



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-84-92>
УДК 55.09.43

Поступила 15.05.2020
Received 15.05.2020

ПЛАЗМЕННЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ МЕХАНИЧЕСКИ СИНТЕЗИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ «ЖЕЛЕЗО–АЛЮМИНИЙ»

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, А. С. ФЕДОСЕНКО, Белорусско-Российский университет, г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43. E-mail: fedosenkoas@tut.by

Установлены закономерности формирования плазменных покрытий, получаемых из порошков на основе системы Fe-Al, синтезируемых методом реакционного механического легирования. Выявлено влияние режимов обработки композиций в механореакторе на свойства покрытий. Предложен эффективный способ управления пористостью покрытий из разработанных порошков, в основу которого положено изменение мощности, потребляемой установкой.

Плазменные покрытия имеют неравновесный фазовый состав, который в отличие от равновесного включает широкую гамму оксидов металла основы и легирующих элементов, образующихся в процессе напыления. Покрытия при этом сохраняют субмикро-микроструктурный тип структуры порошков с высокоразвитой границей зерен и субзерен. Основой покрытий является интерметаллид FeAl. В роли упрочняющих фаз выступают ультрадисперсные соединения интерметаллидов и оксидов.

Отжиг порошков оказывает значительное влияние на структуру и свойства покрытий и, в первую очередь, на слои из композиций с комплексным легированием оксидами. Термическая обработка способствует увеличению плотности и твердости покрытий и снижению пористости. Исследование образцов покрытий после отжига при высоких температурах свидетельствует о высокой жаропрочности и сохранении микроструктурного типа структуры их основы.

Ключевые слова. Реакционное механическое легирование, плазменное напыление, плазменные покрытия, отжиг, фазовый состав, микроструктура, твердость, пористость, FeAl.

Для цитирования. Ловшенко, Ф. Г. Плазменные покрытия из механически синтезированных композиционных порошков на основе системы «железо-алюминий» / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 84–92. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-84-92>.

PLASMA COATINGS MADE OF MECHANICALLY SYNTHESIZED COMPOSITE POWDERS BASED ON THE «IRON–ALUMINUM» SYSTEM

F. G. LOVSHENKO, A. S. FEDOSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira Ave. E-mail: fedosenkoas@tut.by

The regularities of the formation of plasma coatings obtained from powders based on the Fe-Al system synthesized by the reaction mechanical alloying method are established. The influence of the processing modes of the compositions in the mechano-reactor on the properties of coatings is revealed. An effective method for controlling the porosity of coatings from developed powders based on a change in the power consumed by the installation is proposed.

Plasma coatings have a nonequilibrium phase composition, which, in contrast to the equilibrium one, contains a wide range of metal oxides of the base and alloying elements formed during the spraying. The coating retains submicron – microcrystalline type of structure of powders with a highly developed grain and subgrain boundary. The basis of the coating is intermetallic FeAl. The role of hardening phases is played by ultrafine compounds of intermetallics and oxides.

Powder annealing has a significant effect on the structure and properties of coatings and, first of all, on layers from compositions with complex alloying with oxides. Heat treatment increases the density and hardness of coatings and reduces porosity. The study of coating samples after high temperature indicates high heat resistance and the preservation of the microcrystalline type of structure of their bases.

Keywords. Reaction mechanical alloying, plasma spraying, plasma coatings, annealing, phase composition, microstructure, hardness, porosity, FeAl.

For citation. Lovshenko F. G., Fedosenko A. S. Plasma coatings made of mechanically synthesized composite powders based on the «iron-aluminum» system. Foundry production and metallurgy, 2020, no. 3, pp. 84–92. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-84-92>.

Введение

Газотермические покрытия на основе системы «железо-алюминий» выгодно отличаются от других высокими значениями жаропрочности, твердости, износостойкости, жаростойкости, коррозионной стойкости, низкой плотностью [1–7]. Они эффективны как для поверхностного упрочнения, так и для восстановления деталей из доступных дешевых низколегированных металлических сплавов, обеспечивая их необходимую работоспособность в экстремальных условиях. Применение покрытий на основе этой системы в ряде случаев позволяет заменить высоколегированные стали низколегированными или углеродистыми без снижения стойкости изделий, работающих в жестких температурно-силовых и агрессивных условиях. Наиболее перспективным способом получения как двойных, так и многокомпонентных порошков на основе системы «железо-алюминий» является реакционное механическое легирование [8, 9]. Оптимальные составы шихты и условия реализации этого процесса обеспечивают производство композиционных субмикроструктурных наноструктурных комплексно-упрочненных жаропрочных модифицирующих материалов, структура, фазовый состав и свойства которых, включая и жаропрочность, наследуются покрытиями, получаемыми из них [10]. При этом следует отметить, что технологии производства механически синтезированных порошков и покрытий из них находятся на стадии становления. В связи с этим достижение цели данной работы, направленной на установление закономерностей формирования фазового состава, структуры и свойств плазменных покрытий из механически легированных композиционных порошков на основе системы «железо-алюминий», является важной и актуальной.

