

PACS numbers: 61.05.cp, 68.37.Hk, 75.75.Fk, 81.07.Wx, 81.20.Ka, 82.33.Vx, 82.33.Xj

Импульсный плазмохимический синтез нанодисперсных порошков на основе железа, их фазовый состав и магнитные свойства

А. Е. Перекос, А. Г. Дубовой*, В. З. Войнаш, А. Д. Рудь,
В. П. Залуцкий, А. С. Василенко, Т. В. Ефимова, Н. Д. Рудь

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

**Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,
ул. Кржижановского, 3,
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

Методом электрического взрыва компактных образцов, изготовленных из порошковых смесей железа и графита, в дистиллированной воде получены нанодисперсные порошки при различных соотношениях исходных компонентов. Электронно-микроскопические исследования показали, что частицы железа имеют сферическую форму, а их размеры зависят от диаметра компактного образца. Фазовый состав нанодисперсных порошков определяется соотношением исходных порошков железа и графита в компактных образцах. Установлено, что существует оптимальное соотношение порошков железа и графита в компактном образце, при котором нанодисперсные порошки содержат минимальное количество оксидов и карбидов.

Методом електричного вибуху компактних зразків, одержаних з порошкових сумішей заліза і графіту, в дистильованій воді одержані нанодисперсні порошки при різних співвідношеннях вихідних компонентів. Електронно-мікроскопічні дослідження показали, що частинки заліза мають сферичну форму, а їх розміри залежать від діаметра компактного зразка. Результати рентгенографічних досліджень засвідчили, що фазовий склад нанодисперсних порошків визначається співвідношенням вихідних порошків заліза та графіту в компактних зразках. Встановлено, що існує оптимальне співвідношення порошків заліза та графіту в компактному зразку, при якому нанодисперсні порошки містять мінімальну кількість оксидів та карбідів.

Nanodispersed powders with different proportions of the content of the initial components are synthesized by the method of electric explosion in distilled water of compact samples produced from powder mixtures of iron and graphite. Electron microscopy studies show that iron particles are spherical and their sizes depend on the diameter of a compact powder sample. The results of X-ray studies show that the phase composition of the nanodispersed powders depends

on the ratio between the amount of the initial powders of iron and graphite in the compact samples. As established, there exists an optimal ratio of the powders of iron and graphite, when the nanodispersed powders contain the minimum amount of oxides and carbides.

Ключевые слова: электрический взрыв проводников, рентгеноструктурный анализ, электронная микроскопия, нанодисперсные порошки железа.

(Получено 16 декабря 2011 г.; окончат. вариант — 1 марта 2013 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Явление электрического взрыва проводников (ЭВП) имеет давнюю историю [1], однако для получения нанодисперсных порошков (НДП) его начали использовать лишь во второй половине прошлого века [2–6]. В последнее время метод ЭВП широко используют в ИМФ НАН Украины (Киев) и ИИПТ (Николаев) НАН Украины для получения НДП металлов и сплавов, а также углеродных наноматериалов [7–14].

Структурное состояние, фазовый состав и дисперсность НДП, полученных методом ЭВП, зависят от многих факторов: химического состава проводников, их размеров, рабочей среды, введенной в проводник удельной энергии, длительности импульса и т.д. В процессе ЭВП материал проводника, а также рабочая среда, которая непосредственно контактирует с проводником, переводятся в паро-плазменное состояние. При этом температура паро-плазменной смеси может достигать 10^4 К, а давление — 10^2 – 10^3 МПа [1, 6]. Во время охлаждения паро-плазменной смеси по окончании электрического импульса атомы металлов активно взаимодействуют с атомами, которые входят в состав молекул рабочей среды, и образуют между собой химические соединения. Благодаря этому, подбирая соответствующим образом рабочую среду, можно с помощью ЭВП получать оксиды, карбиды, нитриды, сульфиды и другие соединения металлов [3, 5, 7, 9]. Для получения порошков металлов с минимальным количеством примесей ЭВП необходимо проводить в инертных газах (гелий, аргон) или в криогенных жидкостях [11].

