

Научная статья

УДК 544.015.5, 548.314.5

DOI: 10.15372/KhUR2025656

EDN: OOGZMZ

## Особенности формирования частиц наносплава Fe–Pt при совместном восстановлении водных растворов $\text{Fe}^{2+}$ и $[\text{PtCl}_6]^{2-}$ гидразингидратом в щелочной среде

Н. С. ЗАХАРОВ , А. Н. ПОПОВА, В. М. ПУГАЧЕВ, В. Г. ДОДОНОВ, Ю. А. ЗАХАРОВ

Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН, Кемерово, Россия

E-mail: 2metil4@gmail.com<sup>✉</sup>, h991@yandex.ru, vm1707@mail.ru, 233191@mail.ru, iuhm@ficusuh.ru

### Аннотация

Методами рентгенофазового анализа (РФА), рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС), в том числе при нагревании в режиме *in situ*, малоуглового рентгеновского рассеяния (МУРР) и оптико-эмиссионной спектрометрии с индуктивно-связанной плазмой (ОЭС ИСП) установлена схема формирования фаз наносплава Fe–Pt. Синтез частиц наносплава проводили совместным восстановлением растворов прекурсоров ( $\text{Fe}^{2+}$  и  $[\text{PtCl}_6]^{2-}$ ) щелочным раствором гидразингидрата. Для установления схемы формирования твердой фазы Fe–Pt процесс восстановления останавливали через 10 и 300 с путем разбавления реакционной смеси холодной (2 °С) водой. Сопоставление результатов, полученных методами РФА, РФЭС, МУРР и ОЭС ИСП, позволило установить, что образование твердой фазы в условиях протекания окислительно-восстановительных реакций носит стадийный характер. Первой и наиболее быстротекущей стадией является стадия образования “Pt-фазы” с размером частиц  $\approx 3$  нм. На второй стадии происходит совместное восстановление прекурсоров платины и железа на поверхности сформированных на первой стадии Pt-частиц. Последняя стадия – формирование ультрадисперсных частиц, обогащенных Fe в условиях недостатка Pt-прекурсора.

**Ключевые слова:** наносплавы, Fe–Pt, гидразингидрат, фазовый состав, рентгенофазовый анализ, малоугловое рентгеновское рассеяние, рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия

**Финансирование:** исследование выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда № 23-13-00356, <https://rscf.ru/project/23-13-00356>.

**Благодарности:** исследование проведено с использованием оборудования Центра коллективного пользования ФИЦ УУХ СО РАН (Кемерово); авторы выражают благодарность И. П. Просвирину (ИК СО РАН, Новосибирск) за проведение РФЭС-экспериментов и Р. П. Колмыкову (ФИЦ УУХ СО РАН, Кемерово) за проведение элементного анализа образцов методом ОЭС ИСП.

**Для цитирования:** Захаров Н. С., Попова А. Н., Пугачев В. М., Додонов В. Г., Захаров Ю. А. Особенности формирования частиц наносплава Fe–Pt при совместном восстановлении водных растворов  $\text{Fe}^{2+}$  и  $[\text{PtCl}_6]^{2-}$  гидразингидратом в щелочной среде // Химия в интересах устойчивого развития. 2025. Т. 33, № 3. С. 322–329. DOI: 10.15372/KhUR2025656. EDN: OOGZMZ.

Original article

## Features of the formation of Fe–Pt nanoalloy particles during the joint reduction of aqueous solutions of $\text{Fe}^{2+}$ and $[\text{PtCl}_6]^{2-}$ by hydrazine hydrate in an alkaline medium

N. S. ZAKHAROV<sup>✉</sup>, A. N. POPOVA, V. M. PUGACHEV, V. G. DODONOV, YU. A. ZAKHAROV*Federal Research Center for Coal and Coal Chemistry, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Kemerovo, Russia**E-mail: 2metil4@gmail.com<sup>✉</sup>, h991@yandex.ru, vm1707@mail.ru, 233191@mail.ru, iuhm@ficuuh.ru*

### Abstract

The scheme of phase formation in Fe–Pt nanoalloy was established using X-ray diffraction (XRD), X-ray photoelectron spectroscopy (XPS), including *in situ* heating, small-angle X-ray scattering (SAXS), and optical emission spectrometry with inductively coupled plasma (ICP-OES). The nanoalloy particles were synthesised using the co-reduction of precursor solutions ( $\text{Fe}^{2+}$  and  $[\text{PtCl}_6]^{2-}$ ) with an alkaline solution of hydrazine hydrate. To determine the scheme of solid Fe–Pt phase formation, the reduction process was stopped after 10 and 300 s by diluting the reaction mixture with cold (2 °C) water. Comparison of the results obtained using XRD, XPS, SAXS, and ICP-OES methods allowed us to establish that the formation of the solid phase under reduction-oxidation reaction conditions is a staged process. The first and fastest stage is the formation of the Pt-phase with particle sizes  $\approx 3$  nm. The second stage involves the joint reduction of platinum and iron precursors on the surface of Pt particles formed at the first stage. The last stage is the formation of ultrafine particles enriched in Fe under the conditions of Pt precursor deficiency.

