



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-90-105>
УДК 55.09.43

Поступила 20.09.2021
Received 20.09.2021

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПОЛУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ПОКРЫТИЙ И ИЗДЕЛИЙ АДДИТИВНЫМИ МЕТОДАМИ

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, А. С. ФЕДОСЕНКО, Белорусско-Российский университет,
г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43. E-mail: fedosenkoas@tut.by
Е. И. МАРУКОВИЧ, Институт технологии металлов НАН Беларуси,
г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11. E-mail: maruko46@mail.ru

Установлены закономерности формирования порошков на основе железа и никеля, получаемых методом реакционного механического легирования и предназначенных для нанесения газотермических покрытий, а также изготовления изделий послойным синтезом. Исследованы структура, фазовый состав и свойства синтезируемых порошков. Порошки состоят из частиц размером 20–70 мкм, отличаются субмикроструктурным типом структуры основы и неравновесным фазовым составом. Газотермические покрытия из них обладают комплексом свойств, существенно превосходящих получаемые из серийно выпускаемых материалов. Диаметр зерен материала, полученного методом СЛС из синтезированного порошка, по сравнению с произведенным из порошка стали 316L в 1,5–2,0 раза меньше, а жаропрочность выше.

Ключевые слова. Реакционное механическое легирование, аддитивные технологии, механически легированные порошки, фазовый состав, металлические порошки, микроструктура, твердость, жаропрочность.

Для цитирования. Ловшенко, Ф. Г. Теоретические и технологические аспекты получения механически легированных порошков для производства покрытий и изделий аддитивными методами / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко, Е. И. Марукович // *Литье и металлургия*. 2021. № 4. С. 90–105. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-90-105>.

THEORETICAL AND TECHNOLOGICAL ASPECTS OF PRODUCTION MECHANICALLY ALLOYED POWDERS FOR THE PRODUCTION OF COATINGS AND PRODUCTS BY ADDITIVE METHODS

F. G. LOVSHENKO, A. S. FEDOSENKO, Belarusian-Russian University,
Mogilev, Belarus, 43, Mira ave. E-mail: fedosenkoas@tut.by
E. I. MARUKOVICH, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus,
Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str. E-mail: maruko46@mail.ru

The established regularities of the formation of powders based on iron and nickel, obtained by the method of mechanical alloying and intended for the deposition of thermal spraying coatings, as well as the manufacture of products by layer-by-layer synthesis. The structure, phase composition and properties of materials are investigated. Powders consist of particles with a size of 20–70 microns, differ in the submicrocrystalline type structures, and nonequilibrium phase composition. Thermal spray coatings made of them have a set of properties that significantly exceed the properties of coatings made of commercially available materials. The diameter of the grains of the material obtained by the SLM method from the synthesized powder is 1.5–2.0 times smaller than that produced from the powder of 316L steel, and the heat resistance is higher.

Keywords. Reaction mechanical alloying, additive technologies, mechanically alloyed powders, phase composition, metal powders, microstructure, hardness, heat resistance.

For citation. Lovshenko F. G., Fedosenko A. S., Marukovich E. I. Theoretical and technological aspects of production mechanically alloyed powders for the production of coatings and products by additive methods. *Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 4, pp. 90–105. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-90-105>.

Введение

Основным отличием аддитивных технологий от традиционных, широко применяемых в машиностроении, является то, что получение трехмерного изделия происходит не удалением от исходной заготовки избыточного материала, а его послойным нанесением. Процесс реализуется по предварительно

разработанной трехмерной цифровой модели. Исходя из первой части определения, теоретической основой формирования фазового состава структуры и свойств материала при реализации аддитивной технологии в классическом (вышеприведенном) варианте в той или иной мере являются процессы, протекающие при наплавке и напылении, получившие широкое применение в машиностроении для упрочнения и восстановления деталей.

Как следует из анализа литературных данных [1, 2], до недавнего времени основным направлением таких технологий являлось производство прототипов из полимеров, например, сложных моделей реальных деталей, получаемых литьем. На современном этапе развития аддитивное производство достигло уровня, позволяющего осуществлять выпуск полноценных изделий из большинства конструкционных сплавов, применяемых в промышленности. Потенциал данной отрасли к 2030 г. оценивается в 50 млрд. долл. США. Предполагается, что к 2044 г. этот показатель достигнет 100 млрд. долл. [3]. Лидерами по уровню развития и внедрения аддитивных технологий в производство являются США, Япония и ведущие европейские страны. Российское участие оценивается в 1,3% от общего объема. Беларусь на рынке аддитивных технологий известна небольшими партиями промышленных принтеров для производства изделий из полимерных материалов. Главным преимуществом данного способа производства является создание сложных и единичных деталей, минуя дорогостоящие и трудоемкие стадии проектирования и изготовления сложного оборудования, инструментов и приспособлений. По динамике и объемам внедрения аддитивных технологий основными отраслями являются автомобилестроение, энергетика, авиа-, ракетно-, судостроение, медицина и общее машиностроение. При этом особое место занимают изделия, работающие в жестких температурно-силовых условиях и определяющие ресурс эксплуатации ответственных узлов авиационных и ракетных двигателей, а также энергетических турбин. По прогнозам в ближайшее десятилетие до 50% всех деталей этих установок будут изготавливаться с помощью аддитивных технологий. Одним из основных свойств, которым должны обладать материалы для этих изделий, является высокая жаропрочность. Среди материалов, используемых в настоящее время для изготовления изделий методами АТ, основное место занимают классические порошки сталей, основной объем которых приходится на нержавеющие [4–8]. Последние позволяют получать изделия, сочетающие высокую температуру плавления, жаростойкость и коррозионную стойкость. Среди этой группы материалов наиболее часто используют сталь 12X18H10 или близкие к ней по химическому составу аналоги [9–11]. При этом стальные изделия независимо от их состава, полученные методом селективного лазерного сплавления, по жаропрочности и в большинстве случаев прочности существенно уступают произведенным по классическим технологиям. Одним из эффективных способов решения проблемы является применение механически легированных композиционных жаропрочных порошков [12–14].

Цель данной работы – обобщив и существенно дополнив результаты ранее опубликованных исследований, установить основные закономерности формирования фазового состава, структуры, свойств механически легированных композиционных порошков и изделий из них, получаемых аддитивными технологиями.

Методика проведения эксперимента

Предметом исследования являлся широкий ряд железных и никелевых сплавов. Базовыми для разработки материалов служили системы «Fe-C», «Fe-Al», «Fe-Cr-C», «Fe-Cr-Ni-C», «Ni-Al», «Ni-Cr», «Ni-Cr-Al». Основными исходными компонентами для их производства являлись классические, промышленно-выпускаемые порошки ПЖ2М2, ПХ30, ПНК-ОНТ2, ПА4, а также технически чистые порошки Cr, Mo, V, MoO₃, Ni₂O₃, Fe₂O₃ и др. В качестве поставщика углерода служил порошок белого чугуна (БЧ).

Химический состав и условное обозначение исследованных композиций примерно соответствовали классическим сплавам на основе железа – 40X13, X, X3, X6, X9, X3-ДУ 3(1), 15X2H4, 15X11MФ, 12X18H10, 12X18H10-ДУ 3(1), ЖА30, ЖА30-ДУ 1(5) и никеля – Ni-ДУ, ПН95Ю5, Н90Ю10, ПН85Ю15, ПН84Ю8-ДУ 3(5), ПН90Ю10-ДУ 1(6), ПХ20Н80, Х20Н65Ю10М5-ДУ 3(5).

При расчете химического состава учитывали кислород и углерод, содержащиеся в количестве 0,2% каждый в исходных порошках железа и никеля, являющихся основными компонентами шихты. С целью повышения физико-механических и эксплуатационных свойств газотермических покрытий, включающих твердость, износостойкость и жаропрочность, в ряд исследуемых композиций на основе систем «Fe-Al», «Ni-Al», «Fe-Cr-Ni-C» дополнительно вводили Al и один из оксидов Ni₂O₃, Fe₂O₃, MoO₃, выполняющие роль поставщика кислорода. Одним из продуктов механически и/или термически активируемого взаимодействия между этими компонентами являются наноразмерные частицы Al₂O₃,

вызывающие дисперсное упрочнение материала основы и обеспечивающие его жаропрочность. В данной работе максимальное расчетное количество Al_2O_3 достигало 6 мас. %, превышение которого, согласно результатам ранее выполненных исследований, не оказывает положительного влияния на свойства покрытий. В композициях системы «Fe–Cr–C» дисперсное упрочнение обуславливалось формирующимися в процессе реализации технологии наноразмерными частицами карбидов и оксидов хрома. Источником кислорода, необходимого для образования последних, являлись оксиды железа, содержащиеся в исходном порошке ПЖ2М2. Следует подчеркнуть, что поскольку в исходных порошках ПЖ2М2 и ПНК-ОНТ2 присутствуют примеси кислорода и углерода, а в композициях на их основе содержатся металлы (Al и/или Cr), имеющие высокое сродство к кислороду, все разрабатываемые материалы должны быть дисперсно-упрочненными. Однако в работе к этой группе условно отнесены лишь те, в которые дополнительно вводили алюминий и легирующие оксиды, необходимые для синтеза основной упрочняющей фазы – Al_2O_3 . В обозначении материалов, например ЖА30-ДУ 1(5), первая группа букв и цифр – ЖА30 – показывает состав основы композиции, первая цифра после ДУ – вводимый оксид (1 – Fe_2O_3 ; 2 – Ni_2O_3 ; 3 – MoO_3), а цифра в скобках – расчетное содержание в разрабатываемом композиционном порошке оксида алюминия Al_2O_3 . При этом исходили из того, что для образования 1 г оксида алюминия Al_2O_3 требуется Al (0,53 г) и один из оксидов Fe_2O_3 (1,57 г), Ni_2O_3 (1,63 г), MoO_3 (1,41 г). Верхняя граница содержания реагирующих компонентов в композициях выбиралась исходя из основных положений теории создания дисперсно-упрочненных материалов [15–18] с учетом технологических требований, предъявляемых к порошкам для получения материалов (изделий) аддитивными технологиями (средний размер частиц и текучесть), и условий безопасной реализации процесса механосинтеза [19]. Анализ результатов показал, что для реализации аддитивных технологий, включая и получение покрытий на основе железа и никеля, наиболее эффективно использование механически легированных порошков с формой частиц, близкой к равноосной. При этом размер их должен находиться в пределах 20–80 мкм.

Механическое легирование осуществляли в механореакторе – энергонапряженной вибромельнице с четырьмя рабочими камерами объемом 1 дм³ каждая.