Состав, структура и свойства применяемых механически легированных порошков; оборудование и методики исследования

Порошки для покрытий получали реакционным механическим легированием в механореакторе вибрационного типа, обеспечивающего ускорение рабочих тел до $150 \text{ м} \cdot \text{с}^{-2}$. Исходный состав, технология и оптимальные режимы механосинтеза композиционных порошков приведены в работе [1]. При этом условия обработки шихты соответствовали оптимальным для механического легирования систем на основе железа. В качестве базовой выбрана одна из наиболее перспективных композиций «Fe–30% Al». Основным легирующим компонентом – поставщиком кислорода, необходимым для образования наноразмерных частиц оксидов алюминия, обеспечивающих дисперсное упрочнение и выполняющих роль модификатора, являлся порошок оксид железа Fe_2O_3 , который вводили в базовую шихту в количестве до 15,7% общей массы шихты. В этом случае при полном взаимодействии легирующего оксида с алюминием, имеющим место в процессе реализации процессов механического легирования, отжига полученного композиционного порошка, и нанесении покрытия должно образовываться 10% Al_2O_3 и 11% Fe. С целью установления влияния природы легирующего оксида на протекающие процессы и свойства покрытий дополнительно исследованы системы, легированные оксидами никеля (Ni_2O_3) и молибдена (MoO_3) в количестве, теоретически необходимом для образования до 9% Al_2O_3 .

Для упрощения записи составов исследуемых композиций была принята условная система обозначений. Так, например, ЖА30 – ДУ1(5), первая группа букв и цифр – ЖА30 – показывает состав основы композиции (Fe + 30% Al), ДУ – композиция, содержащая легирующие оксиды, первая цифра после ДУ – вводимый оксид (1 – Fe_2O_3 ; 2 – Ni_2O_3 ; 3 – MoO_3), а цифра в скобках – расчетное содержание в материале оксида алюминия (Al_2O_3).

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

Исходными компонентами для получения разрабатываемых материалов служили стандартные порошки железа – ПЖРВ (ГОСТ 9849–86), алюминия – ПА-4 (ГОСТ 6058–73). Также использовали порошки марки «Ч»: оксида железа Fe_2O_3 (ГОСТ 4173–77), оксида никеля Ni_2O_3 (ТУ 6–09–02–274–78), оксида молибдена MoO_3 (ТУ 48–19–549–94). При проведении исследований учитывали содержание кислорода и углерода в порошке железа, которое составляло примерно 0,25 и 0,15% соответственно. Наличие других примесей во внимание не принимали.

Для более полного понимания процессов, имеющих место при плазменном нанесении покрытий, представляется целесообразным привести основные данные по формированию фазового состава, структуры и свойств механически легированных порошков приведенных выше систем. Отметим, что независимо от состава при обработке шихты в механореакторе имеют место механически активируемые структурные и фазовые превращения, продуктом которых являются термодинамически неравновесные

по фазовому составу терморреагирующие композиционные частицы порошка, размер основной части которых находится в пределах 20–100 мкм. На микроскопическом уровне они химически гомогенны. Механически активируемые структурные превращения приводят к диспергированию зерен основы до размера, не превышающего 0,1 мкм, с разделением их на блоки величиной не более 25 нм. При этом плотность дислокаций, располагающихся, как правило, по границам зерен и субзерен, стабилизированных рентгеноаморфными кластерами оксидов алюминия, составляет 10^{10} – 10^{11} см⁻². Кроме того, для всех механически легированных порошков характерно наличие включений размером менее 0,1 мкм, содержание которых в зависимости от их природы и условий механосинтеза изменяется в широких пределах и может достигать 50% от исходного. Структура основы относится к субмикроструктурному типу. Несмотря на то что механически легированные порошки являются термодинамически неравновесными системами, приведенное строение композиционных частиц определяет высокую стабильность структуры основы и их жаропрочность [10].

Вместе с тем, следует отметить, что протекание механически активируемых фазовых превращений при обработке шихты в механореакторе в исследуемых композициях рентгеновским методом прямо не установлено. Косвенно на их реализацию указывает снижение в 1,3–2,0 раза интенсивности основных дифракционных линий с одновременным увеличением в 2,0–3,0 раза их физического уширения (табл. 1).

Т а б л и ц а 1. Значения физического уширения дифракционных линий основных компонентов композиции состава ЖА10 – ДУ1(9)

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

Отмечается также заметное отклонение центра «тяжести» основных линий от положения равновесия [13] и существенное снижение теплосодержания механически легированных порошков систем «Fe – Al – легирующий оксид (Fe₂O₃, Ni₂O₃, MoO₃)», а также уменьшение количества алюминия и исходных легирующих оксидов в них. Все эти факторы, включающие и высокие значения микротвердости, а также жаропрочности механически легированных порошков, однозначно указывают на протекание механически активируемых фазовых превращений, наиболее важными из которых являются окислительно-восстановительные. При этом механически синтезированные порошки являются комплексно-упрочненными. Основными видами упрочнения, определяющими способность сохранять структуру и свойства материала в широком интервале температур, верхнее значение которого достигает температуры плавления основы, служат тесно связанные между собой зернограницное и дисперсное. Следует отметить, что в процессе термического воздействия на механически синтезированные порошки, имеющего место при их отжиге и/или напылении, образующиеся наноразмерные (менее 20 нм) частицы Al₂O₃ играют роль модификаторов первого рода, что способствует формированию плазменных покрытий с субмикроструктурным типом структуры [10].

Для покрытий использовали композиционные порошки непосредственно после механосинтеза, а также подвергнутые последующему отжигу в печи SNOL 30 / 1100. В качестве защитной атмосферы применяли аргон. Нанесение покрытий осуществляли плазмотроном оригинальной конструкции (аналог ПУН-1), работающим на воздушно-пропановой плазмообразующей смеси. Следует отметить, что одним из важнейших факторов, оказывающих влияние на свойства получаемых покрытий и, прежде всего, на их плотность, является мощность, потребляемая плазмотроном, оптимальное значение которой, в свою очередь, связано с «теплосодержанием» напыляемых порошков. В зависимости от величины последнего фактора рассматриваемые в данной работе механически легированные порошки условно делятся на две группы: с низким и высоким «теплосодержанием». К первой относится базовая композиция ЖА30, обеспечивающая при взаимодействии между компонентами повышение температуры не выше 300 К. «Теплосодержание» композиций второй системы «ЖА30 – ДУ» в 2,5–3,0 раза выше.