**Keywords:** nanoalloys, Fe–Pt, hydrazine hydrate, phase compositions, X-ray diffraction, small-angle X-ray scattering, X-ray photoelectron spectroscopy

### ВВЕДЕНИЕ

Разработка устройств для записи и хранения информации на магнитных носителях с беспрецедентной плотностью, достигающей  $(1-5) \cdot 10^{16}$  бит/м<sup>2</sup>, а также создание устройств магнитотехники, таких как постоянные магниты, магнитопроводы с коэрцитивной силой до  $8 \cdot 10^6$  А/м, высокими значениями константы магнитной анизотропии до  $7 \cdot 10^6$  Дж/м<sup>3</sup>, намагниченности насыщения до 1150 кА/м и температурой Кюри 750 К и выше, представляют собой одну из ключевых задач современного материаловедения [1–3]. Для достижения этих целей традиционно используются магнитные сплавы железа, кобальта, никеля, неодима, самария и других переходных металлов, которые обладают высокими показателями целевых магнитных свойств [4]. Однако магнитные свойства

материалов, полученных на основе перечисленных сплавов, не отвечают требуемым параметрам, предъявляемым к устройствам записи и хранения информации сверхвысокой плотности. Наносплавы Fe–Pt, сформированные в виде частиц тетрагональных интерметаллидов со структурой  $L1_0$  и размерами до 10 нм, считаются перспективными для создания магнитных материалов. Согласно теоретическим расчетам [5–7], значения их коэрцитивной силы должны достигать  $9.2 \cdot 10^6$  А/м, а в комплексе с высокими значениями намагниченности насыщения (более  $1.15 \cdot 10^3$  А/м) такие материалы можно рассматривать как передовые при создании магнитожестких материалов. Сочетание магнитных характеристик повышенного уровня (коэрцитивной силы и намагниченности насыщения) позволяет рассматривать материалы на основе Fe–Pt-сплавов в качестве перспективных систем для

создания устройств записи и хранения информации, в том числе в условиях их нахождения в электромагнитных полях с высокой и сверхвысокой напряженностью магнитного поля с сохранением ориентации магнитных моментов.

В последнее время активно развивается направление использования наноструктурированных частиц Fe–Pt, нанесенных на углеродные подложки, для создания каталитических систем, применяемых в электрокатализе [8, 9], топливных элементах [10] и других областях. Кроме того, частицы наноструктурированных материалов на основе железа и платины используются в гипертермии злокачественных новообразований, в таргетной доставке лекарственных форм [11], а также для обнаружения грамположительных микроорганизмов [12].

Однако на сегодняшний день экспериментально достигнутые магнитные и другие функциональные характеристики наносплавов Fe–Pt не превышают 40 % от оцененного теоретически возможного уровня [13, 14], что идет вразрез с перспективностью их использования в вышеуказанных областях науки, техники и медицины. Причина низкой степени достижения расчетного уровня магнитных и других функциональных параметров, по мнению многих исследователей [14–18], заключается в недостаточной степени упорядоченности формирующейся при нагревании тетрагональной фазы  $L1_0$ . Экспериментально достигнутое значение структурной упорядоченности фазы  $L1_0$  зачастую не превосходит 0.9–0.93 [14]. Отклонение указанного значения от единицы, по-видимому, связано с многостадийностью формирования фаз и их трансформациями при нагревании.

Ранее нами было показано [15–17], что в исходных образцах наносплавов Fe–Pt, полученных методом совместного восстановления водных растворов прекурсоров Fe и Pt щелочным раствором гидразингидрата ( $N_2H_4$ ), происходит формирование двух фаз: 1) фаза с содержанием Fe, не превышающим 11 % (здесь и далее содержание элементов выражено в ат. %), – твердый раствор Fe–Pt с гранцентрированной кубической (ГЦК) структурой; 2) фаза с высоким содержанием Fe (до 75 %) – твердый раствор с ГЦК-решеткой либо интерметаллиды FePt и  $Fe_3Pt$  со структурами  $L1_0$  и  $L1_2$  соответственно. В [17] было показано, что формирование фазы интерметаллидов происходит в результате последовательного слияния ультрадисперсных частиц полифазного состава (интерметаллиды FePt,  $Fe_3Pt$  со структурами  $L1_0$  и  $L1_2$  соответствен-

но, а также индивидуальная фаза Fe с ГЦК-структурой) с частицами твердого раствора, тем самым обогащая формирующуюся фазу железом. Дальнейшее нагревание приводило к упорядочению интерметаллидов.

Таким образом, структурно-фазовые особенности ультрадисперсных частиц и частиц с ГЦК-структурой твердого раствора напрямую влияют на формирование упорядоченных фаз, в том числе высокомагнитной  $L1_0$ . Необходимо учитывать то, что наносплавы Fe–Pt формируются в неравновесных окислительно-восстановительных реакциях. В [15] показан сложный характер таких процессов, однако до конца не выяснены начальные этапы формирования твердой фазы (фаз).

