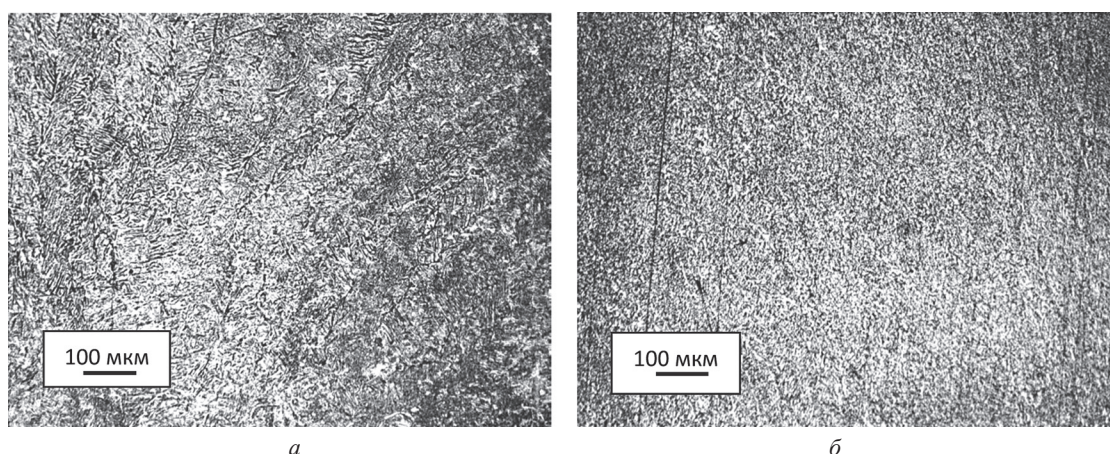


Рис. 5. Структура металла швов, образованных при использовании электродов 3, 4: *а* – структура металла шва, полученная при использовании электродов 3 (МЛ с ПАВ без промежуточного отжига); *б* – структура металла шва, полученная при использовании электродов 4 (МЛ с ПАВ с промежуточным отжигом)

Применение ПАВ в процессе механического легирования приводит к дополнительному измельчению структуры шва (рис. 5). Аналогичные изменения структуры наблюдаются и в наиболее ответственных участках сварного соединения, зонах сплавления (рис. 6–8), отвечающих за свойства и работоспособность сварного соединения. На изображении структуры основной металл отличается более светлым



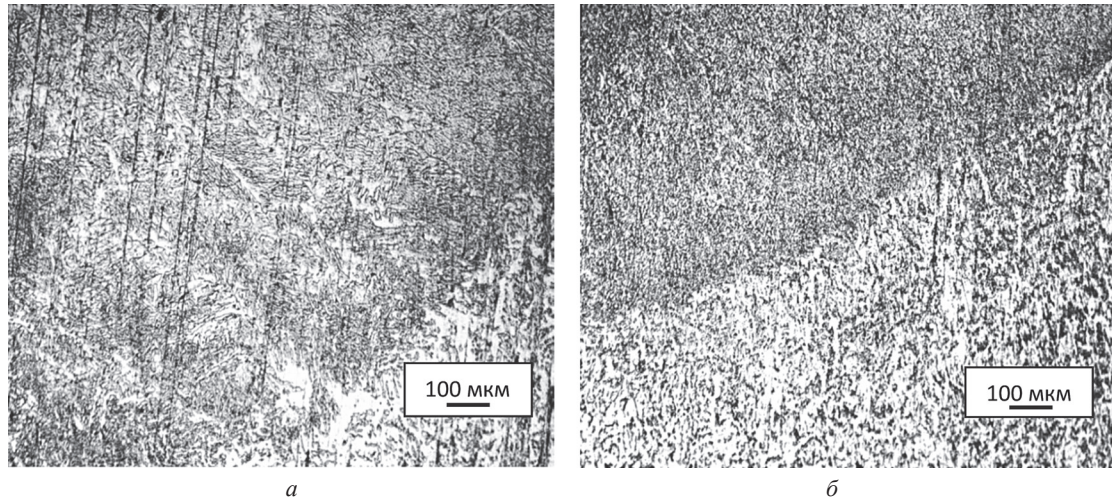


Рис. 6. Структура зон сплавления (неполного расплавления): *a* – стандартный электрод (MP-3); *б* – экспериментальный электрод 4