Фазовый состав и структуру материалов исследовали стандартными методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр «ДРОН-3») и сканирующей электронной микроскопией (Tescan VEGA II SBH). Микротвердость определяли на приборе Indentec ZHV, а износостойкость исследовали в соответствии с ГОСТ 23.224–86.

Результаты исследования.

Закономерности формирования структуры, фазового состава и свойств плазменных покрытий

Структура и свойства покрытий из порошков, не подвергавшихся термической обработке. Механически легированные порошки базовой композиции, отличающиеся относительно низким теплосодержанием, напыленные при оптимальном значении мощности (45–50 кВт), потребляемой плазмотроном, обеспечивают получение покрытий, имеющих классическое слоистое строение и характеризующихся однородностью структуры, равномерностью распределения элементов и низкой пористостью, значение которой не превышает 5% (рис. 1, *a*). Увеличение продолжительности механосинтеза порошков с 6 до 12 ч приводит к диспергированию структуры основы покрытий, вызывающему изменение ее типа с микрокристаллического на субмикрокристаллический. Одновременно возрастает концентрация механически и термически синтезированных нанокристаллических упрочняющих фаз [11], что в комплексе обеспечивает повышение твердости (рис. 2, *a*) и износостойкости (рис. 2, *б*) покрытий. При этом следует отметить, что предшествующий напылению отжиг порошков базовой композиции (ЖА30) не оказывает существенного влияния на реализацию технологии нанесения покрытий, их свойства и структуру (см. рис. 1, *б*).

При реализации плазменного напыления порошков, комплексно-легированных оксидами (MoO_3 , Ni_2O_3 , Fe_2O_3), по режиму, оптимальному для термонеutralных или близких к ним по теплосодержанию композиций (мощность плазмотрона ≈ 50 кВт), например ЖА30, твердость получаемых покрытий линейно увеличивается (рис. 3, *a*), а плотность снижается (рис. 3, *б*). Негативное влияние на последнее свойство возрастает с увеличением теплосодержания применяемого порошка и при его значении, обеспечивающем повышение температуры частиц более чем на 300 К, пористость достигает 5%. Эта величина «теплого эффекта» условно принята в качестве базового значения при делении порошков на термонеutralные и терморреагирующие. Следует отметить, что при примерно одинаковом теплосодержании исходных смесей механически активируемые превращения в шихте с MoO_3 , одним из основных продуктов которых являются кластеры Al_2O_3 , в сравнении с системами, содержащими Ni_2O_3 , Fe_2O_3 , получают большее развитие. На это однозначно указывает тот факт, что после обработки в механореакторе композиционный порошок из шихты, одним из компонентов которой является MoO_3 , по теплосодержанию минимум в 2 раза уступает

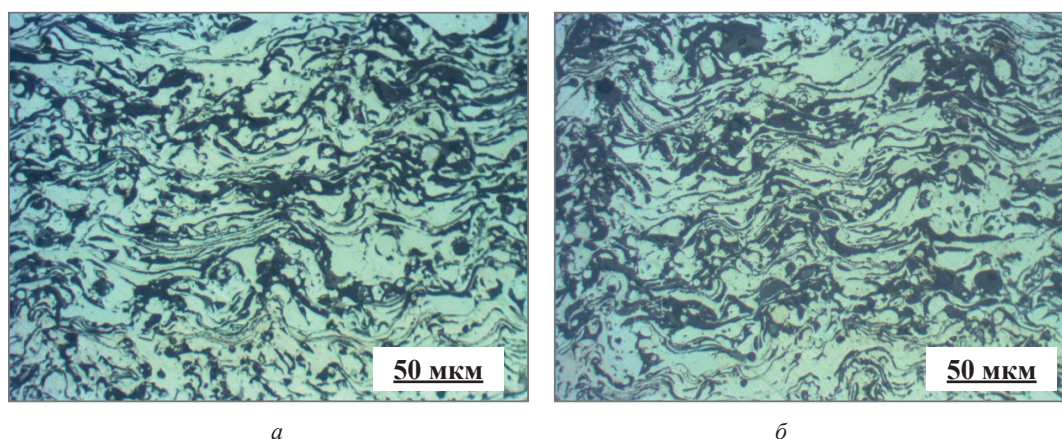


Рис. 1. Структура плазменного покрытия из механически легированного порошка ЖА30:
a – без термообработки; *б* – после отжига порошка при 830 К

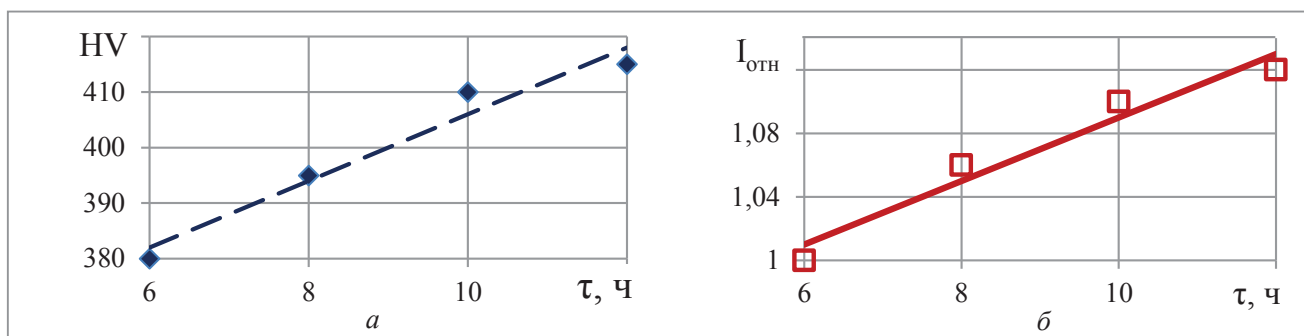


Рис. 2. Влияние времени обработки порошка ЖА30 в механореакторе на твердость (*a*) и относительную износостойкость (*б*) плазменных покрытий