Синтезированные по технологии реакционного механического легирования композиционные порошки подвергали отжигу при температурах выше $0,3T_{пл\ основ}$.

В работе реализованы два вида аддитивных технологий. Результатом первой являлись покрытия, полученные плазменным напылением приведенных выше механически легированных композиционных порошков. В этом случае процесс осуществляли с использованием дугового плазмотрона оригинальной конструкции (аналог ПУН-1), работающего на воздушно-пропановой плазмообразующей смеси от источника питания для воздушно-плазменной резки марки АПР-404. Параметры процесса: сила тока – 250–260 А, напряжение на дуге – 170–180 В, соотношение воздух/пропан – стехиометрическое, скорость плазмы (дозвуковая) – 1300–1500 м/с, скорость частиц напыляемого порошка – 80–100 м/с, расход порошка – 5–7 кг/ч.

Во втором случае образцы размером 10×10×5 мм получали послойной печатью методом селективного лазерного сплавления на промышленном принтере модели EP-M250 (Shining 3D). Толщина слоя составляла 30 мкм. В качестве защитной среды использовали азот. Исследование выполнено на материалах, полученных из порошков двух близких по химическому составу сталей аустенитного класса – серийно выпускаемого 316 L и опытного, механически легированного 12X18H10.

Для комплексного исследования процесса формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных порошков и «изделий» на всех технологических стадиях их получения применяли стандартные приборы и методы исследования: металлографический, электронно-микроскопический, атомно-силовой, фрактографический, рентгеноструктурный, микрорентгеноспектральный, химический, хроматографический, термогравиметрический и др.

Металлографический анализ проводили на световых «Unimet» (Япония), «Reichert» (Австрия) и сканирующем электронном микроскопе «Tescan VEGA II SBH» (Чехия). Исследование элементного состава осуществляли на сканирующем электронном микроскопе «Tescan VEGA II SBH» (Чехия). Структуру и фазовый состав материалов изучали на просвечивающих электронных микроскопах «ЭМ-125», «ЭМ-125К» и «Tesla BS-540». Для описания тонкой структуры определяли фазовый состав, объемную долю фаз, размер зерен и субзерен, плотность дислокаций, состояние границ зерен.

Измерение и анализ микро- и субмикрорельефа поверхностей образцов проводили с помощью атомно-силового микроскопа «NT-206» (Беларусь) с использованием специализированного программного обеспечения «SurfaceScan».

Рентгеноструктурный анализ осуществляли на дифрактометре ДРОН-3 с применением монохроматизированного $\text{Co}_{K\alpha}$ - и $\text{Cu}_{K\alpha}$ -излучения. Для расчета параметров тонкой структуры использовали специальный пакет программ гармонического анализа профиля рентгеновской линии (ГАРФЛ).

Ситовой анализ осуществляли с помощью следующего набора сит: 0,040, 0,063, 0,071, 0,100, 0,200, 0,250, 0,315, 0,400, 0,500. Разделение по фракциям проводили на машине для сухого просеивания «NTS-1».

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 прикладывали нагрузку, равную 120 Н. Скорость вращения контртела – 500 об/мин, путь испытания – 2 119,5 м.

Результаты исследования и их обсуждение

Механическое легирование. С целью оптимизации процесса на первом этапе исследовали влияние основных технологических факторов обработки шихты в механореакторе, включающих время обработки (τ), ускорение рабочих тел (a_n), степень заполнения помольной камеры рабочими телами (ε), отношение объемов рабочих тел и шихты (k) на средний размер и твердость композиционных порошков. Значения факторов варьировали в следующих пределах: τ – 4–12 ч; a_n – 120–160 м·с⁻²; ε – 50–90%; отношение объемов рабочих тел (шаров) и шихты k – 6–14. Оптимизацию технологии получения механически легированных порошков осуществляли методом однофакторного эксперимента. Параметрами оптимизации являлись твердости и средний размер частиц механически легированных порошков. Установлено [15], что состав композиций, включая и основу (железо или никель), не оказывает влияния на качественный характер изменения исследуемых параметров в зависимости от технологических факторов реализации процесса, что указывает на универсальный характер выявленных закономерностей. При этом зависимости твердости и среднего размера механически легированных композиционных порошков от технологических факторов во всех случаях носят противоположный характер. Во всех системах влияние основных технологических факторов обработки шихты в механореакторе на параметры оптимизации близки к приведенным в качестве примера для композиций «Fe-Cr-C» (X9) и «Fe-Cr-Ni-Al-MoO₃» (12X18H10-ДУ) (рис. 1–4).

Изменения твердости механически легированных материалов от таких факторов обработки в механореакторе, как ускорение рабочих тел a_n и степени заполнения помольной камеры рабочими телами ε , определяющих энергонапряженность режима обработки, описываются кривыми с максимумом. Повышение их до значений, увеличивающих энергонапряженность процесса до 0,15–0,20 Дж/г, приводит к линейному возрастанию этого параметра, обусловленному более полным протеканием механохимических превращений, включающих как структурные, так и фазовые. Оптимальные значения a_n , ε , обеспечивающие максимальную твердость механически легированных композиционных частиц, мало зависят от состава композиции и находятся в интервале 140–150 м·с⁻² и 70–80% соответственно. При обработке по вышеприведенному режиму средняя частота силового воздействия на 1 мм² помольной камеры составляла 2,6 с⁻¹. В этом случае среднее и максимальное значения нормальной составляющей его достигали 7 и 20 МПа соответственно, а у тангенциальной – 5 и 13 МПа. Дальнейшее увеличение a_n , вызывающее аномальное повышение среднего значения нормальной составляющей ударного нагружения примерно в 1,5 раза и снижение его частоты примерно в 2–3 раза, приводит к нарушению процесса механического легирования. Снижение скорости механохимических превращений, негативно влияющее на твердость, при заполнении помольной камеры рабочими телами более 85% обусловлено самоторможением загрузки и малым расстоянием свободного пробега перед столкновением элементов загрузки между собой или стенками помольной камеры [12]. Зависимость твердости от отношения объемов рабочих тел и шихты и продолжительности обработки в механореакторе близка к параболической. Следует отметить, что оптимальные значения технологических факторов механического легирования, обеспечивающие максимальную твердость композиционных порошков на основе железа и никеля, перспективных и наиболее широко применяемых для производства конструкционных изделий [12] и газотермических покрытий независимо от их состава, примерно одинаковы и находятся в пределах: $a_n = 135$ – 145 м·с⁻², $k = 10$ – 12 , $\varepsilon = 75$ – 80 %, $\tau = 8$ – 10 ч. В связи с этим дальнейшие исследования проводили на материалах, полученных обработкой шихты в механореакторе при $a_n = 145$ м·с⁻², $k = 10$, $\varepsilon = 75$ %, $\tau = 8$ ч.

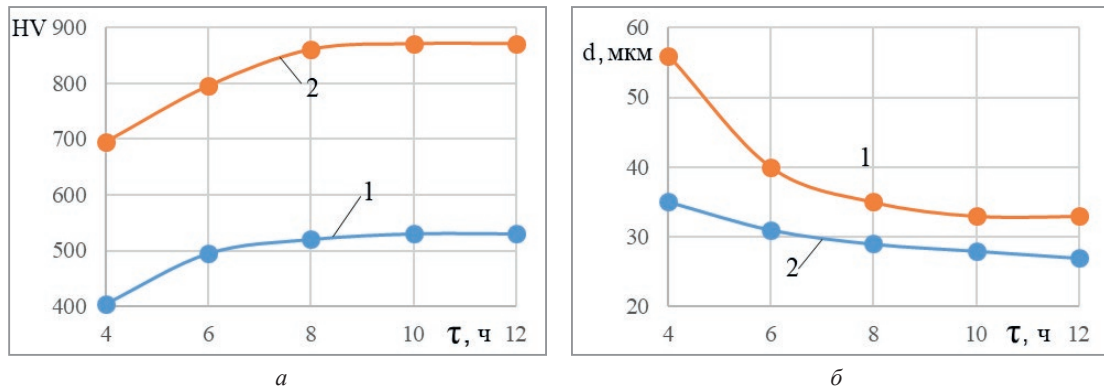


Рис. 1. Зависимость твердости (а) и среднего размера гранул (б) механически легированных порошков от времени обработки композиции в механореакторе: 1–12X18H10-ДУ; 2 – X9

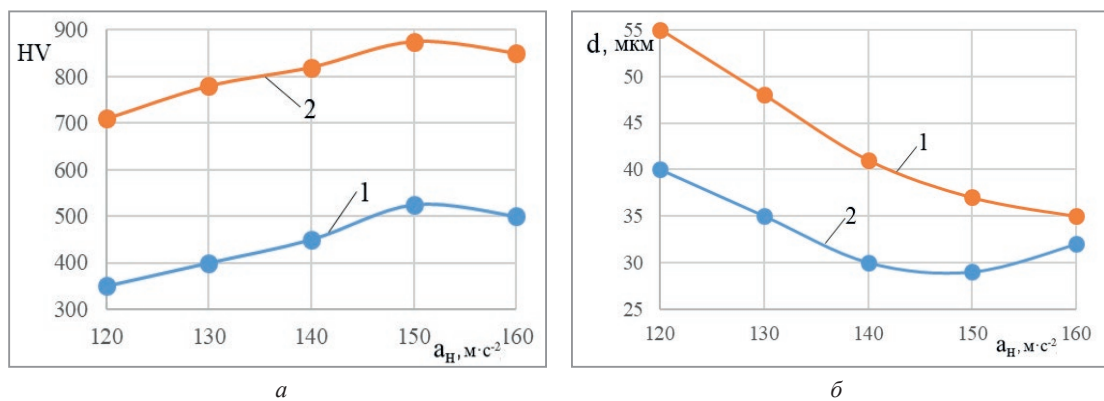


Рис. 2. Зависимость твердости (а) и среднего размера гранул (б) механически легированных порошков от ускорения рабочих тел при обработке композиции в механореакторе: 1–12X18H10-ДУ; 2 – X9

