

И.В. Ряпосов, Л.М. Клейнер, А.А. Шацов

I. Ryaposov, L. Kleyner, A. Shatsov

Пермский национальный исследовательский политехнический университет
State National Research Polytechnical University of Perm

**КОНЦЕНТРАЦИОННО-НЕОДНОРОДНЫЕ
ПРЕЦИЗИОННЫЕ МАГНИТНО-МЯГКИЕ СПЛАВЫ
НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ FE-SI-AL**

**CONCENTRATION-PRECISION NON-UNIFORM
SOFT-MAGNETIC ALLOYS BASED
ON THE SYSTEM FE-SI-AL**

Показана возможность получения порошковых сплавов системы железо – кремний – алюминий. Рассмотрены вопросы концентрационной неоднородности порошковых материалов и методы борьбы с ней. Для создания порошкового сендаста подобраны компоненты, образующие на стадии спекания жидкую фазу и уменьшающие концентрационную чувствительность магнитных свойств.

Ключевые слова: прецизионные сплавы, порошковые материалы, концентрационная неоднородность, коэффициент вариации, гомогенизация, сендаст.

The possibility of obtaining powdered alloys of iron – silicon – aluminum was shown. The subject of concentration inhomogeneity of powder materials and methods to control it were considered. The components that create a liquid phase on the stage of sintering and reduce concentration sensitivity of magnetic properties to make powder sendast were selected.

Keywords: precision alloys, powder materials, the concentration heterogeneity, coefficient of variation, homogenization, sendast.

Уровень экономического и технического развития страны во многом определяют материалы и технологии. Наибольшую потребность в новых материалах испытывают передовые отрасли промышленности. Применяемые в авиации, космонавтике, кораблестроении и других сферах промышленности прецизионные сплавы (ПС) по своим технологическим характеристикам, стоимости и работоспособности не удовлетворяют всем требованиям, предъявляемым к материалам современных приборов (особенно это касается высокоточных приборов). Создание новых технологий и сплавов не успевает за развитием приборостроения и тем самым сдерживает его.

Прецизионные сплавы (от франц. *précision* – точность), металлические сплавы с особыми физическими свойствами (магнитными, электрическими, тепловыми, упругими) или редким сочетанием физических, физико-химических и механических свойств, уровень которых в значительной степени обусловлен точностью химического состава, отсутствием вредных примесей, структурой сплава. ПС являются основой прогресса точного приборостроения, автоматики и других отраслей техники. Изделия из прецизионных сплавов, несмотря на малый размер, играют в приборах, устройствах и системах основную роль, определяя их точность и надежность.

Для достижения требуемого уровня характеристик сплавов со специальными свойствами необходимы особые способы выплавки, деформирования, специальные режимы термической обработки, качественная обработка поверхности, точный состав, минимальное содержание включений и вредных примесей, высокая точность изготовления. В большинстве случаев для получения требуемых рабочих характеристик необходимо обеспечить сочетание всех перечисленных факторов, что предопределяет относительно высокую стоимость ПС.

Применение методов порошковой металлургии повышает конкурентоспособность изделий (снижает себестоимость, повышает КИМ и т.д.), однако порошковые материалы, даже при отсутствии пористости, по сравнению с литыми, имеют более низкие значения основных показателей магнитных свойств, что связано, прежде всего, с неоднородностью распределения компонентов в объеме.

Концентрационная неоднородность и методы ее прогнозирования.

На сегодняшний день публикаций по влиянию концентрационной неоднородности на магнитные свойства весьма мало и появились они только в последние годы. Практически первой работой, в которой был проведен полный статистический анализ распределения легирующих элементов в магнитных материалах, стала статья [1]. Было экспериментально доказано: 1) магнитные свойства зависят от концентрационной неоднородности немонотонно, 2) наиболее высокие характеристики магнитных свойств порошковых материалов, по крайней мере, не уступали аналогичным показателям лучших традиционных литых материалов.