Основная идея настоящей работы заключается в том, чтобы в процессе ЭВП уменьшить влияние кислорода и углерода, которые могут поступать из наиболее распространенных рабочих сред, на формирование НДП металлов. Реализовать эту идею можно в том случае, если в состав рабочей среды будут входить атомы или ионы химических элементов, более активных по отношению к атомам кислорода, чем атомы металлов. По нашему мнению таким элементом может быть углерод [10].

Целью данной работы было получение НДП железа в дистиллированной воде, а для защиты частиц железа от влияния кислорода, который входит в химическую формулу воды, был использован

графит, являющийся одной из аллотропических форм углерода.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

ЭВП осуществляли на электровзрывной установке «ИМПУЛЬС-БМ-2» в специально изготовленной рабочей камере из нержавеющей стали. Компактные образцы для осуществления ЭВП изготавливали из крупнозернистых порошков карбонильного железа (размер частиц 30–40 мкм) и графита (размер частиц 30–60 мкм). Сначала их смешивали в дистиллированной воде с помощью ультразвукового диспергатора УЗДН-2М, после чего полученную смесь высушивали при комнатной температуре и запрессовывали в керамические трубки разного диаметра. Керамические трубки с запрессованной в них порошковой смесью закрепляли в рабочей камере и вводили в них электроды. Взрывы осуществляли в дистиллированной воде при напряжении между электродами 4,5 кВ, которое было оптимальным для получения порошков в нанодиапазоне [7]. Соотношение между количествами крупнозернистых порошков железа и графита в компактных образцах и диаметры последних указаны в табл. 1.

Размеры и морфологию нанодисперсных частиц (НДЧ) изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа JEM-6360, а структурное состояние и фазовый состав — на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.0 с использованием излучения железного анода. Магнитные измерения проводили с помощью баллистического магнитометра при комнатной температуре в диапазоне магнитных полей до 800 кА/м.

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В работах [4, 7] было показано, что частицы Fe, полученные мето-

ТАБЛИЦА 1. Соотношение количеств порошков железа и графита в компактных образцах и их диаметр.

№ образца	Соотношение Fe:C	Диаметр образца, мм
1	8:1	2
2	8:1	3
3	8:1	5
4	1:1	3
5	4:1	3
6	10:1	3
7	16:1	3

дом ЭВП, имеют форму, близкую к сферической, и широкое распределение по размерам. При этом более мелкие НДЧ (10–100 нм) формируются непосредственно в процессе охлаждения высокотемпературной плазмы, а более крупные (0,1–1 мкм) — из более мелких НДЧ за счет процессов коагуляции.

Результаты электронно-микроскопических исследований НДП, представленных на рис. 1, 2, не противоречат результатам, полученным в [4, 7]. Действительно, из приведенных на рис. 1, 2 микрофотографий хорошо видно, что большинство НДЧ имеют субмикронные размеры, а их конгломераты имеют, как правило, неправильную форму и включают в себя большое количество более мелких частиц сферической или близкой к сферической формы. Частицы размерами 1–4 мкм сферической или овальной формы также состоят из более мелких частиц, что хорошо видно при большем увеличении (рис. 2). Стоит также отметить, что при увеличении содержания железа в компактных образцах количество НДЧ сферической формы и их конгломератов растет.