Цель настоящей работы – выявление особенностей формирования фазы твердого раствора Fe–Pt ГЦК-типа в условиях протекания окислительно-восстановительных реакций.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

### Получение наносплава Fe–Pt

Образцы наносплава Fe–Pt получали в закрытом химическом реакторе Zhongyi Kori Equipment SF-1L (Китай), термостатированном при 90 °C с помощью циркуляционного термостата LOIP LT-124a (Россия), в атмосфере Ar (квалификация “ос. ч”). В качестве прекурсоров металлов использовали подкисленные 1 М растворы сульфата железа(II) (фоновый электролит – серная кислота) и гексахлороплатината(IV) водорода (фоновый электролит – соляная кислота). Все перечисленные реактивы квалификации “х. ч.”. К смеси прекурсоров при постоянном перемешивании (~300 об/мин) приливали предварительно нагретый до 80 °C избыток (относительно общего количества металлов) щелочного раствора гидразингидрата. Реакцию восстановления металлов проводили в течение 300 с (образец 1). Далее реакционную смесь разбавляли в 500 раз холодной (2 °C) водой. Полученную взвесь металлических частиц осаждали центрифугированием (3500 об/мин) с помощью центрифуги лабораторной Liston C2202 (Россия), последовательно промывали водой до pH ~7 и изопропиловым спиртом (квалификация “х. ч.”), а затем сушили в вакууме (остаточное давление не более 5 мм рт. ст.) при комнатной температуре до постоянной массы.

Для выяснения схемы формирования фаз твердого раствора Fe–Pt проводили описанный

ТАБЛИЦА 1

Составы образцов наносплавов Fe–Pt и основные условия их синтеза

Образец	Расчетное соотношение Fe/Pt, ат. %	Время проведения реакции восстановления, с	Условие остановки реакции восстановления
1	7 : 93	300	разбавление холодной (2 °С) водой
2	7 : 93	10	разбавление холодной (2 °С) водой

выше синтез с остановкой реакции восстановления через 10 с (образец 2) после введения щелочного раствора гидразингидрата путем резкого снижения температуры реакционной среды до 2 °С холодной водой и пятисоткратного разбавления. Описание образцов с условиями их получения приведены в табл. 1.

#### Методы исследования

**Элементный анализ образцов.** Для определения химического состава образцов аналитическую пробу (~20 мг) наносплава Fe–Pt переводили в раствор путем ее полного растворения в необходимом количестве смеси концентрированных азотной и соляной кислот квалификации “х. ч.”. Состав полученного раствора исследовался методом оптико-эмиссионной спектроскопии с индуктивно связанной плазмой (ОЭС ИСП) с использованием спектрометра iCAP 6500 DUO (Thermo Scientific, США) в радиальном режиме наблюдения плазмы мощностью 1150 Вт. Содержание основных компонентов и примесей определяли на характерных для них длинах волн в диапазонах, свободных от спектральных и иных помех. Полученные значения концентраций элементов, определяемых по разным аналитическим длинам волн, усредняли.

**Рентгенофазовый анализ (РФА).** Исследования методом РФА проводили с помощью порошкового рентгеновского дифрактометра D8 ADVANCE A25 (Bruker, Германия) с использованием излучения от медного анода с Ni-фильтром на вторичном пучке. Сбор данных и обработку дифрактограмм проводили в пакете программ Diffrac.Suite.Eva (V3.1), GSAS-II [19]. Идентификацию дифракционных рефлексов выполняли с использованием базы данных ICDD PDF-2 [20], а также объединенного автоматизированного репозитория различных интегрированных симуляций – JARVIS [21].

**Определение размеров неоднородностей методом малоуглового рентгеновского рассеяния (МУРР).** Измерения интенсивности МУРР были выполнены с помощью дифрактометра

КРМ-1 (Россия) “на просвет” в железном характеристическом излучении подсчетом импульсов в точках в интервале 0.002–0.35 Å<sup>-1</sup>. По кривым МУРР рассчитывали функции распределения неоднородностей (частиц) по размерам, обработку и анализ данных проводили согласно методам, описанным в [22].

**Рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (РФЭС) с послойным травлением ускоренным потоком Ar<sup>+</sup>.** Исследование химического состава поверхности образцов наносплава Fe–Pt проводили методом РФЭС с их послойным травлением ускоренным потоком ионов Ar<sup>+</sup> с помощью фотоэлектронного спектрометра SPECS (Германия) с использованием полусферического анализатора РНОIBOS-150-MCD-9 (Германия). Перед регистрацией РФЭС-спектров образцы предварительно нагревали до 80 °С в высоком вакууме в камере спектрометра для удаления остатков воды и сорбированных газов с их поверхности. Нагрев образцов до 210 °С в вакууме также проводили в камере спектрометра в режиме *in situ*.