порошкам с Ni_2O_3 , Fe_2O_3 и приближается к значению этого параметра в двойных системах «Fe–Al» [12]. При этом пористость покрытий, полученных из композиционного порошка, легированного 8% MoO_3 , как и в материалах «Fe–Al», не превышает 5%. В то время как при использовании порошков из шихты с Ni_2O_3 и Fe_2O_3 она достигает 11–13% (рис. 3, б).

Одним из способов, эффективно влияющим на плотность покрытий из терморегулирующих порошков, является величина потребляемой плазмотроном мощности. Она должна исключать перегрев напыляемого материала [10]. Установлено, что оптимальное значение мощности плазмотрона при напылении механически легированных порошков, полученных из композиций, содержащих от 3 до 16% Fe_2O_3 или Ni_2O_3 , снижается \approx с 50 до \approx 30 кВт.

Влияние термической обработки механически легированных порошков на структуру и свойства покрытий. Отжиг механически легированных порошков на основе композиций ЖАЗО и ЖАЗО–ДУ, имеющих относительно низкое теплосодержание и условно названных термонеutralными, в интервале температур нагрева печи, верхнее значение которого достигало 970 К, заметно не влияет на структуру и исследованные свойства (твёрдость, износостойкость и плотность) покрытий, полученных напылением при номинальной мощности плазмотрона \approx 50 кВт. Слой характеризуется высокой плотностью и однородностью (см. рис. 1, б).

В то же время на плотность покрытий из терморегулирующих порошков группы ЖАЗО – ДУ, напыленных при приведенной выше мощности плазмотрона, температура отжига оказывает существенное влияние (рис. 4, 5).

Анализ зависимости (см. рис. 4) показывает, что превращение механически легированных порошков из терморегулирующих в термонеutralные, вызванное термически активируемым взаимодействием между их компонентами, имеющим место при температуре нагрева выше 570 К и устранившим «избыточное теплосодержание», приводит к резкому снижению пористости покрытий, получаемых из них. Следует отметить, что для покрытий, полученных напылением термообработанных порошков этого типа при потребляемой плазмотроном мощности менее 45 кВт, характерно наличие в структуре слоя нерасплавленных в плазменной струе частиц (рис. 6, а). Содержание их в слое повышается с увеличением размера частиц порошка и уменьшением мощности струи, что может способствовать снижению механических и эксплуатационных свойств покрытий. Исходя из этого, для данной группы материалов потребляемая плазмотроном мощность не должна быть менее 45 кВт, а размер напыляемых частиц не должен превышать 65 мкм [10]. В этом случае образуется качественное однородное покрытие (рис. 6, б, 7).

Термическое воздействие при температурах ниже 570 К является недостаточным для активации фазовых превращений и не изменяет теплосодержание терморегулирующих порошков. Как отмечалось выше, в этом случае высокая плотность покрытий достигается снижением мощности, потребляемой плазмотроном при напылении, с \approx 50 до \approx 30 кВт. Следует отметить, что установление причины негативного влияния перегрева на плотность покрытий требует отдельного исследования. Вместе с тем, с большой достоверностью можно утверждать, что оно обусловлено качественным и количественным изменением в процессе напыления фазового состава порошков, вызванным, прежде всего, увеличением в них содержания оксидов.

Наряду с приведенной выше зависимостью пористости покрытий от температуры отжига механически легированных терморегулирующих композиционных порошков исследовано также влияние этого фактора на твердость частиц и покрытий из них. Напыление покрытий осуществляли при оптимальном значении мощности, потребляемой плазмотроном. Для порошков, подвергнутых отжигу ниже и выше 570 К,

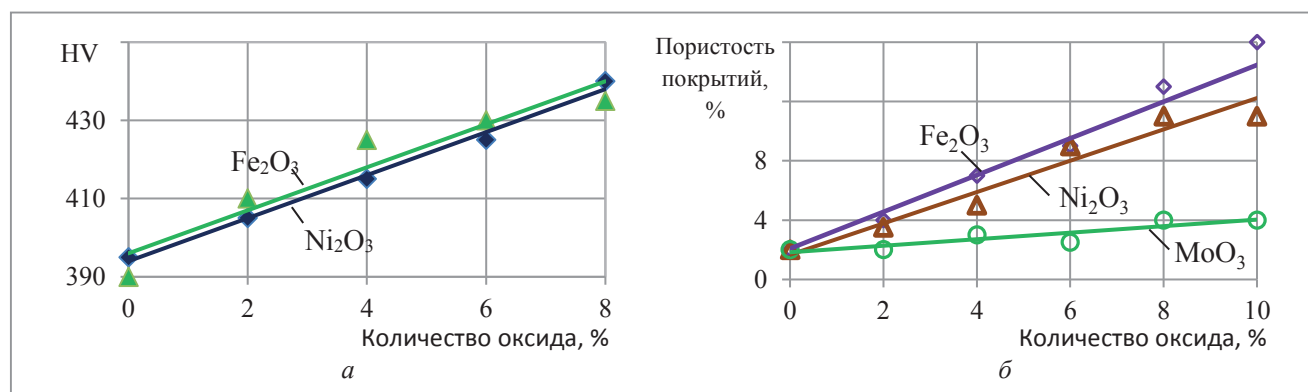


Рис. 3. Влияние количества легирующего оксида в исходной шихте на твердость (а) и пористость (б) плазменных покрытий из механически легированных порошков (время обработки – 8 ч)