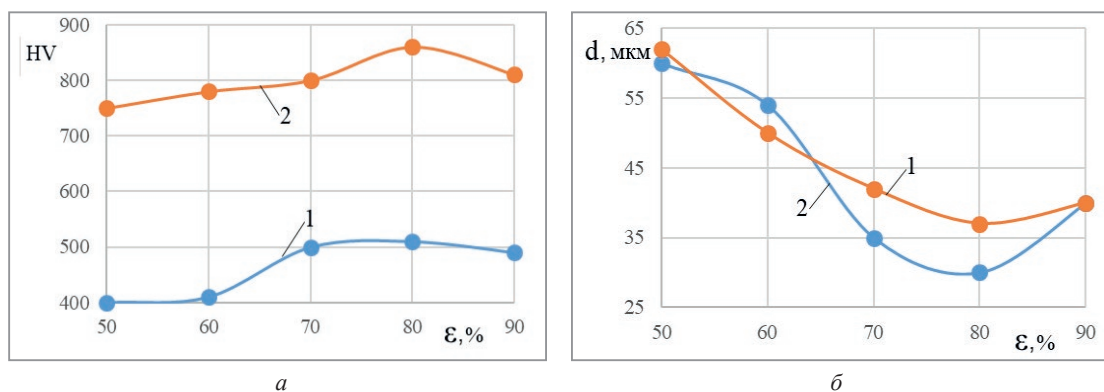


Рис. 3. Зависимость твердости (а) и среднего размера гранул (б) механически легированных порошков от степени заполнения помольной камеры рабочими телами: 1–12X18H10-ДУ; 2 – X9

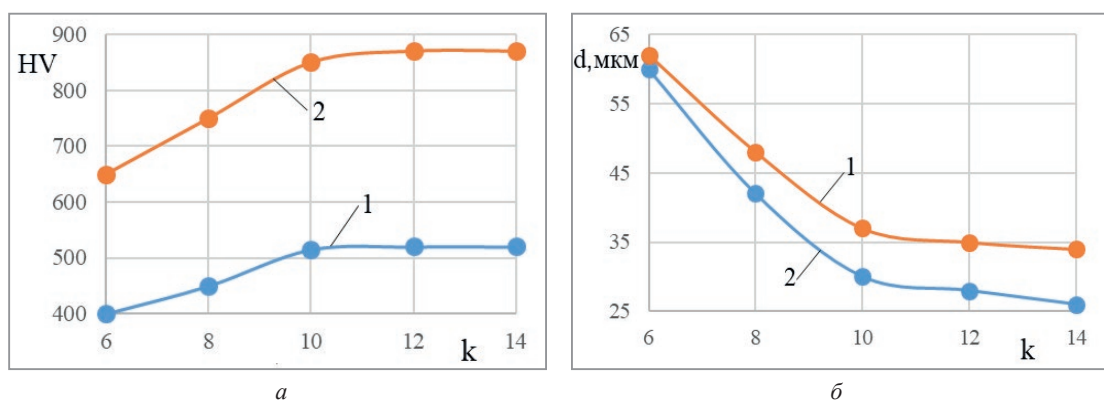


Рис. 4. Зависимость твердости (а) и среднего размера гранул (б) механически легированных порошков от отношения объемов рабочих тел и шихты: 1–12X18H10-ДУ; 2 – X9

При изучении кинетики формирования композиционных порошков продолжительность механического легирования изменялась в пределах 1–10 ч. Формирование композиционных частиц при обработке порошковых смесей в механореакторе обусловлено параллельно протекающими процессами разрушения частиц и сварки осколков [12–14, 16–18, 20, 21]. Первый процесс определяется скоростью накопления дефектов кристаллического строения, возникающих при пластической деформации частиц, а также масштабным фактором [22–24]. При этом с увеличением частоты силового воздействия размалывающих тел на обрабатываемую композицию вероятность разрушения частиц возрастает.

Параллельно с разрушением частиц в результате адгезии протекают процессы агломерации и грануляции. Адгезия частиц обусловлена в основном ван-дер-ваальсовыми и электростатическими силами и получает развитие, прежде всего, при контакте свежих поверхностей [25, 26]. При ударном воздействии размалывающих тел в агломерированной композиции происходит сварка, сопровождающаяся взаимодиффузией и химическим взаимодействием между компонентами. В результате многократного повторяющегося разрушения и сварки формируется гранулированная композиция, в которой исходные компоненты и 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. Комплексными факторами, определяющими их протекание, являются природа обрабатываемых материалов и энергонапряженность режима обработки.

Во всех исследованных системах на начальном этапе обработки, продолжительность которого составляет 1–3 ч, исходная, как правило, осколочная форма порошков изменяется на игольчатую (пластинчатую) (рис. 5). При этом объемная масса шихты имеет минимальное значение (рис. 6).

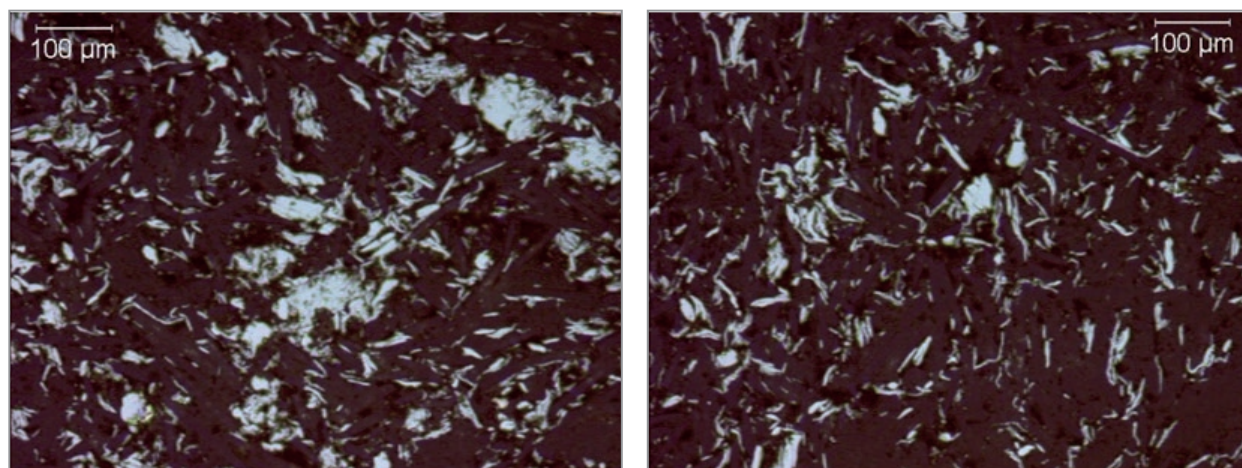


Рис. 5. Форма и размер частиц порошковых композиций, подвергнутых обработке в механореакторе в течение 2 ч

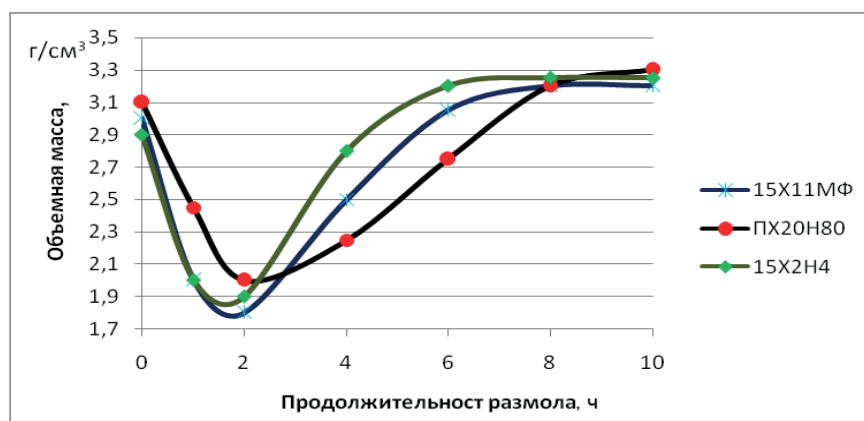


Рис. 6. Зависимость объемной массы композиции от продолжительности обработки в механореакторе

Дальнейшая обработка вызывает измельчение пластинок и формирование частиц осколочного типа размером менее 5–10 мкм с последующей их агломерацией и сваркой, что приводит к образованию гранулированной композиции с осколочной формой частиц. 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 механического легирования в течение 6–7 ч. Дальнейшая обработка в механореакторе принципиально не влияет на размер частиц, но способствует их «сфероидизации». Объемная масса композиций при этом не изменяется (рис. 6). В то же время при механическом легировании свыше 8 ч получает некоторое развитие собирательная грануляция. Последняя приводит к формированию относительно «крупных» композиционных частиц, образующихся путем сварки нескольких. Величина их, как правило, в 2–3 раза превышает средний размер гранул, а массовая или объемная доля может достигать 5%.

В работе проведена оценка соответствия гранулометрического состава разработанных механически легированных композиционных порошков на основе железа и никеля требованиям, предъявляемым к материалам для получения изделий аддитивными технологиями. Для этой цели использовали ситовой анализ, по результатам которого были получены дифференциальные кривые распределения частиц механически легированного порошка по размерам, характерный вид которых приведен на рис. 7. Функцией служила величина $F(d)$, определяемая из выражения $F(d) = \Delta m/m \cdot \Delta d$, где m – общая масса анализируемого порошка; m – масса порошка на сите; Δd – разность размера ячеек сит, следующих друг за другом.

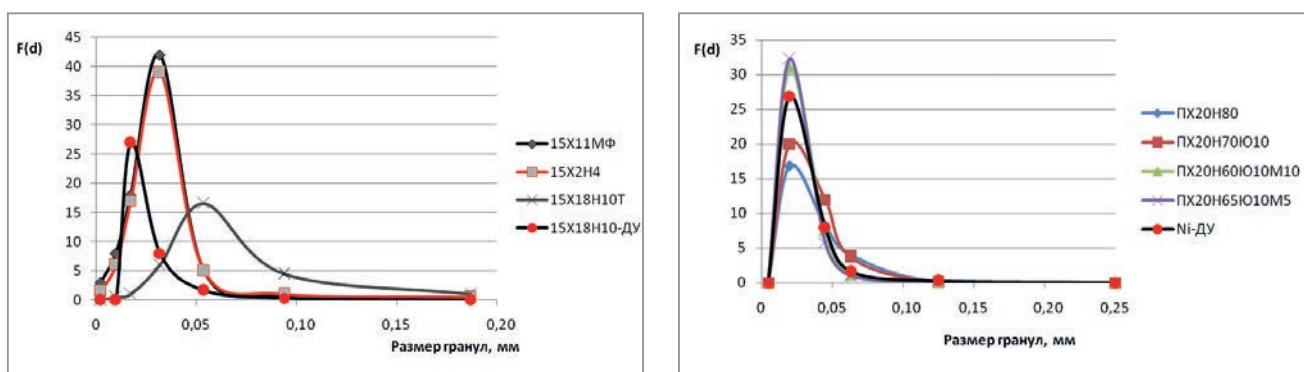


Рис. 7. Распределение по размеру гранул механически легированных композиций на основе железа и никеля

Согласно **гранулометрическому анализу**, в приведенных выше механически легированных системах суммарная масса частиц с оптимальным для реализации аддитивных технологий размером, находящимся в пределах 20–80 мкм, составляет более 60% от общей массы.