Существуют несколько подходов, связывающих эксплуатационные свойства с концентрационной неоднородностью (V). Первый из них полагает, что процесс гомогенизации оказывает заметное влияние на свойства за счет изменения фазового состава и распределения фаз и параллельной трансформации пористой структуры. В работе [2] исследованы прочностные свойства концентрационно-неоднородных сталей, содержащих 0,35 % С и различное – 1,75; 3,5; 4,15 % – количество никеля, измерения проведены микрорентгенов-

ским анализом проб. Луч перемещали из центра по возрастающей спирали, концентрацию никеля определяли на 40 участках. Вывод работы состоит в том, что хотя лучшие свойства получены на наиболее однородных материалах, сам процесс гомогенизации не оказывает заметного влияния на прочность. Гораздо большее влияние оказывает изменение формы пор, количество и расположение аустенитной фазы. Отметим методическую неточность, допущенную в [2]. Как установлено [3] и др., минимальное количество участков, обеспечивающих статистически достоверное измерение концентрационной неоднородности, составляет в зависимости от выбранных концентраций 200–300. Ошибка в определении коэффициента вариации – 10–15 % при уровне значимости 0,15 [4–6]. Вывод работы [2] об отсутствии влияния гомогенизации подтвержден недостаточно, так как факторы, влияющие на механические свойства, не были разделены. Однако гипотеза о влиянии концентрационной неоднородности на свойства, в том числе и посредством изменения фазового состава, выглядит убедительно. Этот вывод подтвержден в исследовании [4] при изучении трех сталей, где установлена линейная корреляция между концентрационной неоднородностью, объемной долей феррита и продолжительностью гомогенизации. В обсуждаемой модели не объясняется корреляция свойств и концентрационной неоднородности на начальном этапе спекания, а также в тех случаях, когда легирование не приводит к изменению фазового состава.

В [6] показана взаимосвязь V и механических свойств в широком интервале температурно-временных параметров гомогенизации. В качестве меры концентрационной неоднородности использована величина относительной флуктуации концентрации: коэффициент вариации концентрации V , равный отношению квадратного корня из дисперсии концентрации к ее среднему значению. Экспериментально доказано [5], что при фиксированной пористости (5, 10 и 15 %) главным фактором, определяющим свойства, является степень концентрационной неоднородности. На основании исследований разработана методика прогнозирования эксплуатационных (в первую очередь, механических) свойств по уровню концентрационной неоднородности. Методика позволяет прогнозировать свойства при фиксированной термообработке (например, нормализации) по уровню аналогичных характеристик однородного компактного материала такого же химического состава после подобной термообработки. Изменение пористой структуры учитывают косвенным образом, за счет роста межчастичных контактов в зависимости от продолжительности процесса и механизма диффузии при спекании. Данное направление исследований в настоящий момент находится на стадии развития. Очевидный недостаток обсуждаемого подхода состоит в том, что характеристики свойств неоднородного материала не могут превышать характеристики гомо-

генного материала того же состава, а это иногда противоречит эксперименту. Однако методика измерения концентрационной неоднородности была выбрана корректно. Она сводится к измерению микрорентгеноспектральным методом концентраций каждого элемента в 200–300 точках на поверхности шлифа и последующему вычислению коэффициента вариации, который и является мерой гомогенности сплава.

Для предсказания поведения изделий из порошковых материалов в процессе эксплуатации необходимо знать распределение легирующих элементов. Численные методы решения диффузионных уравнений [7] и др. не учитывают свойств частиц порошка, связанных с методом их получения, формой, размером и дефектностью, а модели, основанные на статистической обработке данных о диффузионной гомогенизации, дают лишь качественную информацию о распределении элементов. Поэтому в настоящее время наиболее точные подходы к прогнозированию концентрационной неоднородности основаны на экспериментальном изучении закономерностей гомогенизации.