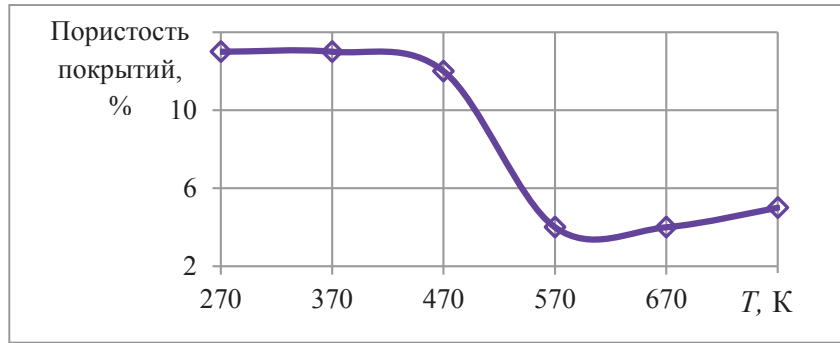


Рис. 4. Влияние температуры отжига механически легированного порошка ЖАЗО – ДУ 1 (5) на пористость покрытий

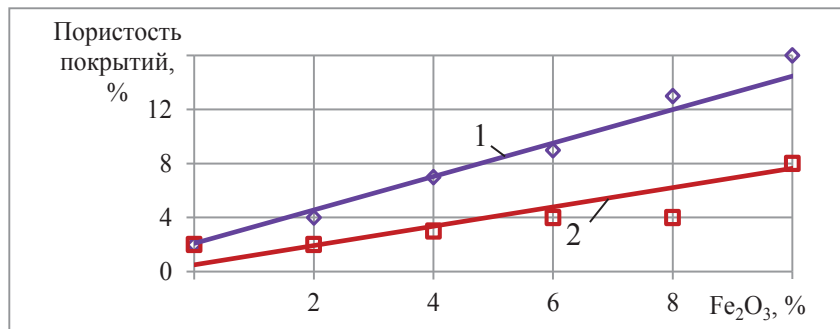


Рис. 5. Влияние количества оксида железа, вводимого в исходную шихту, на пористость плазменных покрытий:
1 – без термической обработки порошка; 2 – после отжига при $T = 870\text{ K}$

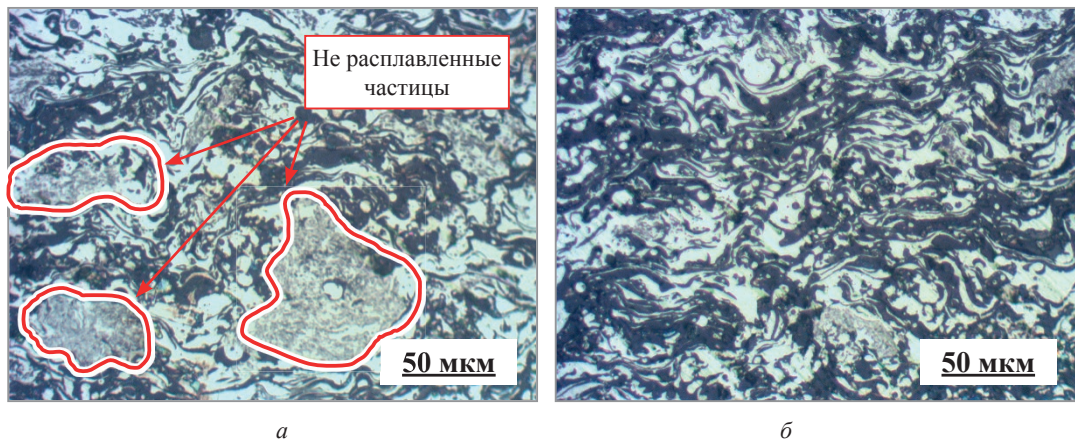


Рис. 6. Структура плазменных покрытий из порошка ЖАЗО – ДУ 1 (9) со средним размером частиц 85 мкм, подвергнутого отжигу в течение 1 ч при 970 К: а – потребляемая мощность 30 кВт; б – потребляемая мощность 50 кВт