Следует отметить, что после обработки шихты в механореакторе по оптимальному режиму композиционные частицы порошка имеют форму, близкую к равноосной (рис. 8).

Это обеспечивает их высокую текучесть, что подтверждается низким значением угла естественного откоса порошка, которое не превышает 35° (рис. 9).

Таким образом, по размеру и форме механически легированные композиционные частицы соответствуют требованиям, предъявляемым к порошкам для получения покрытий и изделий аддитивными технологиями.

Кинетика изменения параметров тонкой структуры основы металлических материалов при механическом легировании, включающих плотность дислокаций (ρ), размер ОКР, искажение кристаллической решетки ($\Delta a/a$), распределение ОСМД по сечению кристаллов, не зависит от их состава, что указывает на одинаковый механизм ее формирования. При этом термодинамический фактор не оказывает заметного влияния на структуру основы. Во всех случаях протекают процессы, характерные для динамических рекристаллизации и возврата [12–14]. На начальной стадии размола в частицах происходит увеличение дефектности кристаллического строения. В течение 1–2 ч обработки в механореакторе плотность дислокаций повышается до значений 10^{12} – 10^{13} см⁻². Достигнув критической величины, они перестраиваются, вызывая фрагментацию зерен основы. С увеличением степени деформации размер фрагментов уменьшается, а угол разориентировки между ними возрастает. Границы между фрагментами становятся большеугловыми, что приводит к измельчению кристаллитов (зерен) основы до значений, не превышающих 0,1 мкм. Следует отметить, что после механического легирования в течение 3–4 ч плотность дислокаций уменьшается до 10^{10} – 10^{11} см⁻², сохраняясь при дальнейшей обработке композиций в механореакторе без изменений. Распределение ОСМД по сечению кристаллов описывается степенной моделью, указывающей, что основным местом расположения дислокаций являются границы зерен и субзерен. Значение ОСМД находится в пределах $(2\text{--}3) \cdot 10^{-3}$, а размер ОКР не превышает 20 нм.

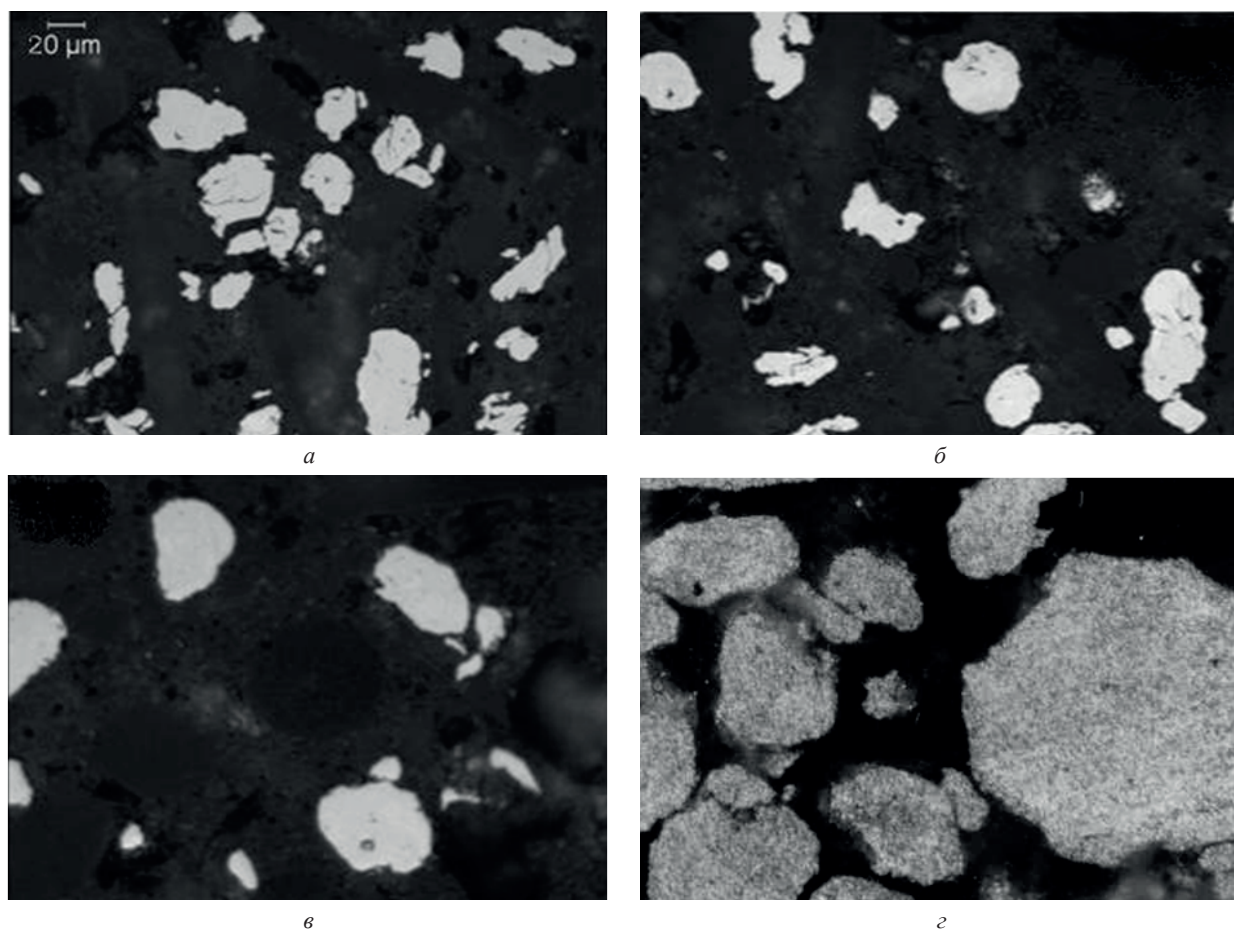


Рис. 8. Форма и размер гранул механически легированных (б ч) композиций на основе железа: а – 15X11МФ; б – 15X2Н4; в – 12X18Н10-ДУ; 12X18Н10; а-в – нетравленные; г – после травления

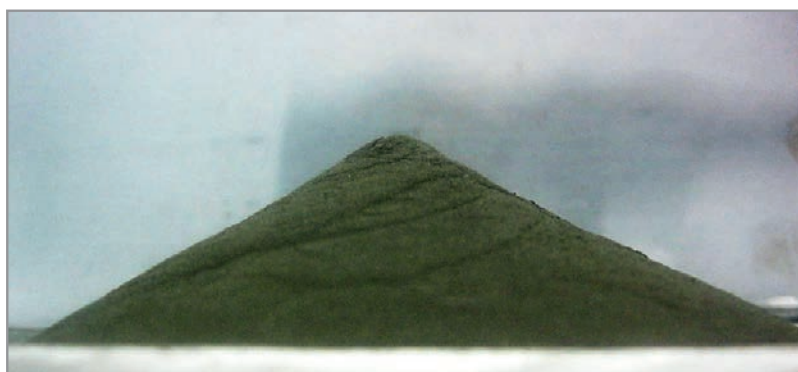


Рис. 9. Свободно насыпанный порошок

Многokrатно повторяющиеся процессы интенсивной пластической деформации, разрушения частиц и сварки осколков, имеющие место при обработке шихты в механореакторе, активируют диффузии компонентов и взаимодействие между ними, что приводит к формированию гранулированной композиции, гомогенной на наноуровне по составу (рис. 10, 11).

Субмикрoкристаллический тип структуры механически легированных композиционных частиц с размером зерен ≤ 100 нм и субзерен ≤ 50 нм, характеризующийся большой протяженностью поверхности раздела между компонентами, способствует образованию центров кристаллизации новых фаз и ускоряет процесс их формирования [12–14]. При обработке шихты в механореакторе получают развитие механически активируемые фазовые превращения, уменьшающие свободную энергию систем. В зависимости от исходного состава композиции продуктом их являются соединения различного типа – твердые растворы, интерметаллиды, оксиды, карбиды (табл. 1) с размером частиц, в большинстве случаев рентгеноаморфных кластеров, не превышающем 10 нм.

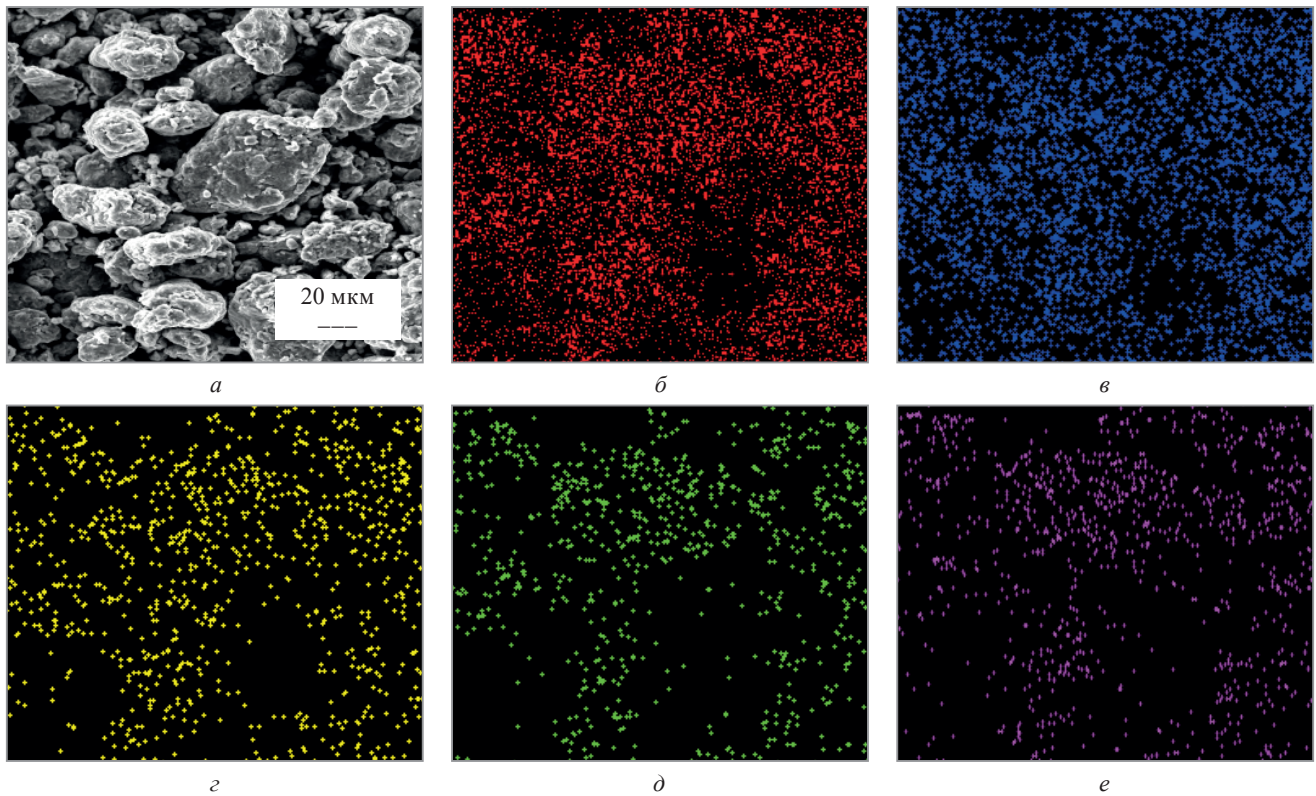


Рис. 10. Топография поверхности частиц порошка 12X18H10-ДУ 1(6) (СЭМ) (а) и распределение интенсивности рентгеновского излучения основных элементов в них: б – Fe; в – Cr; г – Ni; д – Al; е – O