Для прогнозирования концентрационной неоднородности в широком интервале содержания легирующих элементов можно использовать уравнение гомогенизации, которое для j -го компонента в системе с неограниченной растворимостью при температурах формирования структуры имеет вид [8]

$$V = V_0 \exp \{-btc^{2/3} (\exp - Q/RT)\}, \quad (1)$$

где t и T – продолжительность и температура спекания; c – концентрация легирующего элемента в сплаве; V_0 , b , Q – коэффициенты, которые можно определить по экспериментальным данным, например методом наименьших квадратов; R – универсальная газовая постоянная. Коэффициент V_0 определяет, главным образом, начальная неоднородность распределения j -го элемента, b – зависит от формы, размеров частиц и предэкспоненциального множителя в температурной зависимости эффективного коэффициента диффузии, Q – эффективная энергия активации гомогенизации.

При выводе уравнения предполагали, что: 1) корреляция между диффузионными скачками атомов различных химических элементов отсутствует, 2) коэффициенты диффузии постоянны, так как большую часть времени гомогенизация порошковых материалов протекает в узком концентрационном интервале, 3) $t > t_0$, где t_0 – время после начала спекания, по истечении которого выполняется соотношение (1). Оценки [6] показывают, что t_0 составляет несколько минут.

Для статистического описания диффузионной гомогенизации порошковой системы необходимо найти (кроме V) функцию плотности вероятности (ФПВ) совместного распределения легирующих элементов. Экспериментальные исследования многокомпонентных систем [8 и др.] показали, что при го-

могенизации в системах с неограниченной растворимостью сегрегации элементов не происходит, поэтому ФПВ совместного распределения может быть представлена в виде произведения ФПВ каждого элемента.

Таким образом, существует методика полного статистического описания распределения элементов в порошковых материалах, но применение этой методики требует значительных экспериментальных исследований и в настоящее время она не нашла широкого применения.

Получение гомогенных порошковых прецизионных сплавов. Экспериментальное определение и оценки с помощью уравнения (1) показывают, что достигнуть уровня гомогенности современных прецизионных сплавов традиционными методами порошковой металлургии при использовании поликомпонентных шихт и реальной для промышленного использования продолжительности спекания невозможно.

Применение частично-легированных композиций лишь незначительно повышает однородность сплава. Заметно улучшает гомогенность использование активных дисперсных частиц и спекание в присутствии жидкой фазы. Так, при инфильтрации медью композитов на основе железа, содержащих никель, молибден, хром, энергия активации гомогенизации уменьшалась примерно вдвое. Для прецизионных сплавов такой способ создания жидкой фазы неприменим, так как наилучшие свойства соответствуют строго определенным составам.

Для решения этой проблемы были подобраны серийно выпускаемые промышленностью добавки, которые при спекании образовывали требуемое количество жидкой фазы заданного состава (эвтектические расплавы образовывались в местах контакта частиц), исчезающей на стадии гомогенизации. Эти недорогие добавки не только обеспечивали получение практически беспористого однородного порошкового сплава, но и повышали эксплуатационные характеристики за счет изменения состава твердого раствора, исключения образования неблагоприятно влияющих на свойства фаз, связывания сопутствующих примесей. Другое преимущество новых материалов и технологий состояло в том, что были исключены деформационная неоднородность и ликвации (обеспечена высокая стабильность свойств).

Альтернативное спеканию в присутствии жидкой фазы направление, развиваемое сотрудниками Института металлургии УрО РАН, основано на использовании эффекта Агте – Ватека (ускорение спекания тугоплавкого материала, например вольфрама, при покрытии его тонким слоем нанодисперсных частиц, например никеля) или добавок нанопорошков (НД).