О химическом составе полученных НДП можно судить, анализи-

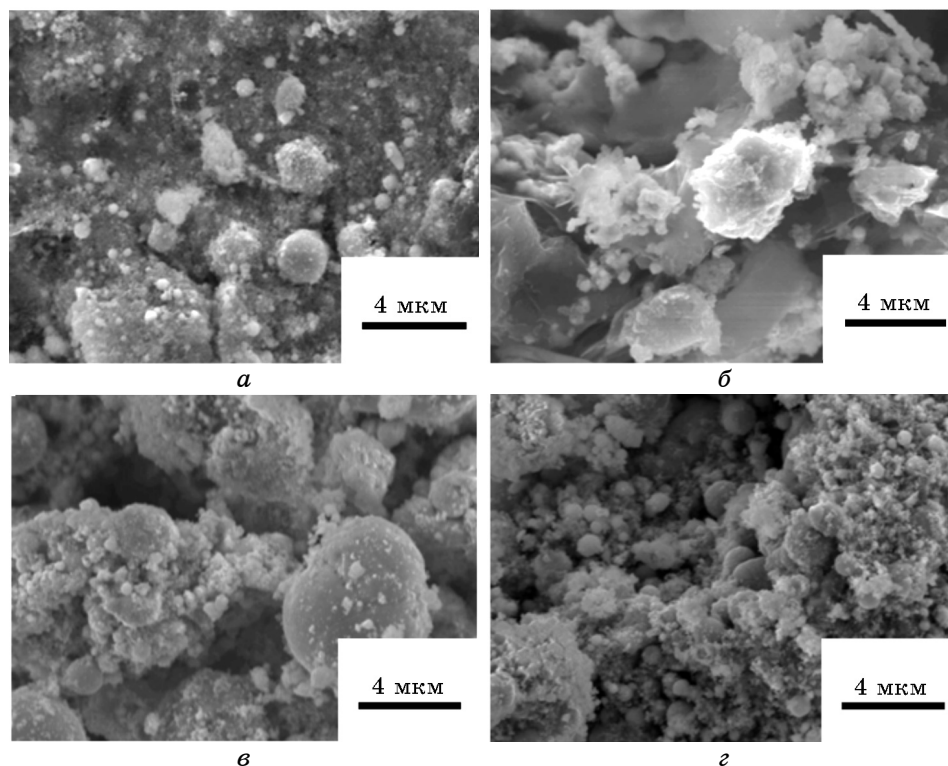


Рис. 1. Микрофотографии НДП Fe: № 4 (а), № 5 (б), № 6 (в), № 7 (г).

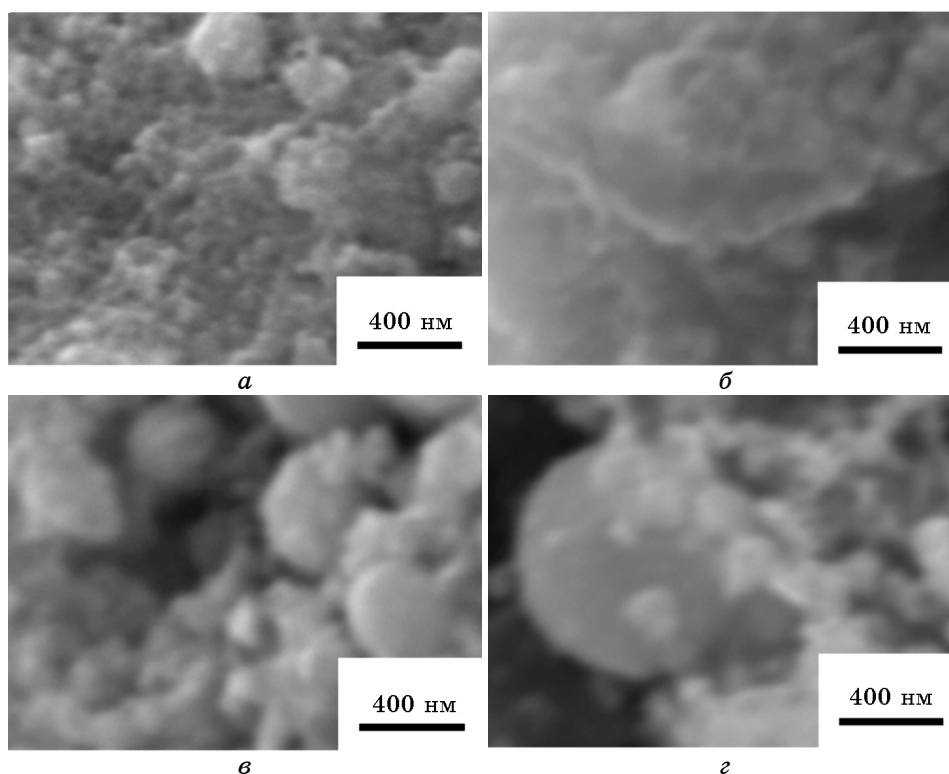


Рис. 2. Микрофотографии НДП Fe: № 4 (а), № 5 (б), № 6 (в), № 7 (г).