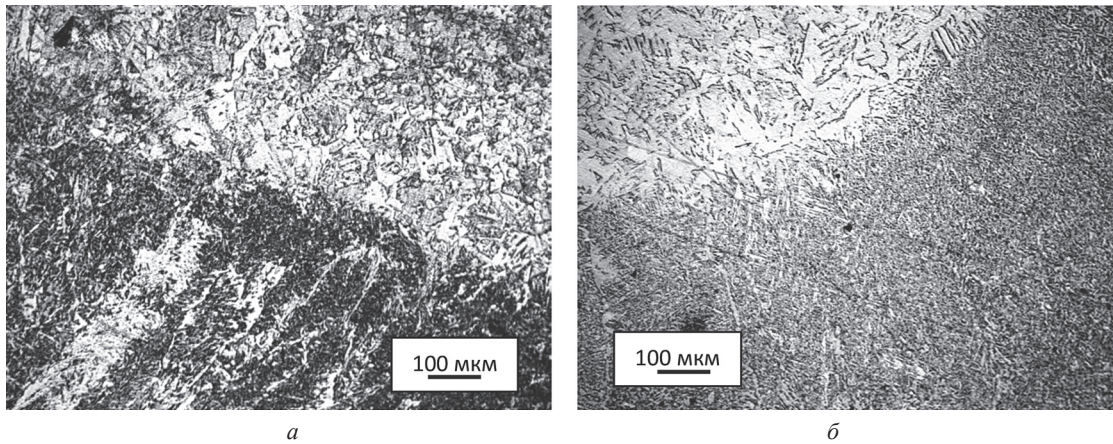


Рис. 7. Структура зон сплавления электродов 1, 2: *a* – структура зоны сплавления, полученная при использовании электродов 1 (МЛ без ПАВ без промежуточного отжига); *б* – структура зоны сплавления, полученная при использовании электродов 2 (МЛ без ПАВ с промежуточным отжигом)

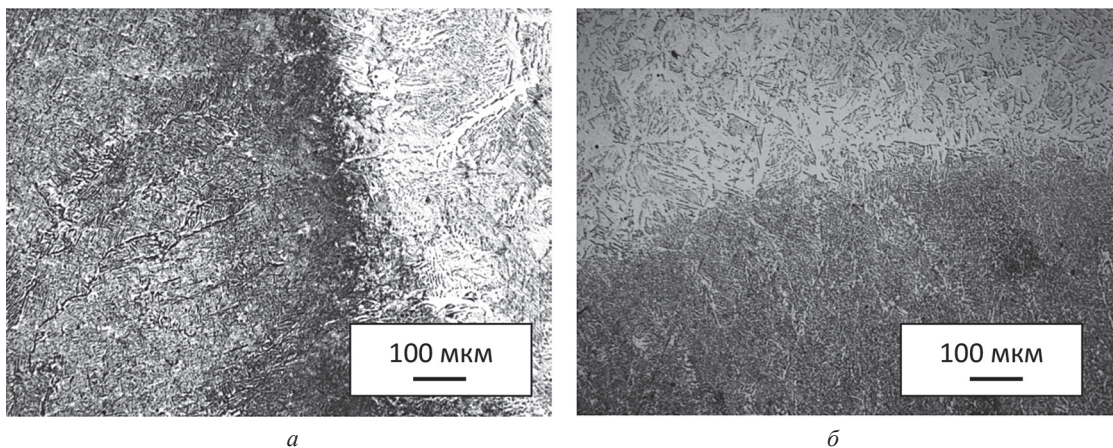


Рис. 8. Структура зон сплавления электродов 3, 4: *a* – структура зоны сплавления, полученная при использовании электродов 3 (без промежуточного отжига); *б* – структура зоны сплавления, полученная при использовании электродов 4 (с промежуточным отжигом)

фоном, так как менее травим. Кроме эффекта существенного измельчения структуры, можно отметить и практически исчезновение зоны столбчатых кристаллитов.

Экзотермическое взаимодействие между не прореагировавшими компонентами лигатуры, имеющее место в процессе сварки, обеспечивает заметный тепловой эффект, уменьшающий скорость охлаждения и затвердения металла шва. Это способствует выходу из него газовых и неметаллических включений, а также позволяет интенсифицировать процесс сварки и повысить устойчивость его протекания. Вели-

чина сварочного тока при сварке стальной трубы из стали БСт3 с толщиной стенки 2,5 мм снизилась с 80 А у стандартных электродов, до 50 А у экспериментальных.