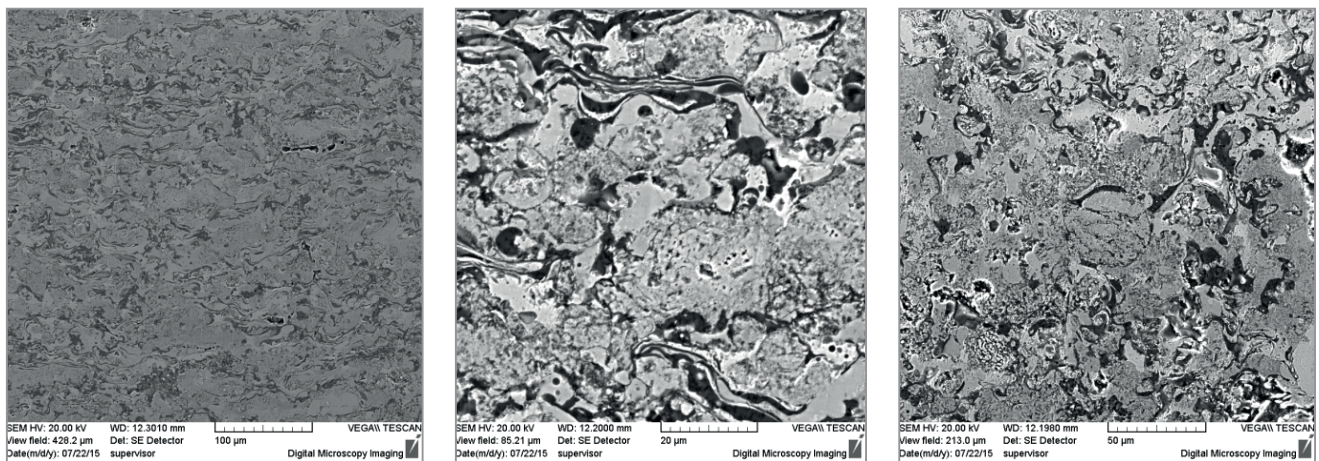


Рис. 7. Микроструктура протравленного покрытия из порошка ЖАЗО – ДУ 1 (9) (СЭМ)

она составляла 30 и 50 кВт соответственно. Согласно результатам проведенных исследований, отжиг при температурах, превышающих нижнее значение температуры активации окислительно-восстановительных превращений (570 К), вызывающих формирование в комплексно-легированных системах наноразмерных тугоплавких включений оксидов алюминия, приводит к резкому увеличению твердости порошков. При этом порошки, подвергнутые термической обработке при температурах ниже 570 К, по твердости уступают покрытиям из них. В случае использования порошков, отожженных при температурах выше 570 К, отмечается обратная зависимость. Максимального значения твердости порошки и покрытия достигают после отжига напыляемого материала при температуре 850–900 К (рис. 8).

Следует отметить, что отличительной особенностью материалов данной группы, полученных по приведенной выше технологии, являются близкие значения твердости порошков, подвергнутых отжигу при температурах, активирующих фазовые превращения, и покрытий из них. Так, для материала ЖА30 – ДУ 1 (5) разница в их величине не превышает 50 HV [13]. Как показано ниже, это явление объясняется фазовым составом материалов, основа которых после отжига представлена алюминидом железа, стабилизированным ультрадисперсными включениями оксида алюминия (Al_2O_3), образующегося в процессе механосинтеза и последующего отжига.

Фазовый состав и структура плазменных покрытий. Основные исследования выполнены на композиции ЖА10 – ДУ 1 (10), превращения в которой являются типичными для материалов данной группы. Как отмечалось ранее, при обработке в механореакторе взаимодействие между компонентами шихты, как правило, не завершается и применяемые в данном исследовании механически легированные композиционные порошки во всех случаях содержали исходные компоненты или продукты их промежуточного взаимодействия. Они являлись термодинамически неравновесными по фазовому

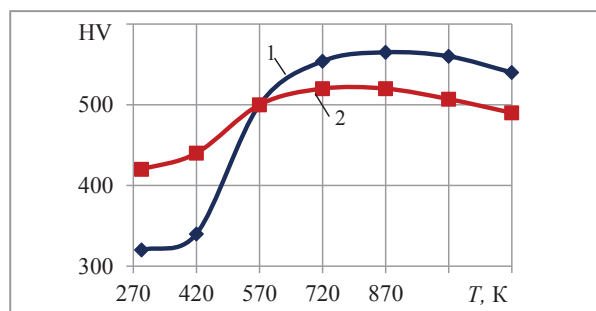


Рис. 8. Влияние температуры отжига порошка ЖА30 – ДУ 1 (5) на твердость плазменных покрытий:
1 – твердость порошка; 2 – твердость покрытия

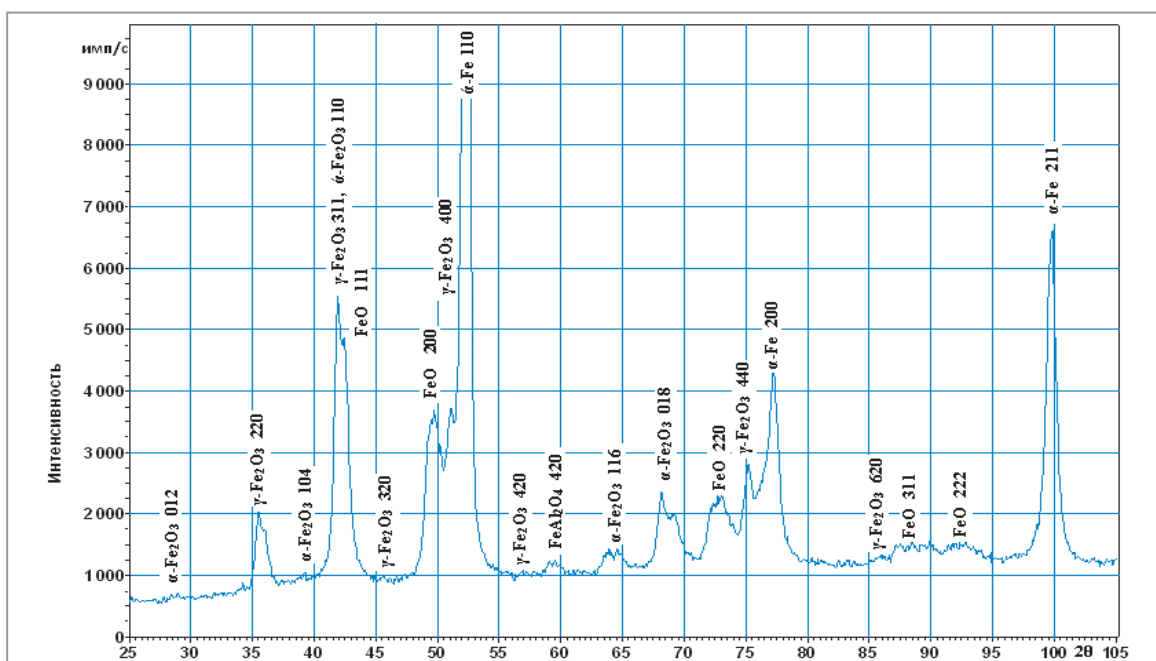


Рис 9. Фрагмент дифрактограммы покрытия, сформированного механоактивированным порошком с исходным составом ЖА10 – ДУ 1 (10)