руя результаты рентгеноспектральных исследований (табл. 2), которые свидетельствуют о том, что НДЧ кроме атомов железа, углерода и кислорода, содержат также атомы Cr и Ni. По нашему мнению наличие атомов Cr и Ni в НДП можно объяснить эрозией при взрыве электродов и рабочей камеры из нержавеющей стали. Важно отметить, что содержание атомов Fe несколько выше в НДЧ, чем в других областях НДП. Из этого можно сделать вывод, что атомы железа содержатся главным образом в НДЧ, а атомы углерода и кислорода — в матрице, в которой они распределены. Видно также, что содержание углерода в НДП падает при уменьшении количества графита в исходных компактных образцах.

Фазовый состав полученных НДП определяли, используя результаты рентгеноструктурных исследований, которые приведены на рис. 3, 4. В частности, на рис. 4 представлены фрагменты дифрактограмм НДП при соотношении Fe:C = 4:1 для разных диаметров компактных образцов. Приведенные фрагменты дифрактограмм свидетельствуют о том, что количество оксида FeO в полученных НДП зависит от диаметра компактного образца. При этом

ТАБЛИЦА 2. Результаты рентгеноспектрального элементного анализа НДП (% вес.).

Элемент № образца	C	O	Cr	Ni	Fe
4	8,9	10,9	3,1	3,1	Остальное
5	6,3	10,0	1,9	5,2	
6	4,2	3,5	0	6,8	
7	2,1	1,0	0,8	2,8	

минимальное количество оксида наблюдается для $D = 3$ мм. Результаты рентгеноструктурных исследований НДП, полученных при $D = 3$ мм и разных соотношениях Fe:C в исходных компактных образцах, приведены в табл. 3 и на рис. 3. Видно, что на дифрактограмме порошка, полученного при отсутствии графита в компактном образце, кроме линий α - и γ -фаз Fe присутствуют линии оксида железа FeO. При введении в компактный образец графита интенсивность линий FeO уменьшается, а линий α -Fe — напротив, растет, и при соотношении Fe:C = (8–10):1 линии FeO на дифрактограммах отсутствуют (рис. 3, б). При последующем увеличении содержания графита в компактном образце до 1:1 линии оксида FeO появляются опять (рис. 3, а, в). В заключение следует отметить, что на дифрактограммах некоторых НДП линии γ -фазы Fe раздваиваются (см., например, рис. 4) — кроме линий γ -фазы Fe появляются также линии γ' -фазы с уменьшенным по сравнению с γ -фазой параметром решетки. К сожалению, причину этого явления нам установить не удалось.

Немонотонную зависимость количества оксида FeO в НДП от содержания графита в компактных образцах можно объяснить тем, что при разных диаметрах компактных образцов в паро-плазменное состояние может переходить разное количество графита. Действительно, начальную мощность взрыва для образца цилиндрической формы можно приближенно оценить по формуле

$$P = \frac{U^2}{R_{\text{ко}}} = \frac{U^2 \pi D^2}{4 \rho_{\text{ко}} l}, \quad (1)$$

где U — напряжение на зажимах емкостного накопителя, $R_{\text{ко}}$ — электрическое сопротивление компактного образца, $\rho_{\text{ко}}$, l и D — соответственно удельное сопротивление, длина и диаметр компактного образца.

Как видно из формулы (1), начальная мощность взрыва зависит от диаметра компактного образца. Однако от диаметра компактного образца зависит также общее количество в нем графита, которое