Улучшение гомогенности микроструктуры и ускорение усадки в данном случае доказано экспериментально [9]. Объяснение ускорения массопереноса состоит в том, что при подшихтовке малых добавок НД Ni к желез-

ному порошку на его частицах при нагревании прессовок образуются нанооболочки на основе никеля. Такие тонкие оболочки на искривленных поверхностях создают в прилегающем объеме материала упругие растягивающие напряжения, соответствующие по величине удвоенному Лапласову давлению и обуславливающие появление неравновесных вакансий. Вследствие этого течение материала в направлении поры реализуется во всем свободном поверхностном слое частиц. В материале без добавки никеля условие течения выполняется только в точках смыкания поверхностей контактирующих частиц, поэтому при добавлении никеля течение материала возможно при вдвое меньшем напряжении. Эффект добавок нанопорошков особенно заметен при относительно невысокой температуре спекания.

Имеющиеся в литературе данные по гомогенности похожих порошковых сплавов с добавками наночастиц и без них, но при спекании в присутствии жидкой фазы показали, что в идентичных условиях (1170 °С, 4 ч) коэффициент вариации концентрации в случае жидкофазного спекания ниже в 4 раза (0,60/0,15). Что касается усадки, то наименьшие значения пористости достигнуты при добавках нанопорошков никеля в железоникелевые сплавы из карбонильных порошков: так, у пермаллоя 50Н достигнуто значение пористости 5,8 % (пористость сталей была на несколько процентов выше) [9]. Для прецизионных сплавов желательнее получать более низкую пористость.

В настоящей работе предложен следующий путь подбора порошковых прецизионных сплавов с заданным распределением легирующих элементов:

- измерение неоднородности распределения компонентов в традиционном (литом) аналоге и задание уровня неоднородности порошкового сплава;
- измерение микрорентгеноспектральным анализом содержания компонентов в 200–300 точках на поверхности каждого шлифа и вычисление коэффициентов вариации концентрации в интервалах варьирования температуры, продолжительности, состава компонентов и размеров частиц, определение законов распределения легирующих элементов;
- аппроксимация полученных значений коэффициентов вариации концентрации уравнением гомогенизации, содержащим размеры частиц;
- установление связи полученных в результате аппроксимации значений коэффициентов V_0 , b , Q и концентрации компонентов, например, создание адекватных регрессионных зависимостей;
- после подстановки выражений для V_0 , b , Q в уравнение гомогенизации – нахождение зависимости, связывающей температуру, продолжительность гомогенизации, концентрацию легирующих элементов и размеры частиц с коэффициентом вариации концентрации.

Для полного статистического описания необходимо также проверить закон распределения концентраций. Обычно концентрации распределены по асимптотическому логнормальному закону [10].

Таким образом, новые методы определения и прогнозирования распределения компонентов в сочетании с неординарными техническими решениями, обеспечивающими интенсификацию гомогенизирующего спекания и требуемым образом изменяющими состав фаз, позволяют создать порошковые прецизионные сплавы со сверхвысокими эксплуатационными характеристиками.

Рассмотрим возможности применения обсуждаемых подходов к перспективным материалам каждой из основных групп ПС.

Порошковый сендаст (альсифер). В 1918 г. Вернер и Гинрихс зарегистрировали первый патент на магнитно-мягкую сталь, легированную кремнием и алюминием, а в 1932 г. Масумото установил, что лучшими магнитными свойствами в системе железо – алюминий – кремний обладает сплав железа с примерно 9,6 % Si и 5,4 % Al. Этот сплав получил название сендаст (в отечественной литературе часто встречается название «альсифер») – в честь города Сендай, в котором он был открыт. Последующими исследованиями было установлено, что при содержании 9,62 % Si и 5,38 % Al литые сплавы имели магнитную проницаемость почти втрое более высокую, чем сплав с 9,6 % Si и 5,4 % Al.