**Теоретические оценки состава твердой фазы, полученной в водных окислительно-восстановительных реакциях.** Оценку фазового состава частиц, формирующихся в условиях синтеза в водных растворах (рН ~13,  $E \sim (-1.1 \text{ В})$ , концентрации Fe ( $C_{\text{Fe}}$ ) и Pt ( $C_{\text{Pt}}$ ) –  $2.1 \cdot 10^{-6}$  и  $2.8 \cdot 10^{-5}$  моль/л соответственно), проводили путем построения теоретической диаграммы Пурбе на основе DFT-расчетов (Density Functional Theory), описанных в [23].

#### РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Элементный анализ образцов, выполненный методом ОЭС ИСП, указывает на то, что в образцах, полученных при проведении реакции восстановления, установленное аналитически соотношение Fe/Pt практически совпадает с расчетным. Анализ фазового состава по полученным дифрактограммам (рис. 1, а) позволяет заключить, что в образцах присутствует единственная фаза твердого раствора Fe в Pt ГЦК-типа. Де-

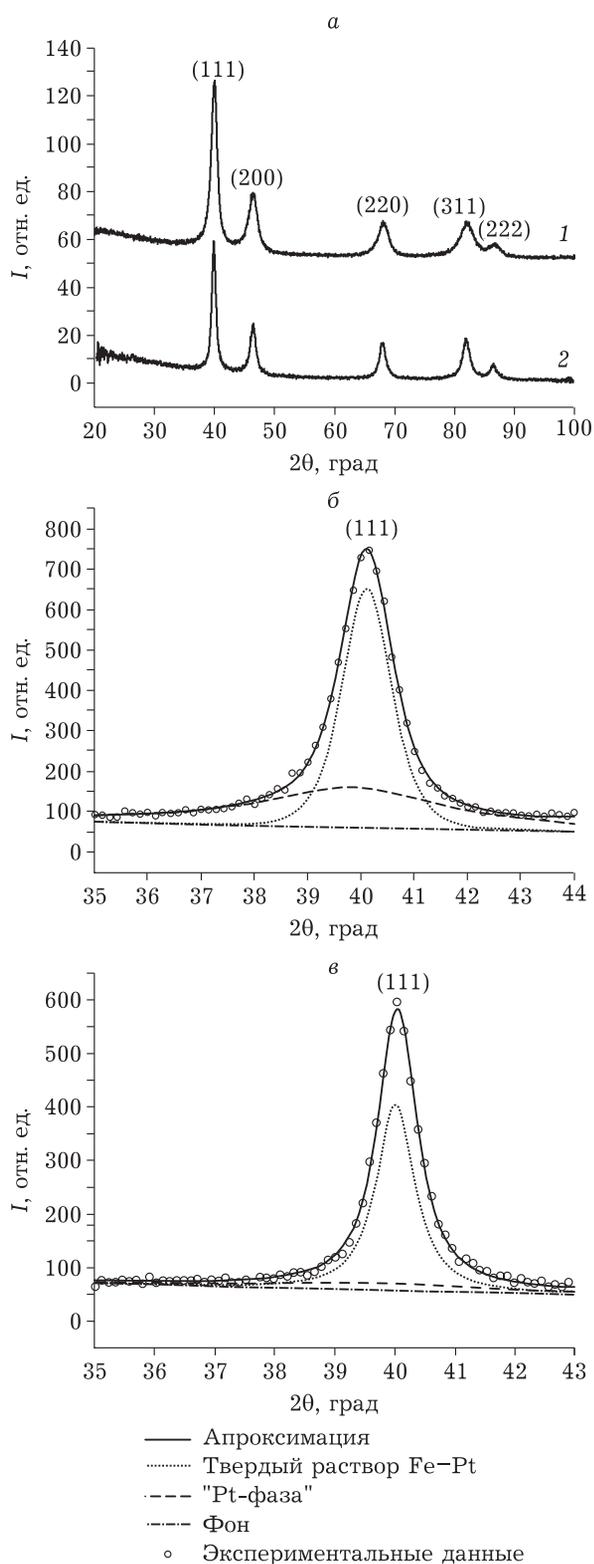


Рис. 1. Данные рентгенофазового анализа наносплавов Fe-Pt: а – дифрактограммы образцов 1 (1) и 2 (2); б и в – описание профиля рефлекса (111) двумя функциями Пирсона VII для образцов 1 и 2 соответственно.

тальное сравнение дифракционных рефлексов каждого образца выявило, что в отличие от пиков образца 2 рефлексы образца 1 в достаточной степени асимметричны с преобладанием плеча со стороны меньших углов. Обнаруженная асимметрия косвенно свидетельствует о присутствии в образце 1 фазы, более богатой Pt (далее “Pt-фаза”). В результате описания дифракционных профилей (см. рис. 1, б) двумя функциями Пирсона VII с учетом дублетности рентгеновского излучения обнаруживается рефлекс, сдвинутый относительно основного в меньшие углы, при этом с гораздо большей шириной, что подтверждает факт присутствия в образце двух типов частиц, значительно различающихся как по размерам, так и содержанием Fe. Таким образом, образец 1 представлен двумя типами твердых растворов ГЦК-типа с содержанием Fe 2 и 10 % (табл. 2). При этом размер областей когерентного рассеяния “Pt-фазы” составляет 3 нм, что гораздо меньше размера фазы, обогащенной Fe (5.5 нм).