составу термореагирующими системами. Отжиг и напыление порошков сопровождаются окислительно-восстановительными превращениями, приближающими фазовый состав формируемых покрытий к равновесному состоянию, однако последнее не достигается (рис. 9). Помимо фаз, характерных напыляемому материалу, в покрытии присутствуют алюминид Fe_3Al , низший оксид FeO и шпинель $FeAl_2O_4$. Алюминий в элементарном виде не обнаруживается. Появление в слое оксидов железа связано с его взаимодействием в плазменной струе с кислородом окружающей среды.

Соотношение интенсивности дифракционных линий матричной фазы α -Fe соответствует эталону. По сравнению с механически легированным порошком физическое уширение ее дифракционной линии 220 в покрытии выше, что обусловлено образованием мартенсита. При этом отношение β_{220}/β_{110} составляет 3,74 и практически совпадает с отношением тангенсов $tg\theta_{220}/tg\theta_{110}$, равным 3,82. Это свидетельствует о том, что структура покрытия характеризуется высокой плотностью нескоррелированных дислокаций [14].

Анализ химического состава покрытия ЖАЗО – ДУ 1 (9) (табл. 2), проведенный по точкам сканирования, свидетельствует о том, что его основу составляет интерметаллид $FeAl$. Высокое содержание кислорода в отдельных микрообъемах обусловлено наличием оксидов, образовавшихся при напылении покрытий в результате взаимодействия между компонентами порошка с продуктами плазменного потока. Отличительной особенностью фазового состава покрытий, полученных из порошков, не подвергавшихся отжигу, является наличие дисперсных неравновесных включений исходных компонентов в количестве до 5% от их первоначального содержания.

Таблица 2. Распределение химических элементов по точкам сканирования в композиции ЖАЗО – ДУ 1 (9)

Химический элемент, %	Номер спектра										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Fe	72,22	59,6	35,18	67,16	66,0	59,64	62,83	70,09	59,85	36,66	62,98
Al	19,91	27,6	32,99	24,49	27,59	19,05	27,59	24,82	27,74	32,02	25,73
O	7,88	12,8	31,83	8,35	6,41	21,31	9,58	5,09	12,4	31,32	11,29
Итого	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100

Покрытия из механически легированных порошков на основе композиций ЖАЗО и ЖАЗО – ДУ, полученные по оптимальной технологии, имеют высокую твердость и являются жаропрочными. Наследуемая ими субмикроструктурная структура основы порошков, стабилизированная термодинамически стойкими наноразмерными фазами оксидов алюминия, сохраняется и после длительного термического воздействия при температурах, превышающих 1170 К. Так, значения твердости покрытия из порошка ЖАЗО – ДУ 1 (9) до и после отжига при 1170 К в течение 2 ч близки и составляют 610 и 595 НВ соответственно.

Выводы

Результаты проведенного исследования однозначно указывают на перспективность применения механически синтезированных порошков на основе композиций ЖАЗО, ЖАЗО – ДУ для плазменных покрытий, работающих в жестких температурно-силовых условиях. Высокие значения твердости и жаропрочности покрытий обусловлены их структурой и фазовым составом. Максимальный эффект достигается при использовании механически легированных порошков, подвергнутых отжигу. В процессе термической обработки протекают фазовые превращения, завершающие формирование композиционных материалов с субмикроструктурной основой, имеющей высокоразвитую поверхность зерен и субзерен, стабилизированную наноразмерными, тугоплавкими и стойкими против отжига включениями оксидов алюминия. Порошки, подвергнутые термической обработке, имеют высокие значения твердости и жаропрочности и их структура, фазовый состав, а также свойства наследуются плазменными покрытиями. При кристаллизации последних наноразмерные тугоплавкие включения оксидов алюминия эффективно выполняют роль модификаторов первого рода, обеспечивая формирование субмикроструктурной структуры основы, стабилизированной наночастицами оксидов. Приведенные зависимости носят универсальный характер и выполняются во всех композициях на основе вышеуказанных систем.

ЛИТЕРАТУРА

1. Фазовый состав, структура и свойства жаропрочных порошков на основе системы «железо-алюминий», полученных по технологии реакционного механического легирования / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко // Литье и металлургия. 2019. № 3. С. 133–141.
2. Hardening and softening of FeAl during milling and annealing / X. Amils [et al.] // Intermetallics. 2000. № 8. P. 805–813.