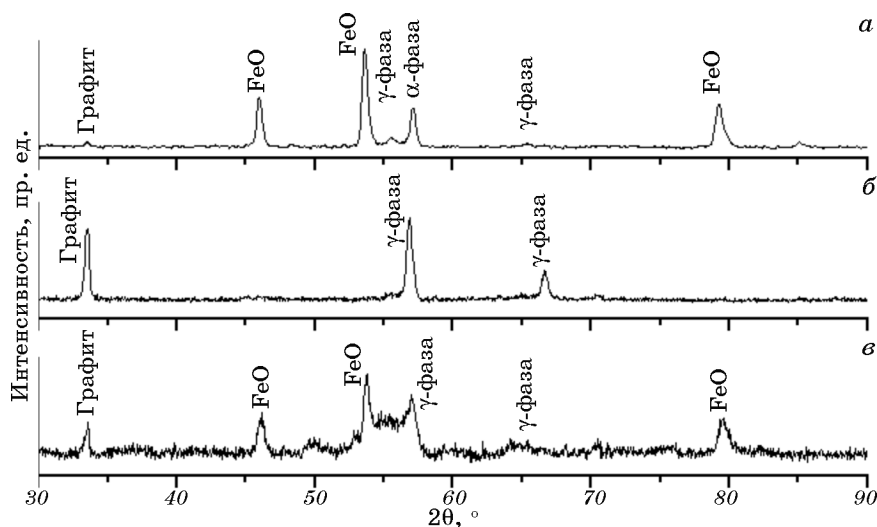


Рис. 3. Фрагменты дифрактограмм НДП, полученных при напряжении между электродами 4,5 кВ и диаметре образца 3 мм при разных соотношениях количеств порошков железа и графита в компактных образцах: Fe:C = 1:1 (а), 10:1 (б), 4:1 (в).

для образца цилиндрической формы можно приближенно оценить по формуле (для точного определения необходимо знать пористость запрессованного в керамическую трубку порошка)

$$m = \frac{k\rho rLD^2}{4}, \quad (2)$$

где m — масса графита, ρ — плотность, k — массовая доля графита в компактном образце.

Из последних двух формул видно, что при неизменных массовой доле графита и длине компактного образца общее количество графита, переведенного в паро-плазменное состояние, при разных его диаметрах может быть разным. Разной также может быть скорость изменения тока (до перехода компактного образца в паро-плазменное состояние) в цепи, которая определяется постоянной времени

$$\tau \approx (R_0 + R_{\text{ко}})C, \quad (3)$$

где C — емкость накопителя, а R_0 — внутреннее сопротивление электровзрывной установки, что также может повлиять на протекание взрывного процесса.

Таким образом, формулы (1)–(3) свидетельствуют о том, что геометрические размеры компактного образца (во всяком случае, на

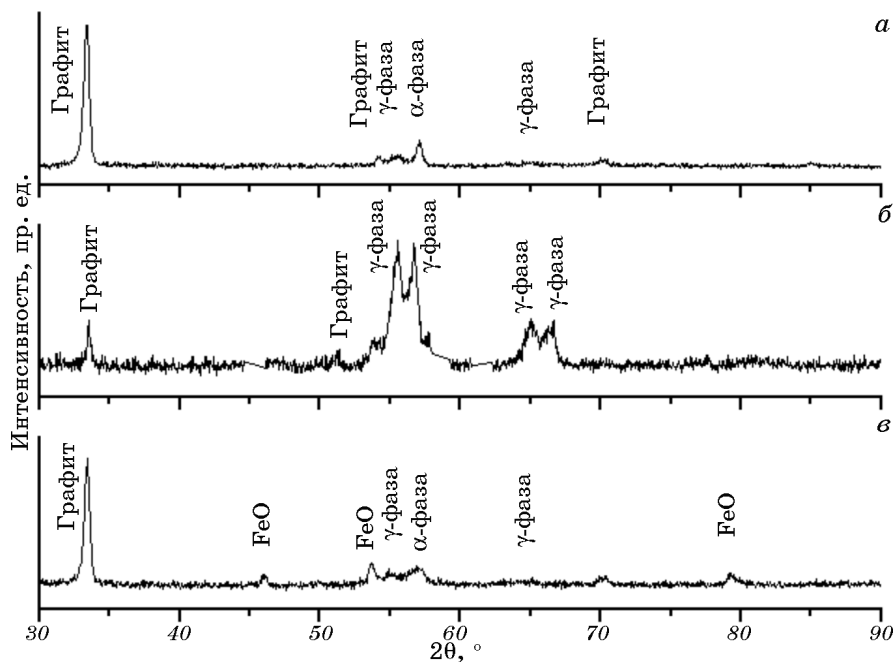


Рис. 4. Фрагменты дифрактограмм НДП, полученных при напряжении между электродами 4,5 кВ, соотношении Fe:C = 4:1 и диаметрах образцов: 2 мм (а), 3 мм (б), 5 мм (в).