Благодаря уникальному сочетанию магнитной проницаемости и твердости при низких потерях энергии на перемагничивание сендаст нашел применение в магнитных головках аудио- и видеозаписывающих и воспроизводящих устройств, где требуются высокая износостойкость. В начале 80-х гг. были доказаны преимущества сендаста перед различными марками пермаллоев и ферритов в составе широко применяемых промышленных изделий и в нашей стране.

Основные недостатки традиционных методов получения сендаста сводятся к наличию сегрегаций, разнородности и низкой технологичности. Высокого качества сплав выплавляют в вакууме в виде слитков малого диаметра, для улучшения технологичности в современные марки сендаста вводят редкоземельные элементы. Казалось бы, порошковая металлургия – очевидный метод решения, но сведения о возможности получения сендаста по принятой технологической схеме отсутствуют. Исследователи ищут решение проблемы за счет добавок легкоплавкой Ni-P-эвтектики, покрывающей частицы, применения изостатического горячего прессования, использования шликерных технологий. Обнадеживающие результаты дали только методы получения образцов из порошка сплава сендаста, в то же время стоимость производства порошков сплавов сравнительно высока при их низких технологических характеристиках. Применение лазерной обработки и спинингования также не улучшили качества сплавов.

Для минимизации влияния сопутствующих примесей и активации спекания в качестве основы шихты использовали порошок особо чистого карбонильного железа марки ОсЧ 6-2. Результаты исследований были проверены для сендаста на основе технического порошка железа марки ASC 100.29. Образцы получали по следующей схеме: шихту, содержащую порошки железа, ферроалюминия (50 % Al), феррокремния (50 % Si) и специальных добавок, перемешивали в смесителе со смещенной осью вращения 8 ч; формовали при давлении 600 МПа и спекали в вакууме (остаточное давление примерно 10^{-2} Па). Порошки феррокремния и ферроалюминия вводили в состав шихты после просеивания через сито с размером ячейки 63 мкм. Содержание кремния в сплаве составляло 9,6 %, алюминия – 5,4 %.

Зависимость магнитной проницаемости от концентраций алюминия и кремния в системе Fe–Al–Si имеет острый максимум, поэтому даже небольшие колебания содержания элементов в микрообъемах вызывают ее резкое падение. Распределение элементов в микрообъемах исследовали микро-рентгеноспектральным методом (250 точек по каждому элементу). Мерой концентрационной неоднородности служил коэффициент вариации концентрации (V). Обычно в процессе спекания концентрационная неоднородность распределения каждого из легирующих элементов порошковых сталей понижается [3]. В данном случае после спекания по режиму 1300 °С, 1 ч $V_{Al} = 0,21$; $V_{Si} = 0,10$, а после спекания по режиму 1300 °С, 11 ч $V_{Al} = 0,34$; $V_{Si} = 0,14$. Из представленных данных следует, что изотермическая выдержка, соответствующая допустимым на практике режимам спекания, не может обеспечить получение гомогенного сплава, более того, при увеличении продолжительности спекания неоднородность повышается. Эффект роста концентрационной неоднородности при спекании материалов на основе железа установлен впервые, полученный результат объясняет причины неудачных экспериментов по синтезу сендаста из поликомпонентных шихт и ферросплавов.

На первом этапе работ изучали возможность получения порошкового сендаста по традиционной технологии. Образцы на основе железа марки ОсЧ 6-2, соответствующие по химическому составу сендасту, спеченные в вакууме по режиму 1330 °С, 1 ч, имели μ_n всего 200–300 Гс/Э и μ_{max} на уровне 1500–2000 Гс/Э. Пористость электротехнических сталей можно понизить введением в состав шихты порошка ферробора [1]. Интенсификация спекания за счет добавок ферробора (Fe + 4 % В) в порошковый сендаст не привела к заметному улучшению магнитных свойств ($\mu_n = 500 \dots 600$ Гс/Э, содержание бора в сплаве 0,03–0,06), несмотря на понижение пористости до 5 %. Поэтому можно предположить, что низкие магнитные свойства порошкового сендаста обусловлены не только пористостью и концентрационной неоднородностью.