Для более детального исследования “Pt-фазы” был выполнен комплекс РФЭС-экспериментов с послойным травлением образца 1 ускоренным потоком  $\text{Ag}^+$ . В результате обнаружено, что поверхность образца 1 представлена оксидами и гидроксидами  $\text{Fe}^{3+}$ . Глубина же оксидно-гидроксидного слоя составляет не более 2 нм. На глубине 4 нм сигналы  $\text{O}^{2-}$  и  $\text{Fe}^{3+}$  практически исчезают (рис. 2). Дальнейшее травление образца на глубину 10 нм с шагом 2 нм приводит к увеличению интенсивности сигнала Pt4f и уменьшению интенсивности сигнала Fe2p на РФЭС-спектрах. Так, если на глубине 2 нм соотношение Fe/Pt составляет 0.14, то уже на глубине 6 нм – 0.1, что несколько выше расчетного соотношения Fe/Pt (0.075).

Описанное выше свидетельствует о том, что фиксируемая методом РФА “Pt-фаза” присутствует в частицах наносплава Fe-Pt в глубинных областях (“ядра”). Размеры же этих областей соответствуют 2–3 нм, при этом такие “ядра” окружены частицами твердого раствора Fe-Pt ГЦК-типа. Нагревание исходного (синтезированного) образца до 210 °C приводит к обогащению внешних слоев платиной за счет ее диффузии из глубины частиц наносплава к поверхности и, как следствие, приближению фазового состава к расчетному и определенному методом ОЭС ИСП по всей глубине частицы. Установленное методом РФА завышение содержания Fe в твердом растворе связано со спецификой окислительно-восстановительных процессов, протекающих при совместном восстановлении пре-

ТАБЛИЦА 2

Данные, полученные при обработке дифрактограмм образцов наносплавов Fe–Pt

Показатель	Образец 1	Образец 2
Расчетное содержание Fe, ат. %	7	7
Определенное методом ОЭС ИСП содержание Fe, ат. %	7.0±0.3	7.0±0.2
Параметр решетки твердого раствора Fe–Pt ГЦК-типа, нм	0.39027±0.00009	0.39106±0.00004
Содержание Fe в твердом растворе, ат. %	10.0±0.8	6.3±0.4
Содержание Fe в “Pt-фазе”, ат. %	2±1	0.20±0.07
Размеры ОКР нанокристаллов твердого раствора Fe–Pt ГЦК-типа, нм	5.5	9.9
Размеры ОКР нанокристаллов “Pt-фазы”, нм	3.0	3.0

курсоров металлов, которые будут рассмотрены ниже.

В образце 2 методом РФА также обнаруживается “Pt-фаза” (Pt-ядро), однако ее содержание существенно меньше, чем в образце 1 (см. рис. 1, б и в). Рассчитанная концентрация Fe в фазе твердого раствора Fe–Pt ГЦК-типа составляет 6.3 %, а в “Pt-фазе” – 0.2 %. Оцененные из данных РФА размеры области когерентного рассеяния (ОКР) составляют 9.9 и 3.0 нм соответственно. Таким образом, можно сделать вывод о том, что времени 10 с недостаточно для полного формирования “Pt-фазы”, при этом содержание Fe в фазе твердого раствора Fe–Pt близко к расчетному при синтезе и определенному методом ОЭС ИСП.

Согласно выполненным методом МУРР исследованиям и построенным на их основе функциям распределений неоднородностей по размерам (рис. 3), в образце 2 размер частиц наиболее дисперсной фазы составляет ≈4 нм, тогда как в образце 1 – ≈2.5 нм. При этом доля высокодисперсной фазы в образце 1 существенно выше по сравнению с образцом 2. Однако образец 1 более агломерирован в сравнении с образцом 2, что отражается в виде возвышения участка кривой распределения по размерам в области 20–80 нм. Большее количество высокодисперсной фазы, которая, по-видимому, представляет собой частицы с большим содержанием Fe, связано с тем, что их формирование происходит на более поздних этапах синтеза.