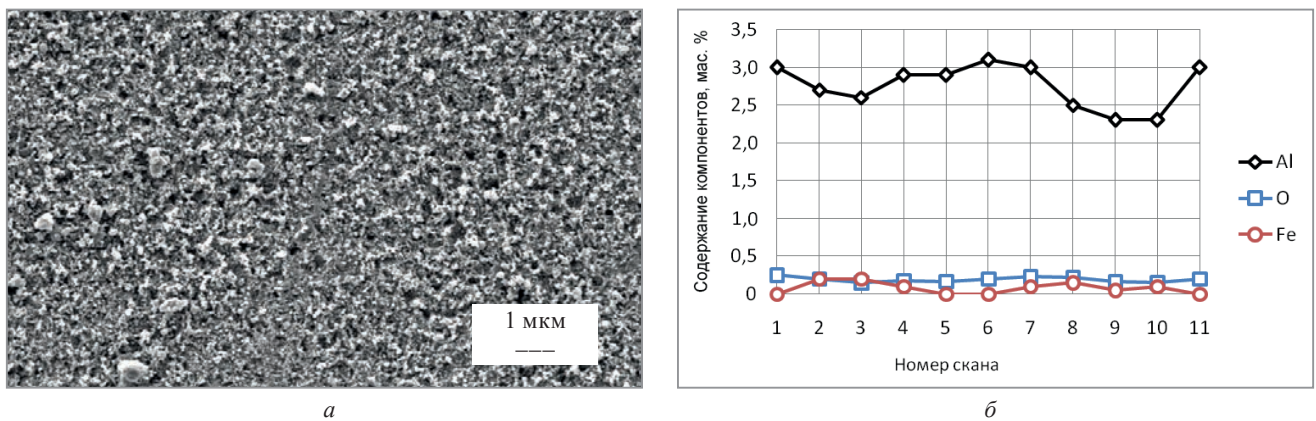


Рис. 11. Микроструктура (а) и распределение элементов в гранулированной композиции Ni–Al (3%) при сканировании по линии (б) (СЭМ)

Таблица 1. Фазовый состав многокомпонентных механически легированных порошков

Обозначение	Фазовый состав		
	равновесный	механически легированных порошков	механически легированных порошков, подвергнутых термообработке ($T = 0,9T_{пл.}$)
40X13	$\underline{Fe}_\alpha(\underline{Cr})$, Cr_7C_3	\underline{Fe}_α , $\underline{Fe}_\alpha(C)$, $Fe_\gamma(C)$, (Fe, Cr), Fe_2C	\underline{Fe}_α , $\underline{Fe}_\alpha(C)$, Fe_2C , FeC, CrC
12X18H10	$\underline{Fe}_\alpha(\underline{Cr}, \underline{Ni})$, Cr_7C_3	$\underline{Fe}_\alpha(\underline{Cr}, \underline{Ni})$, $\underline{Fe}_\alpha(Ni)$, $\underline{Fe}_\alpha(C)$, (Fe, Cr), $FeNi_3$, Fe_2C , Ni	Fe_γ (Cr, Ni), Fe_3C
ЖА30	\underline{FeAl} , Fe_3C , Al_2O_3	$\alpha\text{-Fe}(C, Al)$, Fe_3Al , \underline{FeAl} , Al	\underline{FeAl} , Al_2O_3
ЖА30-ДУ 1(5)	\underline{FeAl} , Fe_3C , Al_2O_3	$\alpha\text{-Fe}(C, Al)$, Fe_3Al , \underline{FeAl} , Fe_2O_3 , Al	\underline{FeAl} , Al_2O_3
H90Ю10	$\underline{Ni}(Al)$, Ni_3Al , Al_2O_3 , Al_4C_3	$\underline{Ni}(Al)$, Ni_3Al , $NiAl$, Al	$\underline{Ni}(Al)$, Ni_3Al , Al_2O_3
H85Ю15	\underline{Ni}_3Al , Al_2O_3 , Al_4C_3	$\underline{Ni}(Al)$, Ni_3Al , $NiAl$, Al	\underline{Ni}_3Al , Al_2O_3
H90Ю10-ДУ 2(4)	$\underline{Ni}(Al)$, Ni_3Al , Al_2O_3 , Al_4C_3	$\underline{Ni}(Al)$, Ni_3Al , $NiAl$, Al, Ni_2O_3	$\underline{Ni}(Al)$, Ni_3Al , Al_2O_3

Все приведенные выше механически легированные композиции являются комплексно упрочненными, сочетающими зернограничное, дисперсное, дисперсионное и твердорастворное виды при решающем значении первых двух. Основная роль термодинамически устойчивых фаз, имеющих высокое значение модуля сдвига, заключается в стабилизации границ зерен и субзерен.

Комплексное упрочнение определяет высокие значения твердости механически легированных материалов в широком интервале температур, верхнее значение которого достигает $0,85T_{пл. основы}$ (табл. 2). Оно определяется прежде всего тесно связанными между собой зернограничным и дисперсным упрочнениями и обусловлено стабилизацией границ зерен и субзерен, синтезирующимися в процессе реализации технологии наноразмерными упрочняющими фазами.

Таблица 2. Твердость многокомпонентных композиционных порошков на основе металлов

Легировующий компонент, %	Твердость HV после		Твердость аналога (HV) после отжига (900 °С, 2 ч)
	механического легирования	механического легирования и отжига (900 °С, 2 ч)	
Порошки на основе железа			
40X13	660	440	170
15X2H4	610	430	
X3	675	455	
X3-ДУ 3(1)	700	485	–
95X18	740	515	229
ЖА30	470	420	–
ЖА30-ДУ1(9)	580	560	–
12X18H10	540	360	185

Необходимо отметить, что при механическом легировании во всех исследованных композициях, содержащих кислород, углерод и металлы (Al, Cr), имеющие высокое сродство к этим элементам, протекают механически активируемые фазовые превращения, заключающиеся в образовании того или другого количества термически и химически стабильных наноразмерных фаз типа Al_2O_3 , Cr_2O_3 , Cr_7C_3 , Cr_3C_2 и других или промежуточных соединений на пути их формирования, имеющих высокое значение модуля сдвига, обеспечивающих дисперсное упрочнение, определяющее высокую твердость, сохраняющуюся после отжига при температурах, достигающих 1000 °С. При этом наибольший эффект обеспечивают оксиды алюминия.

Следует подчеркнуть, что приведенные выше механически легированные порошки независимо от состава исходной композиции и условий обработки в механореакторе во всех случаях являются термодинамически неравновесными системами с незавершенными структурно-фазовыми превращениями. При оптимальном составе шихты и режиме ее обработки наряду с промежуточными соединениями в частицах порошка в связанном состоянии присутствуют исходные легировующие компоненты, масса которых определяется их физико-химическими свойствами и не превышает 20%.

Отжиг механически легированных композиций. Последующий отжиг композиций при температурах выше 300 °С активирует фазовые превращения, направленные на уменьшение свободной энергии и приближающие системы к равновесному состоянию, но не достигающие его. Так, после термической обработки при температурах, близких к линии солидус, в структуре, как правило, в небольшом количестве (менее 5%) присутствуют компоненты термодинамически разрешенных промежуточных превращений. В системах на основе железа и никеля большинство равновесных фаз выявляется после термического воздействия выше 700 °С (см. табл. 1).

Основными термически активируемыми превращениями являются кристаллизация механически синтезированных аморфных фаз и взаимодействие между непрореагировавшими в процессе механического легирования компонентами или промежуточными продуктами механохимических превращений, что обеспечивает стабилизацию фазового состава, структуры и свойств материалов. При этом основа сохраняет субмикро-/микроструктурный тип структуры и характер упрочнения материала, полученные при обработке шихты в механореакторе. Как и после механического легирования, порошки, подвергнутые отжигу, являются комплексно упрочненными, сочетающими зернограничное, дисперсное, дисперсионное и твердорастворное виды упрочнения, преобладающими из которых остаются первые два. Комплексное упрочнение определяет их высокую жаропрочность в широком интервале температур, верхнее значение которой достигает 1000 °С. По твердости после отжига при 900–1000 °С они в 2,0–2,5 раза превосходят аналоги (табл. 2). Некоторое снижение твердости при температурах ниже 500 °С вызвано частичным снятием дисперсионного и твердорастворного упрочнений.

Приведенные выше данные по морфологии, размеру частиц, составу, включая фазовый, структуре и свойствам композиций на основе железа и никеля (см. табл. 1, 2), позволяют сделать вывод, что реакционное механическое легирование и последующий отжиг обеспечивают получение широкого круга экономнолегированных, дешевых композиционных порошков для износостойких жаропрочных покрытий и изделий различного функционального назначения, работающих при температурах, верхнее значение которых достигает 950–1000 °С.

Покрyтия, полученные плазменным напылением. В настоящее время наиболее полно исследованы механизм формирования, морфология, фазовый состав, структура и свойства покрытий, полученных плазменным напылением приведенных выше порошков. Установлено [12–14], что покрытия из них независимо от состава имеют классическую слоистую структуру. Она сформирована наложением друг на друга пластинок, образовавшихся в результате растекания по поверхности частиц напыляемого материала с последующей их кристаллизацией. При толщине пластинок не более 3 мкм их длина достигает 20–30 мкм. Покрытия отличаются высокой плотностью и характеризуются дисперсным и равномерным распределением всех входящих в состав химических элементов (рис. 12).

Покрытия наследуют структуру, фазовый состав и механизм упрочнения механически легированных порошков, принципиально отличающихся от классических (стандартных) наличием механически и термически синтезированных тугоплавких наноразмерных частиц, эффективно выполняющих при наплавке роль модификаторов. При кристаллизации они обеспечивают формирование основы с размером зерен $\leq 0,3$ мкм (рис. 13), разделенных на блоки величиной $\leq 0,1$ мкм, граница между которыми закреплена термодинамически стабильными включениями оксидов размером ≤ 20 нм, карбидов и интерметаллидов ≤ 30 нм.