Карбонильное порошковое железо имеет разветвленную поверхность, способствующую адсорбции газов из окружающей среды, а это, в свою очередь, может привести к загрязнению сплава при спекании. Для улучшения магнитных свойств применили отжиг шихты в водороде при температуре 400 °С. Максимальная магнитная проницаемость порошкового сендаста на основе железа марки ОсЧ 6-2, отожженного в водороде, $\mu_{\max} = 11\ 000$ Гс/Э, а при содержании хрома всего 0,5 % – 13 500 Гс/Э. Интересно, что дальнейшее повышение концентрации хрома в сплаве до 2 % привело к падению μ_{\max} до 770 Гс/Э, несмотря на рост плотности.

Таким образом, введение дополнительной операции – отжига шихты в водороде, позволило получить порошковый сендаст с приемлемыми магнитными свойствами, но плотность и твердость сплава оставались низкими.

Задачу улучшения плотности и твердости решали введением добавок, образующих на стадии спекания жидкую фазу, которая ускоряет усадку и гомогенизацию, а затем по мере выравнивания состава исчезает, другое назначение добавок состоит в уменьшении концентрационной чувствительности магнитных свойств, т.е. переходили к многокомпонентной системе на основе Fe–Al–S. Из предыдущего эксперимента было ясно: одной из таких добавок является хром, но подобным образом действовал и 0,5%-ный Mn, введение 0,5 % Cr и 1 % ферротитана позволило получить твердость 42 HRC (без ферротитана – 32–36 HRC) при $\mu_{\max} = 13\ 000$ Гс/Э, а добавки 0,5 % Cr и 0,5 % Mn обеспечивали твердость 50 HRC, но образцы слегка оплавились (спекание по режиму 1350 °С, 2 ч во всех случаях).

Небольшое количество добавок хрома, марганца и ферротитана (на уровне 0,5–1,0 %) позволяет резко повысить плотность (до 6,44–6,45 г/см³) при сохранении или даже улучшении магнитных свойств. Технологичность традиционных сплавов типа 10СЮ-ВИ улучшают введением сопоставимого количества редкоземельных, но в данном случае решали иные, не имеющие аналогов в традиционной металлургии, задачи.

Изучение фазового состава рентгеновскими методами показало, что материал с точностью до 5 % состоит из альфа-фазы независимо от использованных добавок. Металлографические исследования подтвердили эти данные.

Лучшее сочетание свойств имел материал, полученный из шихты на основе предварительно отожженного в водороде особо чистого порошкового карбонильного железа марки ОсЧ 6-2 по технологической схеме, включающей операции приготовления шихты, прессования и спекания. В зависимости от вида добавок для материалов на основе системы Fe–Al–Si твердость образцов составляла 32–50 HRC при $\mu_{\max} = 11\ 000 \dots 13\ 500$ Гс/Э и $\mu_n = 4000 \dots 5000$ Гс/Э. Эти же композиции, равной пористости, полученные по технологии, единственным отличием которой было отсутствие отжига, обеспечили μ_{\max} лишь на уровне 1500–2000 Гс/Э.

Принятый путь улучшения твердости и износостойкости порошковых материалов – введение в состав материала твердой фазы. Особенно эффективное упрочнение обеспечивает введение карбида титана. Нами было установлено, что при отсутствии специальных добавок карбид титана не улучшает твердость и многократно ухудшает магнитную проницаемость. Полученный результат означает бесперспективность введения упрочняющей фазы TiC в порошковый сендаст на основе особо чистого железа. Если же основа системы Fe–Al–Si с добавками 0,5 % Cr и 1,0 % FeTi (48 % Ti), то сплав с 3 % TiC имел твердость 470–480 HV (45–46 HRC) при относительной магнитной проницаемости на уровне 1500 Гс/Э и магнитной индукции 0,9 Тл.