Результаты исследования механических и эксплуатационных свойств сварного соединения показали, что использование электродов с покрытиями, содержащими механически сплавленную композиционную модифицирующую лигатуру с термореагирующими компонентами, способными в результате термической активации образовывать наноразмерные тугоплавкие химические соединения, приводит к устранению транскристаллической структуры металла шва и уменьшению размеров зерен в 2,5–3,0 раза (с номера 8–9 до номера 11–12). Это обеспечивает снижение на 20–30 °С порога хладноломкости и увеличение на 15–25% механических свойств металла шва. При этом наибольший эффект достигается при использовании в качестве компонентов шихты для производства лигатуры  $Ni_2O_3$ ,  $MoO_3$ .

### Выводы

Применение в качестве компонентов для покрытий электродов механически сплавленных микро-и/или субмикроструктурных лигатур, содержащих в качестве модификаторов первого рода наноразмерные тугоплавкие включения оксидов алюминия, является эффективным способом улучшения структуры и повышения комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств сварных соединений.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Лахтин Ю. М. *Материаловедение: учеб. для вузов* / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. 6-е изд., стер. М.: Альянс, 2011. 528 с.
2. Хабибуллин А. И., Ловшенко Ф. Г. Способ получения модифицирующих покрытий плавящихся электродов. Заявка № А2140013 от 03.01.2014 г.
3. Хабибуллин А. И., Ловшенко Ф. Г., Федосенко А. С. Шихта порошковой проволоки, образующая наноразмерные модификаторы. Заявка № А2140014 от 03.01.2014 г.
4. Хабибуллин А. И., Ловшенко Ф. Г. Способ получения модифицирующих покрытий плавящихся электродов. Заявка № А2140262 от 12.05.2014 г.
5. Ловшенко Г. Ф. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2008. 679 с.
6. Ловшенко Ф. Г. Закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных материалов / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2016. 420 с.
7. Ловшенко Ф. Г. Композиционные наноструктурные механически легированные порошки для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2012. 216 с.
8. Ловшенко Ф. Г. Влияние механического легирования на фазовый состав и теплосодержание термореагирующих 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.
9. 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.

### REFERENCES

1. Lahtin Ju. M., Leont'eva V. P. *Materialovedenie* [Materials Science]. Moscow, Al'jans Publ., 2011, 528 p.
2. Habibullin A. I., Lovshenko F. G. *Sposob poluchenija modifizirujushhih pokrytij plavjashhihsja jelektrodiv* [Method for obtaining modifying coatings for melting electrodes]. Zajavka № А2140013, 2014.
3. Habibullin A. I., Lovshenko F. G., Fedosenko A. S. *Shihta poroshkovej provoloki, obrazujushhaja nanorazmernye modifikatory* [Powder wire shavings forming nanoscale modifiers]. Zajavka №А2140014, 2014.
4. Habibullin A. I., Lovshenko F. G. *Sposob poluchenija modifizirujushhih pokrytij plavjashhihsja jelektrodiv* [Method for obtaining modifying coatings for melting electrodes]. Zajavka №А2140262, 2014.
5. Lovshenko G. F., Lovshenko F. G., Hina B. B. *Nanostrukturnye mehanicheski legirovannye materialy na osnove metallov* [Nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belarus.-Ros. University Publ., 2008, 679 p.
6. Lovshenko F. G., Lovshenko G. F. *Zakonomernosti formirovanija fazovogo sostava, struktury i svojstv mehanicheski legirovannyh materialov* [Regularities in the formation of the phase composition, structure, and properties of mechanically doped materials]. Mogilev, Belarus.-Ros. University Publ., 2016, 420 p.
7. Lovshenko F. G., Lovshenko G. F. *Kompozicionnye nanostrukturnye mehanicheski legirovannye poroshki dlja gazotermicheskij pokrytij* [Composite nanostructured mechanically alloyed powders for gas-thermal coatings]. Mogilev, Belarus.-Ros. University Publ., 2012, 216 p.
8. Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A. S. *Vlijanie mehanicheskogo legirovanija na fazovyj sostav i teplosoderzhanie termoreagirujushhih poroshkovyh kompozicij na osnove zheleza i nikelja dlja gazotermicheskij pokrytij* [The influence of mechanical alloying on the phase composition and heat content of thermoreacting powder compositions based on iron and nickel for gas-thermal coatings]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 99–108.
9. Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Lozиков I. A. *Poluchenie mehanicheski legirovannyh nanostrukturnyh modifizirujushhih ligatur dlja proizvodstva vysokoprochnyh submikrokristallicheskijh bronz jelektrotehnicheskogo naznachenija* [Obtaining mechanically doped nanostructural modifying ligatures for the production of high-strength submicrocrystalline bronze electrotechnical applications]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2, pp. 115–126.