Покрытия имеют неравновесный фазовый состав, главным отличием которого от равновесного является наличие широкой гаммы оксидов металла основы и легирующих элементов, образовавшихся в процессе напыления (табл. 3).

Разработанные покрытия имеют комплексное упрочнение, в котором основными являются зернограничное и дисперсное. При этом высокоразвитая поверхность границ и субзерен стабилизируется наноразмерными образованиями (кластерами) вышеприведенных тугоплавких фаз.

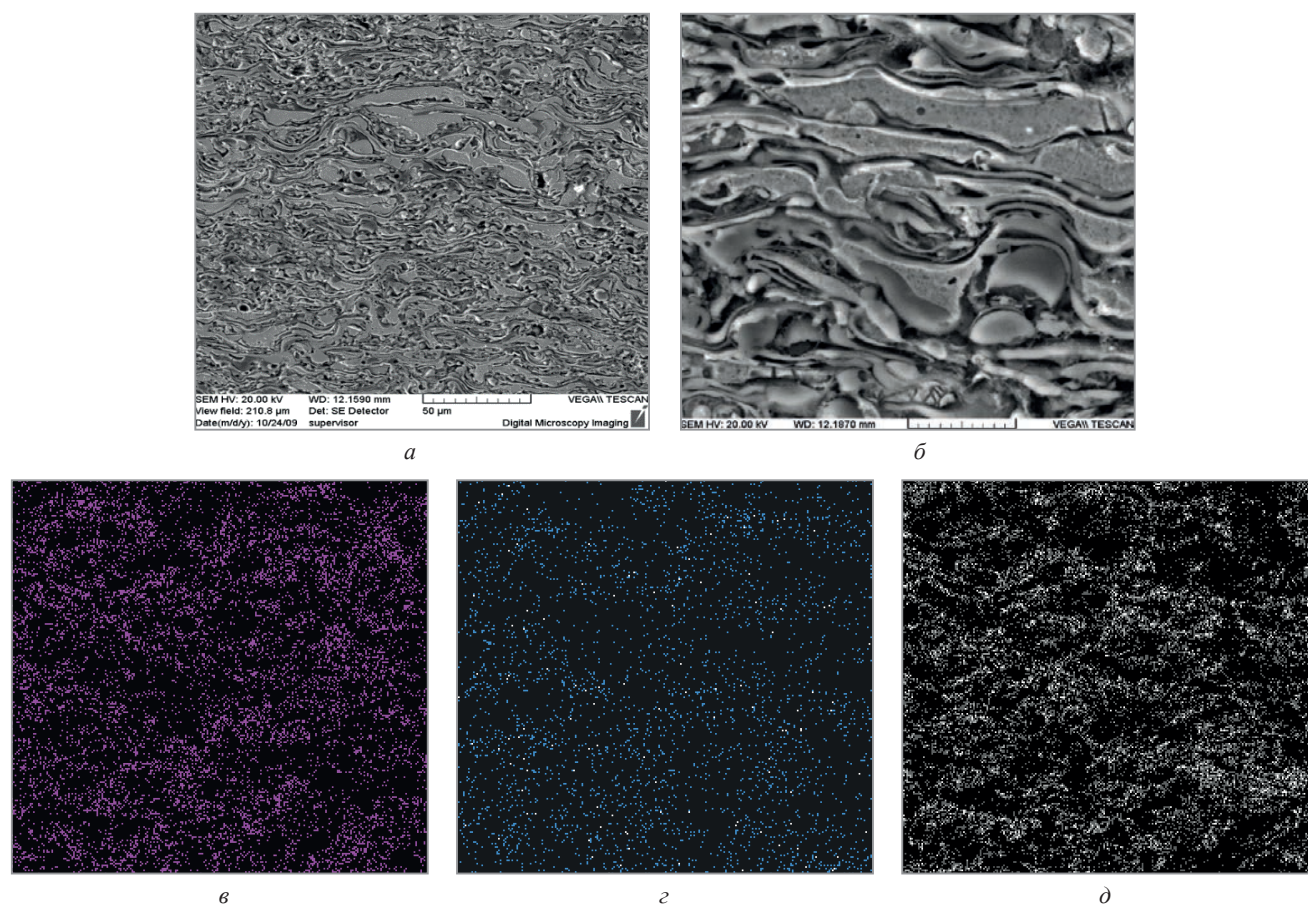


Рис. 12. Микроструктура (СЭМ) (а, б) и распределение элементов (МРСА) в покрытии Н90Ю10-ДУ (СЭМ): Ni (в), Al (г), O (д)

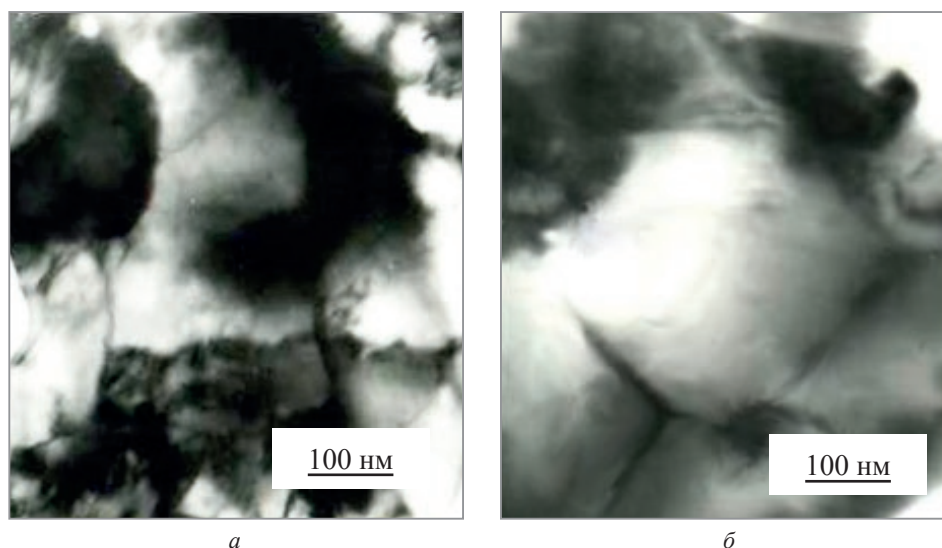


Рис. 13. Микроструктура плазменного покрытия 12X18H10–6% Al₂O₃ (а) и H90Ю10–4% Al₂O₃ (б) (ПЭМ)

Т а б л и ц а 3. Фазовый состав плазменных покрытий

Обозначение	Фазовый состав покрытий		
	равновесный	из механически легированных порошков	из отожженных порошков
40X13	$\text{Fe}_\alpha(\text{Cr})$, Cr ₇ C ₃	Fe_α , Fe ₃ O ₄ , FeO, FeC, CrC	Fe_α , Fe ₃ O ₄ , FeO, FeC, CrC
12X18H10	$\text{Fe}_\gamma(\text{Cr, Ni})$, Cr ₇ C ₃	$\text{Fe}_\gamma(\text{Cr, Ni})$, FeCr ₂ O ₄ , NiAlO ₂ , Cr ₂ O ₃ , Fe ₂ O ₃ , FeO, Fe ₃ O ₄	$\text{Fe}_\gamma(\text{Cr, Ni})$, FeCr ₂ O ₄ , NiAlO ₂ , Cr ₂ O ₃ , Fe ₂ O ₃ , FeO, Fe ₃ O ₄
FeAl-ДУ 1(9)	FeAl , Fe ₃ C, Al ₂ O ₃	FeAl , Fe ₃ Al, α-Fe(C, Al), Fe ₂ O ₃ , FeO, Fe ₃ O ₄ , Al, Al ₂ O ₃	FeAl , Fe ₃ Al, α-Fe(C, Al), Fe ₂ O ₃ , FeO, Fe ₃ O ₄ , Al ₂ O ₃
ПН90Ю10-ДУ 2(6)	$\text{Ni}(\text{Al})$, Al ₂ O ₃ , Al ₄ C ₃	$\text{Ni}(\text{Al})$, Ni ₃ Al, Al, Ni ₂ O ₃ , NiO, Al ₂ O ₃	$\text{Ni}(\text{Al})$, Ni ₃ Al, Ni ₂ O ₃ , NiO, Al ₂ O ₃

Основой покрытий из сталей перлитного, перлито-мартенситного и мартенситного классов (X, X3, X6, X9, 15X2H4) является мартенсит, аустенитного (12X18H10, 12X18H10 – ДУ) – аустенит с включениями мартенсита. Фазами, стабилизирующими и упрочняющими стальную основу, служат синтезированные в процессе производства порошков и напыления покрытия, наноразмерные включения оксидов, карбидов, интерметаллидов.

Основа никелевых покрытий представляет собой твердый раствор легирующих элементов в матричном металле; упрочняющими фазами служат наноразмерные включения алюминидов никеля и оксидов алюминия различных модификаций.

Результаты сравнительных исследований показали, что по твердости и износостойкости в условиях трения скольжения с ограниченной смазкой плазменные покрытия из механически легированных порошков в 1,3–1,7 раза превосходят аналоги [14]. Исследования поверхностей износа образцов и изделий, работающих в реальных условиях, однозначно указывают на отсутствие очагов хрупкого разрушения, что обусловлено особенностями их структуры и физико-механических свойств, определяющими повышенную вязкость материала.

Материалы, полученные послойной печатью методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Следует отметить, что исследования в области применения механически легированных порошков на основе металлов для производства изделий послойной печатью СЛС находятся на начальной стадии. К настоящему времени однозначно установлено, что вышеприведенные порошки по морфологии, размеру и текучести соответствуют требованиям, предъявляемым к материалам этого класса. При этом принципиальная разница в структуре, фазовом составе, количестве и размере упрочняющих частиц, видов упрочнения механически легированного порошка 12X18H10 и его аналога (порошка 316 L) оказывает влияние на структуру и свойства материалов, получаемых послойной печатью. Следует подчеркнуть, что, как и в случае получения покрытий газотермическими способами напыления, так и при производстве изделий (материалов) послойной печатью методом СЛС наличие в механически легированных порошках наноразмерных, тугоплавких, термодинамически стабильных частиц оксидов и карбидов

обеспечивает **модифицирующий эффект**, уменьшающий высокую склонность материалов, получаемых методом СЛС, к образованию ярко выраженной дендритной структуры и сильной анизотропии. Не останавливаясь на факторах, вызывающих ее формирование и представленных в [14–16], отметим, что в нашем случае структура материала, изготовленного из порошка стали 316 L, имеет классическое строение (рис. 14). В поперечном сечении, перпендикулярном плоскости перемещения лазерного луча, формируется крупнозернистая дендритная структура, в которой вытянутые зерна проходят через образец толщиной 5 мм, начиная от подложки и заканчиваясь на его поверхности. В продольном сечении образца столбчатые зерна имеют форму, близкую к равноосной диаметром 80–160 мкм. Это значение сопоставимо с размером зерна стали, произведенной методами классической металлургии.