Выполненный комплекс исследований полученных образцов подтверждает теоретические оценки методом DFT [23] состава твердой фазы, формирующейся в окислительно-восстановительных реакциях в водном растворе. Так, согласно теоретической диаграмме Пурбе в задаваемых условиях протекания реакции совместного восстановления  $Fe^{2+}$  и  $Pt^{2+}$  (с учетом сделанного до-

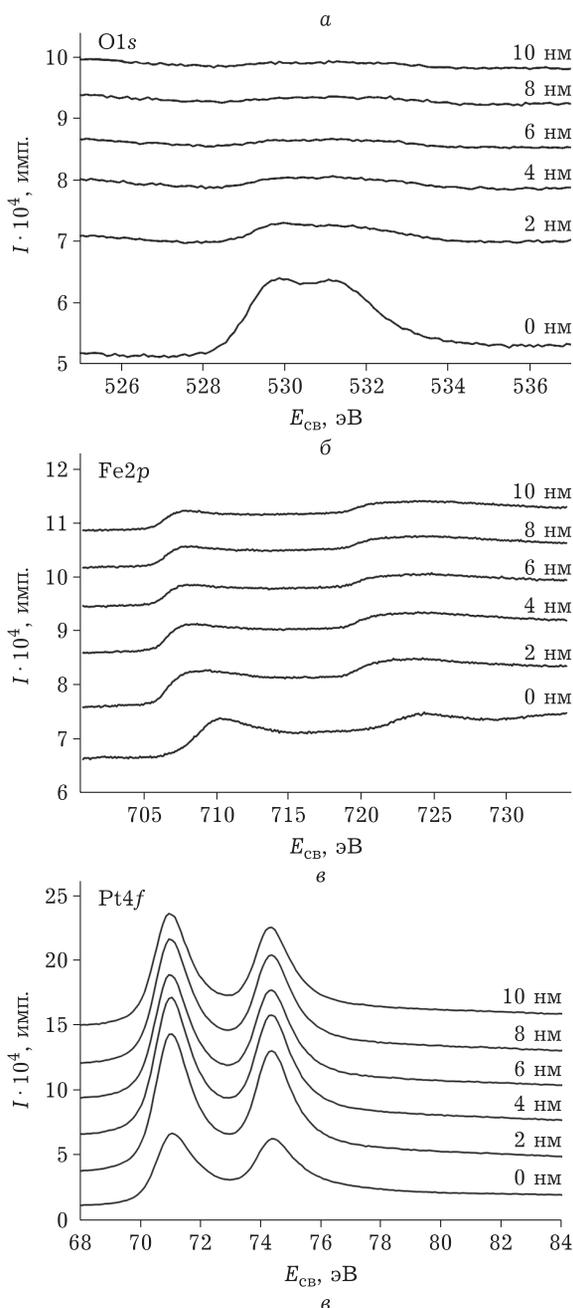


Рис. 2. РФЭ-спектры O1s (а), Fe2p (б), Pt4f (в) образца 1 с его послынным травлением ускоренным потоком  $Ar^+$ .

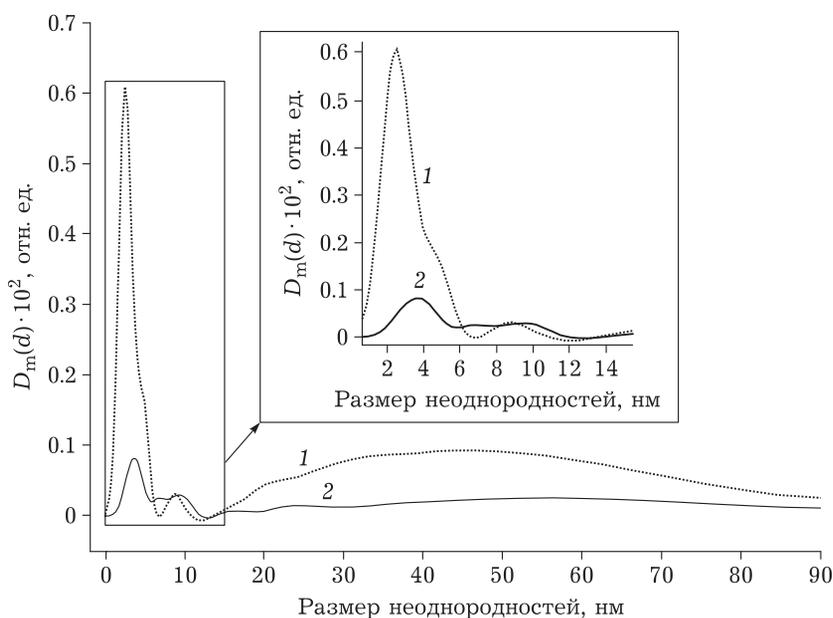
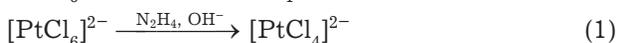


Рис. 3. Массовые функции распределения неоднородностей (частиц) образцов 1 (1) и 2 (2) по размерам, полученные методом МУРР (на врезке приведена наноразмерная область кривых).

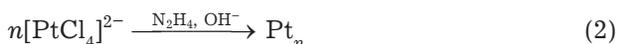
пушения о том, что ионы металлов не образуют комплексные соединения), следует, что в реакционной среде формируется два типа твердых частиц – Pt и Fe–Pt с 25%-м содержанием Fe. Выявленное в расчетах формирование отдельной “Pt-фазы” обусловлено в первую очередь высокой скоростью восстановления платинового прекурсора  $[\text{PtCl}_6]^{2-}$  ( $\text{Pt}^{2+}$  в расчетах) за счет существенной разности окислительно-восстановительных потенциалов пар  $\text{Fe}^{2+}/\text{Fe}$  и  $\text{Pt}^{2+}/\text{Pt}$ .