Проверка возможности применения технических порошков железа была проведена для системы системы Fe–Al–Si с добавками 0,5 % Cr и 1,0 % FeTi (48 % Ti), были приготовлены сплавы с порошком железа марки ASC 100.29 (без отжига), относительная магнитная проницаемостью этих сплавов была на уровне 4000–5000 Гс/Э. Образцы при напряженности магнитного поля 800 А/м имели следующие свойства: магнитная индукция 0,85 Тл, удельные потери на перемагничивание менее 6 Вт/кг, толщина образцов 2 мм.

Синтез сендаста, близкого по свойствам к известным традиционным сплавам, по традиционной технологии порошковой металлургии из поликомпонентной шихты даже при введении алюминия и кремния в виде соединений невозможен из-за роста неоднородности распределения элементов при изотермической выдержке. В случае введения легирующих добавок, понижающих концентрационную зависимость магнитных свойств и обеспечивающих образование при спекании жидкой фазы при относительно высокой температуре, получен близкий по составу и свойствам к сендасту сплав.

Исходя из достигнутого уровня свойств, ясно, что такой сплав может быть использован для изготовления не только износостойких магнитных изделий, но и защитных экранов. Технология может быть реализована на любом приборостроительном предприятии, и это не единственная сфера ее применения. Сендаст – один из лучших материалов для изготовления головок видео- и аудиотехники, так как сочетает в себе высокую магнитную проницаемость, отличную износостойкость и слабую чувствительность эксплуатационных свойств к внешним воздействиям.

Список литературы

1. Спеченные магнитно-мягкие сплавы на основе системы железо – кремний – бор / С.Н. Боброва [и др.] // Порошковая металлургия. – 1998. – № 9/10. – С. 35–43.

2. Jaiswal S., Fletcher A., Cundice R.T. Modulus of Rupture of Low Alloy P/M Nickel Steels // *The International Journal of Powder Metallurgy and Powder Technology*. – 1975. – Vol. 13. – № 1. – P. 51–65.

3. Анциферов В.Н., Пещеренко С.Н., Шацов А.А. Диффузионная гомогенизация порошковых материалов системы Fe–Cr–Ni–Mo // *Изв. вуз. Черная металлургия*. – 1987. – № 9. – С. 65–68.

4. Klein A.N., Oberacker R., Thummler F. High strength Si–Mn Alloyed Sintered Steels // *Powder Metallurgy International*. – 1985. – Vol. 17. – № 2. – P. 71–74.

5. Горохов В.Ю. Порошковые низколегированные хромоникелевые стали конструкционного назначения: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – М., 1983. – 16 с.

6. Анциферов В.Н., Пещеренко С.Н. Гомогенизация концентрационно-неоднородных материалов // *Физика металлов и металловедение*. – 1985. – Т. 59. – № 3. – С. 539–549.

7. Буланов В.Я., Крашанинин В.А., Оглезнева С.А. Моделирование гомогенизации бинарных порошковых сплавов // *Конструкции из композиционных материалов*. – 2006. – № 4. – С. 181–187.

8. Гасанов Б.Г., Тамадаев В.Г., Магомедов М.Г. Гомогенизирующее спекание порошковых магнитотвердых сплавов // *Порошковые и композиционные материалы и изделия*. – Новочеркасск, 2000. – С. 71–71.

9. Мейлах А.Г. Теоретические и технологические принципы совершенствования структуры и свойств порошковых материалов на основе Fe, Ni, Cu с металлическими нанодисперсными добавками: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Пермь, 2007. – 31 с.

10. Порошковая сталь со структурой метастабильного аустенита / В.Н. Анциферов, Н.Н. Масленников, А.А. Шацов, Т.В. Смышляева // *Порошковая металлургия*. – 1994. – № 3/4. – С. 42–47.

Получено 13.09.2011