Структура материалов, полученных из механически легированных порошков, количественно и качественно заметно отличается от вышеприведенной. В данном случае в поперечном сечении сквозные столбчатые кристаллы отсутствуют или состоят из субзерен (фрагментов) с большеугловыми (более 50) границами разориентировки. В этом случае, как правило, основой микроструктуры материалов являются ограниченные с четырех сторон зерна, несколько вытянутые в направлении кристаллизации (рис. 15). Отношение их высоты к ширине не превышает трех. Диаметр зерен в материале из механически легированного порошка по сравнению с произведенным из порошка стали 316L в 1,5–2,0 раза меньше. Общей особенностью, характерной как для одного, так и для другого материала, является наличие в их структуре большого количества зерен, состоящих из «фрагментов», образовавшихся в результате двойникования (рис. 16).

Приведенные выше особенности строения стали 12X18H10, обусловленные применением механически легированного порошка, вызывающего эффект модифицирования, однозначно подтверждающийся измельчением структуры, должны оказывать заметное влияние на механические свойства материала. К сожалению, размер образцов 10×10×5 мм не позволяет провести их комплексное изучение и работа в этом направлении ограничена исследованием твердости сталей 12X18H10 и 316L как непосредственно

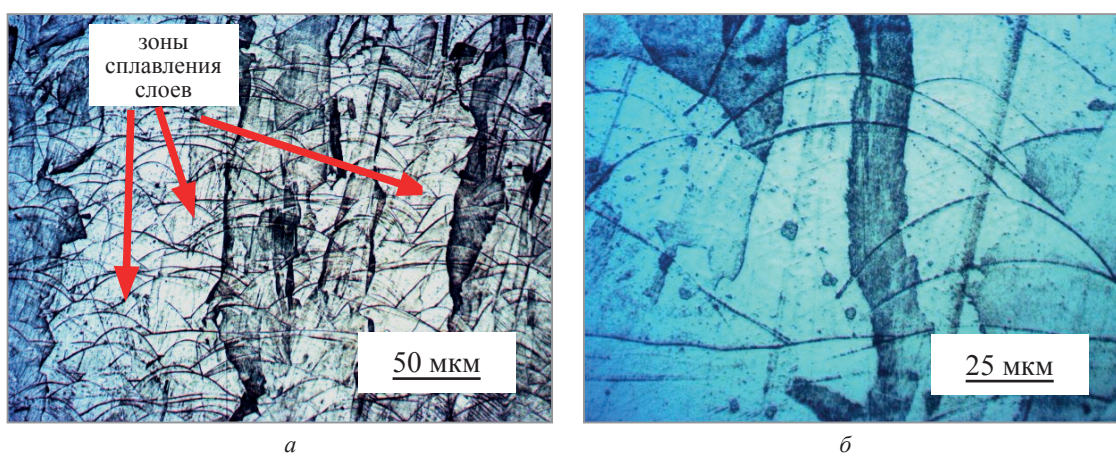


Рис. 14. Структура образца из порошка марки 316 L в поперечном сечении

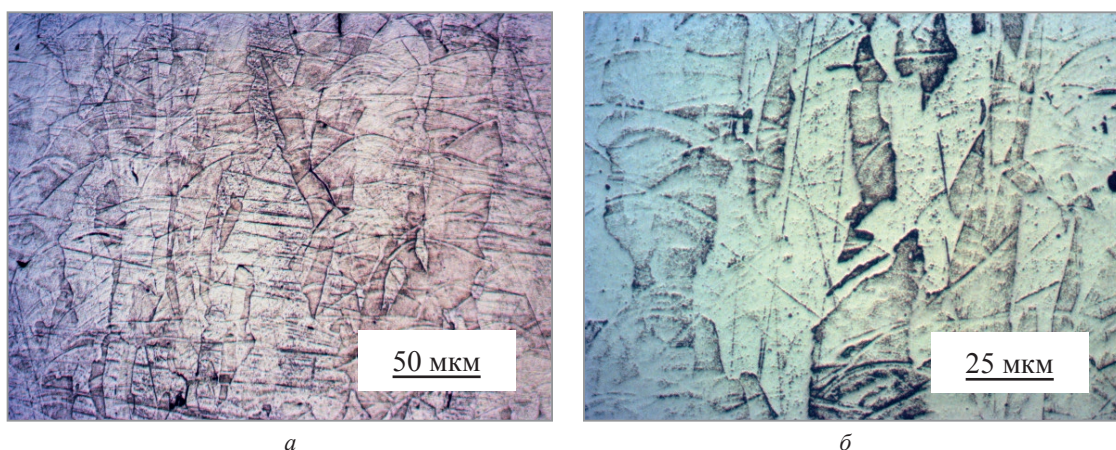


Рис. 15. Структура образца в поперечном сечении из порошка марки 12X18H10, полученного по технологии реакционного механического легирования

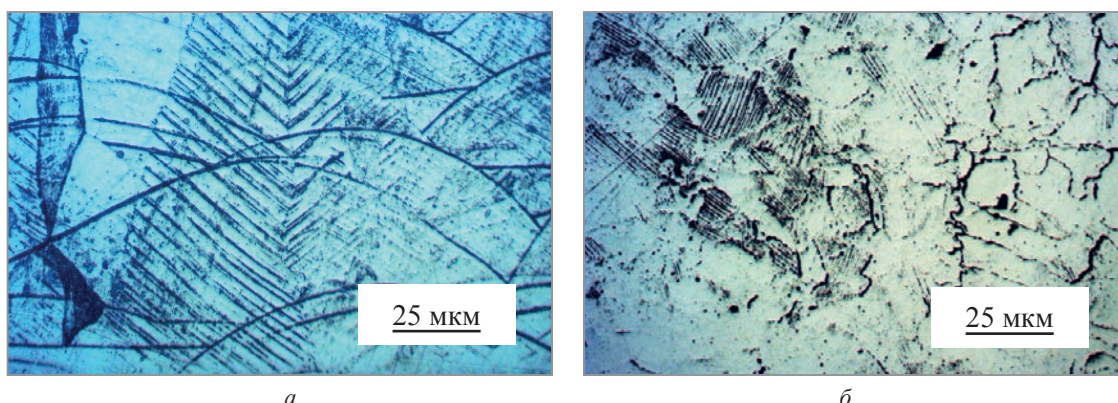


Рис. 16. Структура поперечного сечения кристаллов материалов из порошков стали 316L (а) и механически легированного (б)

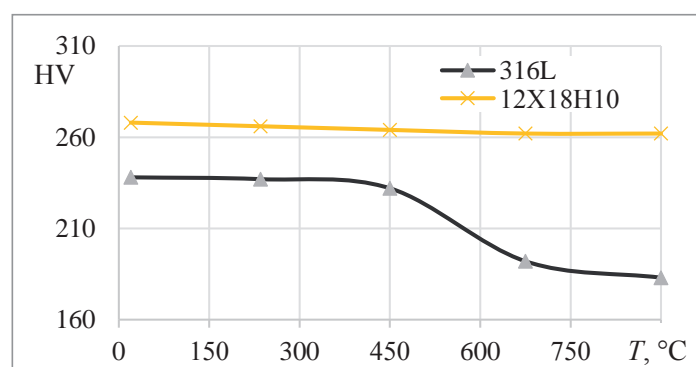


Рис. 17. Влияние температуры отжига на твердость сталей 12X18H10 и 316L

после производства методом СЛС, так и подвергнутых отжигу в течение 2 ч в широком интервале температур, верхнее значение которого достигало 900 °С (рис. 17).

Установлено, что как в исходном состоянии, так и после отжига стали существенно отличаются по твердости. При этом значения ее всегда выше у стали 12X18H10. Отличительной особенностью является также ее высокая стойкость против отжига. Так, исходное значение твердости, равное 270 HV, сохраняется и после длительного термического воздействия при 900 °С. Это однозначно указывает на наличие дисперсного и зернограницного упрочнений, вызванных наноразмерными включениями вышеприведенных термически стабильных упрочняющих фаз. Отсутствие зависимости твердости этой стали от температуры отжига позволяет сделать обоснованный вывод о ее высокой жаропрочности.

В то же время у стали 316L, имеющей в исходном состоянии твердость 240 HV, нагрев выше 450 °С приводит к снижению твердости и после отжига при температуре 900 °С она не превышает 180 HV. Основной причиной уменьшения твердости в этом случае является снятие внутренних напряжений, возникших при производстве образцов методом СЛС. Это явление подобно, имеющем место при нагреве сварных соединений.

Выводы

Результаты исследований, полученные на выбранных, в качестве базовых, порошковых композициях, являются научной основой, позволяющей создать широкую гамму дешевых механически легированных композиционных комплексно упрочненных модифицирующих железных и никелевых порошков, перспективных для получения как газотермических покрытий различного функционального назначения, так и для производства изделий послойной печатью методом селективного лазерного сплавления, по механическим и эксплуатационным свойствам превосходящих изделия из серийно выпускаемых материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зленко, М.А. Аддитивные технологии в машиностроении / М.А. Зленко, А.А. Попович, И.Н. Мутылина. Санкт-Петербург: Политехн. ун-т, 2013. 222 с.
2. The Current State of Additive Manufacturing in Wind Energy Systems [Electronic resource] / B. Post [et al.]. Mode of access: <https://info.ornl.gov/sites/publications/Files/Pub103095.pdf>. – Date of access: 28.06.19
3. Thomas, D.S. Costs and Cost Effectiveness of Additive Manufacturing /D.S. Thomas, S.W. Gilber // [Electronic resource]. Mode of access: <http://dx.doi.org/10.6028/NIST.SP.1176>. – Date of access: 28.05.2019.