Таким образом, опираясь на полученные в настоящей работе результаты, можно предложить схему образования частиц наносплавов Fe–Pt в окислительно-восстановительных процессах, протекающих при совместном восстановлении  $\text{Fe}^{2+}$  и  $[\text{PtCl}_6]^{2-}$  щелочным раствором гидразингидрата.

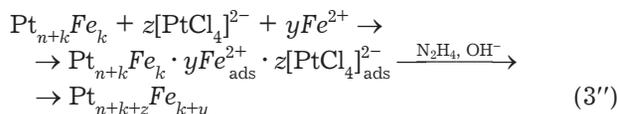
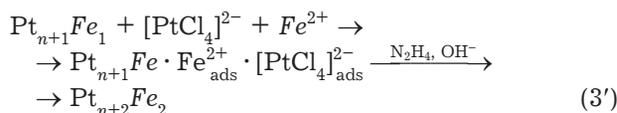
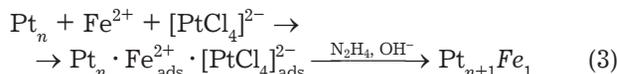
На первом этапе восстановления протекает реакция восстановления комплексного иона  $[\text{PtCl}_6]^{2-}$  до иона  $[\text{PtCl}_4]^{2-}$ :



Далее происходит быстротекущий последовательный процесс формирования Pt-ядра ( $\text{Pt}_n$ ), который можно описать следующей схемой:



Затем, вероятно, на поверхности мелкодисперсной (согласно оценкам ОКР и данным РФЭС) “Pt-фазы” протекает совместное восстановление  $\text{Fe}^{2+}$  и  $[\text{PtCl}_4]^{2-}$ :



где ads – ионы, сорбированные на мелкодисперсную “Pt-фазу”, а  $n < k < z < y$ .

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выполненный в работе комплекс исследований доказывает стадийность формирования частиц наносплавов Fe–Pt в условиях протекания окислительно-восстановительных реакций в водных растворах прекурсоров металлов. Первой и наиболее быстрой стадией является стадия образования “Pt-фазы” со средним размером частиц  $\approx 3$  нм. Вторая стадия – совместное восстановление прекурсоров платины и железа восстановителем (щелочной раствор гидразингидрата) на поверхности предварительно сформированных Pt-частиц. Формирование частиц наносплавов, обогащенных Fe в условиях недостатка Pt-прекурсора, происходит на последней стадии. Полученные результаты указывают на

необходимость поиска путей замедления реакции образования “Pt-фазы”.

#### СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Горбачев Е. А., Козлякова Е. С., Трусов Л. А., Слепцова А. Е., Зыкин М. А., Казин П. Е. Дизайн современных магнитных материалов с гигантской коэрцитивной силой // *Успехи химии*. 2021. Т. 90, № 10. С. 1287–1329.
2. Skomski R., Sellmyer D. J. Anisotropy of rare-earth magnets // *J. Rare Earths*. 2009. Vol. 27, No. 4. P. 675–679.
3. Kuz'min M. D., Tishin A. M. Chapter three Theory of crystal-field effects in 3d-4f intermetallic compounds // *Handbook of Magnetic Materials* / K. H. J. Buschow (ed.). Vol. 17. Elsevier, 2007. P. 149–233.
4. Vishina A., Vekilova O. Yu., Björkman T., Bergman A., Herper H. C., Eriksson O. High-throughput and data-mining approach to predict new rare-earth free permanent magnets // *Phys. Rev. B*. 2020. Vol. 101, No. 9. Art. 094407.
5. Chrobak A. High and ultra-high coercive materials in spring-exchange systems – review, simulations and perspective // *Materials*. 2022. Vol. 15, No. 19. Art. 6506.
6. Marciniak J., Werwiński M. L<sub>10</sub> FePt thin films with tilted and in-plane magnetic anisotropy: a first-principles study // *Phys. Rev. B*. 2023. Vol. 108, No. 21. Art. 214406.
7. Crisan O., Dan I., Palade P., Crisan A. D., Leca A., Pantelica A. Magnetic phase coexistence and hard-soft exchange coupling in FePt nanocomposite magnets // *Nanomaterials*. 2020. Vol. 10, No. 8. Art. 1618.
8. Yoo T. Y., Yoo J. M., Sinha A. K., Bootharaju M. S., Jung E., Lee H. S., Lee B.-H., Kim J., Antink W. H., Kim Y. M., Lee J., Lee E., Lee D. W., Cho S.-P., Yoo S. J., Sung Y.-E., Hyeon T. Direct synthesis of intermetallic platinum-alloy nanoparticles highly loaded on carbon supports for efficient electrocatalysis // *J. Am. Chem. Soc.* 2020. Vol. 142, No. 33. P. 14190–14200.
9. Wang Y., Chen M.-T., Ye X., Wang A.-J., Tu G.-M., Zhang L., Feng J.-J. *In situ* confined pyrolysis preparation of graphene-wrapped FePt nanoparticles anchored on N-doped hierarchically porous graphitic carbon nanoflakes for boosting oxygen reduction reaction // *Appl. Surf. Sci.* 2022. Vol. 604. Art. 154475.
10. Choi D., Jang I., Lee T., Kang Y. S., Yoo S. J. Overcoming poisoning issues in hydrogen fuel cells with face-centered tetragonal FePt bimetallic catalysts // *J. Mater. Sci. Technol.* 2025. Vol. 207. P. 308–316.
11. Liu Y., Wu P.-C., Guo S., Chou P.-T., Deng C., Chou S.-W., Yuan Z., Liu T.-M. Low-toxicity FePt nanoparticles for the targeted and enhanced diagnosis of breast tumors using few centimeters deep whole-body photoacoustic imaging // *Photoacoustics*. 2020. Vol. 19. Art. 100179.
12. Hu Z., Wei, Q. Zhang H., Tang W., Kou Y., Sun Y., Dai Z., Zheng X. Advances in FePt-involved nano-system design and application for bioeffect and biosafety // *J. Mater. Chem. B*. 2022. Vol. 10, No. 3. P. 339–357.
13. Aledealat K., Aladerah B., Obeidat A., Gharaibeh M. First-principles study of electronic structure and magnetic properties of L<sub>10</sub>-ordered FeNi, FePd, and FePt alloys // *Heliyon*. 2021. Vol. 7, No. 12. Art. e08639.
14. Son K., Ryu G., Jeong H.-H., Fink L., Merz M., Nagel P., Schuppler S., Richter G., Goering E., Schütz G. Superior magnetic performance in FePt L<sub>10</sub> nanomaterials // *Small*. 2019. Vol. 15, No. 34. Art. 1902353.
15. Zakharov Yu. A., Popova A. N., Pugachev V. M., Zakharov N. S., Tikhonova I. N., Russakov D. M., Dodonov V. G., Yakubik D. G., Ivanova N. V., Sadykova L. R. Morphology and phase compositions of FePt and CoPt nanoparticles enriched with noble metal // *Materials*. 2023. Vol. 16, No. 23. Art. 7312.
16. Zakharov N. S., Tikhonova I. N., Zakharov Yu. A., Popova A. N., Pugachev V. M., Russakov D. M. Study of the Pt-rich nanostructured FePt and CoPt alloys: oddities of phase composition // *Lett. Mater.* 2022. Vol. 12, No. 4s. P. 480–485.
17. Pugachev V. M., Zakharov Yu. A., Popova A. N., Russakov D. M., Zakharov N. S. Phase transformations of the nanostructured iron-platinum system upon heating // *J. Phys. Conf. Ser.* 2021. Vol. 1749. Art. 012036.
18. Chen X., Zhang S., Li C., Liu Z., Sun X., Cheng S., Zakharov D. N., Hwang S., Zhu Y., Fang J., Wang G., Zhou G. Composition-dependent ordering transformations in Pt–Fe nanoalloys // *Proc. Natl. Acad. Sci. U.S.A.* 2022. Vol. 119, No. 14. Art. e2117899119.
19. Toby B. H., Von Dreele R. B. GSAS-II: the genesis of a modern open-source all purpose crystallography software package // *J. Appl. Crystallogr.* 2013. Vol. 46, No. 2. P. 544–549.
20. PDF-2 2025: Phase Identification + Value / International Centre for Diffraction Data. URL: <https://www.icdd.com/pdf-2/> (accessed 13.10.2024).
21. Choudhary K., Garrity K. F., Reid A. C. E., DeCost B., Biacchi A. J., Hight Walker A. R., Trautt Z., Hatrick-Simpers J., Kusne A. G., Centrone A., Davydov A., Jiang J., Pachter R., Cheon G., Reed E., Agrawal A., Qian X., Sharma V., Zhuang H., Kalinin S. V., Sumpter B. G., Pilania G., Acar P., Mandal S., Haule K., Vanderbilt D., Rabe K., Tavazza F. The joint automated repository for various integrated simulations (JARVIS) for data-driven materials design // *npj Comput. Mater.* 2020. Vol. 6, No. 1. Art. 173.
22. Додонов В. Г., Захаров Ю. А., Пугачев В. М., Васильева О. В. Выявление особенностей строения поверхности наноразмерных металлических частиц по данным малоуглового рентгеновского рассеяния // *Перспектив. материалы*. 2016. № 6. С. 68–82.
23. Persson K. A., Waldwick B., Lazic P., Ceder G. Prediction of solid-aqueous equilibria: scheme to combine first-principles calculations of solids with experimental aqueous states // *Phys. Rev. B: Condens. Matter*. 2012. Vol. 85, No. 23. Art. 235438.

Поступила в редакцию 16.10.2024

Одобрена после рецензирования 04.12.2024

Принята к публикации 10.12.2024