3. Structural transformation of Al-Fe alloys analysed by neutron diffraction and Mössbauer spectroscopy / S. Enzo [et al.] // *Journal of Materials Science*. 2004. Vol. 39. No 20. P. 6333–6339.
4. Microstructural and kinetic aspects of the transformations induced in a FeAl alloy by ball-milling and thermal treatments / S. Gialanella [et al.] // *Acta Materialia*. 1998. Vol. 46. No 9. P. 3305–3316.
5. Structural, mechanical and magnetic properties of nanostructured FeAl alloys during disordering and thermal recovery / X. Amils [et al.] // *NanoStructured Materials*. 1999. Vol. 11. No 6. P. 689–695.
6. Mössbauer and structure studies on metallic powders from Fe-Al-X (X = Ni, Cu, Cr) / A. Hanc [et al.] // *Archives of Materials Science and Engineering*. 2008. Vol. 31. Issue 1. P. 21–24.
7. Electron microscopy and x-ray diffraction characterization of FeAl – BN nanocomposites produced by mechanical alloying / G. Rosas [et al.] // *Acta Microscopica*. 2010. Vol. 19. No 3. P. 285–290.
8. **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.
9. **Ловшенко, Ф.Г.** Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов / Г.Ф. Ловшенко, Ф.Г. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2005. 276 с.
10. Механически легированные жаропрочные порошки для производства изделий аддитивными технологиями / Ф.Г. Ловшенко, А.С. Федосенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2019. 405 с.
11. **Ловшенко, Ф.Г.** Закономерности структурно-фазовых превращений в механически легированных порошках и плазменных покрытиях из них / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, А.С. Федосенко // *Вестн. Беларус.-Рос.ун-та*. 2017. № 1 (54). С. 31–46.
12. **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.
13. Свойства плазменных покрытий из механически легированных порошков на основе металлов / Ф.Г. Ловшенко, А.С. Федосенко // *Металлургия машиностроения*. 2019. № 4. С. 20–24.
14. **Ловшенко, Ф.Г.** Закономерности структурно-фазовых превращений в механически легированных порошках и плазменных покрытиях из них / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, А.С. Федосенко // *Вестн. Беларус.-Рос. ун-та*. 2017. № 1 (54). С. 31–46.

REFERENCES

1. **Lovshenko F.G., Fedosenko A.S.** Fazovyy sostav, struktura i svojstva zharoprochnykh poroshkov na osnove sistemy «zhelezol-aljuminij», poluchennykh po tehnologii reakcionnogo mehanicheskogo legirovaniya [Phase composition, structure and properties of heat-resistant powders based on the iron-aluminum system obtained by the technology of reactive mechanical alloying]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 3, pp. 133–141.
2. **Amils X. et al.** Hardening and softening of FeAl during milling and annealing. *Intermetallics*, 2000, no. 8, pp. 805–813.
3. **Enzo S. et al.** Structural transformation of Al-Fe alloys analysed by neutron diffraction and Mössbauer spectroscopy. *Journal of Materials Science*, 2004, no. 20, vol. 39, pp. 6333–6339.
4. **Gialanella S. et al.** Microstructural and kinetic aspects of the transformations induced in a FeAl alloy by ball-milling and thermal treatments. *Acta Materialia*, 1998, no. 9, vol. 46, pp. 3305–3316.
5. **Amils X. et al.** Structural, mechanical and magnetic properties of nanostructured FeAl alloys during disordering and thermal recovery. *NanoStructured Materials*, 1999, no. 6, vol. 11, pp. 689–695.
6. **Hanc A. et al.** Mössbauer and structure studies on metallic powders from Fe-Al-X (X = Ni, Cu, Cr). *Archives of Materials Science and Engineering*, 2008, vol. 31, Issue 1, pp. 21–24.
7. **Rosas G. et al.** Electron microscopy and x-ray diffraction characterization of FeAl – BN nanocomposites produced by mechanical alloying. *Acta Microscopica*, 2010, no. 3, vol. 19, pp. 285–290.
8. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F.** *Zakonomernosti formirovaniya fazovogo sostava, struktury i svojstv mehanicheski legirovannykh materialov* [Patterns of formation of phase composition, structure and properties of mechanically alloyed materials]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij universitet Publ., 2016, 420 p.
9. **Lovshenko G.F., Lovshenko F.G.** *Teoreticheskie i tehnologicheskie aspekty sozdaniya nanostrukturnykh mehanicheski legirovannykh materialov na osnove metallov* [Theoretical and technological aspects of creating nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij universitet Publ., 2005, 276 p.
10. **Lovshenko F. G., Fedosenko A.S.** *Mehanicheski legirovannye zharoprochnye poroshki dlja proizvodstva izdelij additivnymi tehnologijami* [Mechanically alloyed heat-resistant powders for the manufacture of products by additive technologies]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij universitet, 2019, 405 p.
11. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A.S.** Zakonomernosti strukturno-fazovykh prevrashhenij v mehanicheski legirovannykh poroshkah i plazmennykh pokrytijah iz nih [Patterns of structural-phase transformations in mechanically alloyed powders and plasma coatings from them]. *Vestnik Belorussko-Rossiiskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2017, no. 1 (54), pp. 31–46.
12. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A.S.** Vlijanie mehanicheskogo legirovaniya na fazovyy sostav i teplosoderzhanie termoreagirujushchih poroshkovykh kompozicij na osnove zheleza i nikelja dlja gazotermicheskikh pokrytij [The effect of mechanical alloying on the phase composition and heat content of thermosetting powder compositions based on iron and nickel for gas-thermal coatings]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4 (77), pp. 99–108.
13. **Lovshenko F.G., Fedosenko A.S.** Svojstva plazmennykh pokrytij iz mehanicheski legirovannykh poroshkov na osnove metallov [Properties of plasma coatings of mechanically alloyed powders based on metals]. *Metallurgija mashinostroeniya = Metallurgy engineering*, 2019, no. 4, pp. 20–24.
14. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A.S.** Zakonomernosti strukturno-fazovykh prevrashhenij v mehanicheski legirovannykh poroshkah i plazmennykh pokrytijah iz nih [Patterns of structural-phase transformations in mechanically doped powders and plasma coatings from them]. *Vestnik Belorussko-Rossiiskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2017, no. 1 (54), pp. 31–46.