4. Research and Development of Additive Manufactured Bladed Disks [Electronic resource] / J.A. Bayliff [et al.]. Mode of access: <http://publications.lib.chalmers.se/records/fulltext/250277/250277.pdf>. – Date of access: 29.06.2019.
5. Laser Metal Deposition as Repair Technology for a Gas Turbine Burner Made of Inconel 718 / T. Petrat [et al.] // *Physics Procedia*. 2016. Vol. 83. P. 761–768.
6. **Madara, S.R.** Review of Recent Developments in 3-D Printing of Turbine Blades / S.R. Madara, Ch.P. Selvan // *European Journal of Advances in Engineering and Technology*. 2017. Vol. 4 (7). P. 497–509.
7. **Emswiler, Sh.** Additive Manufacturing Success through Simulation / Sh. Emswiler // *Ansys Advantage*. 2018. Iss. 3.–P. 10–18.
8. **Rani, A. M. A.** Manufacturing methods for medical artificial prostheses– a review / A. M.A. Rani, R. Fua-Nizan, M. Y. Din // *Malaysian Journal of Fundamental and Applied Sciences. Special Issue on Medical Device and Technology*. 2017. P. 464–469.
9. Impact of Digital manufacturing on Health Care Industry [Electronic resource] / P.K. Parital [et al.]. Mode of access: <https://eprints.qut.edu.au/114661/1/Impact%20of%20Digital%20manufacturing%20on%20Healthcare%20Industry%20%20.pdf>. – Date of access: 22.06.2019.
10. **Mergulhao, M. V.** Characteristics of Biometallic Alloy to Additive Manufacturing Using Selective Laser Melting Technology / M. V. Mergulhao, M. D. M. Das Neves // *Journal of Biomaterials and Nanobiotechnology*. 2018. Vol. 9. P. 89–99.
11. **Rahmati, S.** Application of rapid prototyping for development of custom-made orthopedics prostheses: An investigative study / S. Rahmati, F. Farahmand, F. Abbaszadeh // *Int J Advanced Design and Manufacturing Technology*. 2010. Vol. 3, № 2. P. 11–16.
12. **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.
13. **Витязь, П.А.** Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П.А. Витязь, Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко. Минск: Беларуская навука, 1998. 352 с.
14. **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.
15. **Ловшенко, Г.Ф.** 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.
16. 50 лет порошковой металлургии в Беларуси. История, достижения, перспективы / Ф.Г. Ловшенко [и др.]. Минск: ГНПО Порошковой металлургии, 2010. 632 с.
17. Новые ресурсосберегающие технологии и композиционные материалы / Ф.Г. Ловшенко. М.: Энергоатомиздат, 2004. 350 с.
18. Нанокоспозиционные машиностроительные материалы: опыт разработки и применения / Ф.Г. Ловшенко [и др.]. Гродно: ГрГУ, 2006. 403 с.
19. Расчет максимальных концентраций реагирующих компонентов в шихте, подвергаемой реакционному механическому легированию / Ф.Г. Ловшенко [и др.] // *Вестн. Беларус.-Рос. ун-та*. 2011. № 2 (31). С. 64–75.
20. Трибохимические технологии функциональных композиционных материалов. Ч. 1. Модельные представления / С.В. Авдейчик [и др.]. Гродно: ГГАУ, 2007. 320 с.
21. Трибохимические технологии функциональных композиционных материалов. Ч. 2. Технология и опыт применения / С.В. Авдейчик [и др.]. Гродно: ГГАУ, 2008. 399 с.
22. **Ребиндер, П.А.** Вибропомол – наиболее эффективный метод измельчения / П.А. Ребиндер // *Строительные материалы*. 1956. № 1. С. 8–10.
23. **Моргулис, М.Л.** Вибрационное измельчение материалов / М.Л. Моргулис. М.: Промстройиздат, 1957. 106 с.
24. **Овчинников, П.Ф.** Виброреология / П.Ф. Овчинников. Киев: Наукова думка, 1983. 270 с.
25. **Шеламаев, В.А.** Физико-химические основы получения полуфабрикатов из спеченных алюминиевых порошков / В.А. Шеламаев, А.И. Литвинцев. М.: Металлургия, 1970. 278 с.
26. **Андреева, Н.Г.** О механизме образования металлического контакта в сплавах типа САП / Н.Г. Андреева, Э.Ф. Растргина // *Порошковая металлургия*. 1966. № 3. С. 27–36.

REFERENCES

1. **Zlenko M.A., Popovich A.A., Mutylyna I.N.** *Additivnye tehnologii v mashinostroenii* [Additive technologies in mechanical engineering]. Sankt-Peterburg, Politehnicheskij universitet Publ., 2013, 222 p.
2. The Current State of Additive Manufacturing in Wind Energy Systems [Electronic re-source] / B. Post [et al.]. – Mode of access: <https://info.ornl.gov/sites/publications/Files/Pub103095.pdf>. – Date of access: 28.06.19
3. **Thomas, D.S.** Costs and Cost Effectiveness of Additive Manufacturing /D.S. Thomas, S. W. Gilber// [Electronic resource]. – Mode of access: <http://dx.doi.org/10.6028/NIST.SP.1176>. – Date of access: 28.05.2019.
4. Research and Development of Additive Manufactured Bladed Disks [Elec-tronic resource] / J.A. Bayliff [et al.]. – Mode of access: <http://publications.lib.chalmers.se/records/fulltext/250277/250277.pdf>. – Date of access: 29.06.2019.
5. Laser Metal Deposition as Repair Technology for a Gas Turbine Burner Made of Inconel 718 / T. Petrat [et al.]// *Physics Procedia*, 2016, vol. 83, pp. 761–768.
6. **Madara, S.R.** Review of Recent Developments in 3-D Printing of Turbine Blades / S.R. Madara, Ch.P. Selvan // *European Journal of Advances in Engineering and Technology*, 2017, vol. 4 (7), pp. 497–509.
7. **Emswiler, Sh.** Additive Manufacturing Success through Simulation / Sh. Emswiler // *Ansys Advantage*, 2018, Iss. 3, pp. 10–18.
8. **Rani, A.M.A.** Manufacturing methods for medical artificial prostheses– a re-view / A. M.A. Rani, R. Fua-Nizan, M. Y. Din // *Malaysian Journal of Fundamental and Applied Sciences. Special Issue on Medical Device and Technology*, 2017, pp. 464–469.
9. Impact of Digital manufacturing on Health Care Industry [Electronic resource] / P.K. Parital [et al.]. – Mode of access: <https://eprints.qut.edu.au/114661/1/Impact%20of%20Digital%20manufacturing%20on%20Healthcare%20Industry%20%20.pdf>. – Date of access: 22.06.2019.
10. **Mergulhao, M. V.** Characteristics of Biometallic Alloy to Additive Manufactur-ing Using Selective Laser Melting Technology / M. V. Mergulhao, M. D. M. Das Neves. *Journal of Biomaterials and Nanobiotechnology*, 2018, vol. 9, pp. 89–99.

11. **Rahmati, S.** Application of rapid prototyping for development of custom-made orthopedics prostheses: An investigative study / S. Rahmati, F. Farahmand, F. Ab-baszadeh. *Int J Advanced Design and Manufacturing Technology*, 2010, vol. 3, no. 2, pp. 11–16.
12. **Lovshenko G. F., Lovshenko F. G., Hina B. B.** *Nanostrukturnye mehanicheski legirovannye materialy na osnove metallov* [Nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossijskij universitet Publ., 2008, 679 p.
13. **Vitjaz' P. A., Lovshenko F. G., Lovshenko G. F.** *Mechanicheski legirovannye splavy na osnove aljuminija i medi* [Mechanically alloyed alloys based on aluminum and copper]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 1998, 352 p.
14. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F.** *Zakonomernosti formirovanija fazovogo sostava, struktury i svojstv mehanicheski legirovannyh materialov* [Regularities of the formation of the phase composition, structure and properties of mechanically alloyed materials:]. Mogilev, Belorussko-Rossijskij universitet Publ., 2016, 420 p.
15. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F.** *Teoreticheskie i tehnologicheskie aspekty sozdaniya nanostrukturnyh mehanicheski legirovannyh materialov na osnove metallov* [Theoretical and technological aspects of creating nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossijskij universitet Publ., 2005, 276 p.
16. **Lovshenko F. G.** *50 let poroshkovej metallurgii v Belarusi. Istorija, dostizhenija, perspektivy* [50 years of powder metallurgy in Belarus. History, achievements, prospects]. Minsk, GNPO poroshkovej metallurgii Publ., 2010, 632 p.
17. **Lovshenko F. G.** *Novye resursosberegajushhie tehnologii i kompozicionnye materialy* [New resource-saving technologies and composite materials]. Moscow, Jenergoatomizdat Publ., 2004, 350 p.
18. **Lovshenko F. G.** *Nanokompozicionnye mashinostroitel'nye materialy: opyt razrabotki i primenenija* [Nanocomposite engineering materials: development and application experience]. Grodno, GrGU Publ., 2006, 403 p.
19. **Lovshenko F. G.** Raschet maksimal'nyh koncentracij reagirujushhijh komponentov v shihte, podvergaemoj reakcionnomu mehanicheskomu legirovaniju [Calculation of the maximum concentrations of the reacting components in the charge subjected to mechanical reaction alloying]. *Vestnik Belorussko-Rossijskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2011, no. 2 (31), pp. 64–75.
20. **Avdejchik S. V.** *Tribohimicheskie tehnologii funkcional'nyh kompozicionnyh materialov. Chast' 1. Model'nye predstavlenija* [Tribochemical technologies of functional composite materials. Part 1. Model representations]. Grodno, GGAU Publ., 2007, 320 p.
21. **Avdejchik S. V.** *Tribohimicheskie tehnologii funkcional'nyh kompozicionnyh materialov. Chast' 2. Tehnologija i opyt primenenija* [Tribochemical technologies of functional composite materials. Part 2. Technology and application experience]. Grodno, GGAU Publ., 2008, 399 p.
22. **Rebinder P. A.** Vibropomol – naibolee jeffektivnyj metod izmel'chenija [Vibrating grinder – the most efficient grinding method]. *Stroitel'nye materialy = Construction Materials*, 1956, no.1, pp. 8–10.
23. **Morgulis M. L.** *Vibracionnoe izmel'chenie materialov* [Vibration grinding of materials]. Moscow, Promstrojizdat Publ., 1957, 106 p.
24. **Ovchinnikov P. F.** *Vibreologija* [Vibrorheology]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1983, 270 p.
25. **Shelamov V. A., Litvincev A. I.** *Fiziko-himicheskie osnovy poluchenija polufabrikatov iz spechennyh aljuminievyh poroshkov* [Physicochemical bases for obtaining semi-finished products from sintered aluminum powders]. Moscow, Metallurgija Publ., 1970, 278 p.
26. **Andreeva N. G., Rastrigina Je. F.** O mehanizme obrazovanija metallicheskogo kontakta v splavah tipa SAP [On the mechanism of metal contact formation in SAP-type alloys]. *Poroshkovaja metallurgija = Powder metallurgy*, 1966, no. 3, pp. 27–36.