стадии его разогрева — до перехода в паро-плазменное состояние) могут оказывать влияние как на энергетику взрыва, так и на количество графита, переведенного в паро-плазменное состояние.

Наиболее интересным результатом исследований зависимости фазового состава НДП, полученных при ЭВП компактных образцов с графитом и железом, есть то, что при оптимальных значениях диаметра образца и количества в нем графита можно получить НДП Fe без оксидов и карбидов (табл. 4). Этот результат представляет большой интерес потому, что он дает возможность управлять фазовым составом и получать НДП металлов практически без примесей. По поводу механизма влияния графита наша гипотеза заключается в том, что атомы углерода, как более активные и подвижные по отношению к атомам кислорода, чем атомы железа, вступают в реакцию с кислородом на всех стадиях электровзрывного процесса и тем самым уменьшают содержание свободного кислорода в высокотемпературной плазме во время ее охлаждения, что может существенно влиять на ход реакции образования оксидов железа в НДП. Дело в том, что при нормальных условиях химическое сродство к кислороду у большинства металлов выше, чем углерода [15]. Однако с повышением температуры химическое сродство к кислороду металлов

ТАБЛИЦА 3. Фазовый состав НДП, при разных соотношениях количеств порошков железа и графита и разных диаметрах компактных образцов.

№ образца	Фазовый состав, %		
	α -фаза	γ -фаза	FeO
1	75	25	0
2	0	98	2
3	35	43	22
4	10	30	60
5	0	35	65
6	0	$\cong 100$	0
7	20	6	74
Fe	31	7	62

уменьшается, а углерода растет, и при температуре 1600°C оно убывает в следующем порядке: Be, Ca, Zr, Mg, Al, Ti, C, Si, V, B, Mn, Cr, Fe, W, Mo, Co, Ni, Cu, As. Из этого ряда видно, что при высоких температурах химическое сродство углерода к кислороду выше, чем у железа. Это свойство углерода используется, например, для восстановления железа из руды в доменных печах. Таким образом, при определенных условиях углерод по отношению к оксидам металлов может выступать в качестве восстановителя.

Следует особо обратить внимание на то обстоятельство, что согласно дифрактограммам, приведенным на рис. 3, 4, количество свободного графита в НДП немонотонным образом зависит от общего количества графита в компактном образце, которое определяется его диаметром и соотношением порошков железа и графита. Так, например, при одном и том же диаметре компактного образца максимальное количество графита соответствует соотношению порошков железа и графита 1:1 (рис. 3, *a*), а интенсивность линий графита на соответствующей дифрактограмме оказалась минимальной по сравнению с дифрактограммами НДП с меньшим соотношением порошков железа и графита (рис. 3, *b*, *в*). Также отсутствует прямая зависимость между общим количеством графита в компактных образцах и количествами свободного графита в НДП при разных диаметрах компактных образцов (рис. 4). Указанная особенность, возможно, обусловлена влиянием диаметра компактного образца на энергетику взрыва и количество графита в паро-плазменном состоянии, а также может свидетельствовать о том, что углерод в НДП присутствует не только в виде графита, но и, возможно, в других аллотропических формах.

Интересно, что кроме углерода НДП содержат достаточно большое количество кислорода (табл. 2), которое в некоторых НДП дос-

ТАБЛИЦА 4. Магнитные свойства и размеры (d) частиц при разных соотношениях количеств порошков железа и графита в компактных образцах.

№ образца	σ_s , А·м ² /кг	H_c , А/м	d , нм
4	22,8	80	4
5	28,6	1200	4
6	57	2400	5
7	59,8	1200	5

тигает почти 11% масс. Согласно тем же рис. 3, 4 на образование оксида железа FeO расходуется только часть кислорода. По-видимому, не прореагировавшая часть углерода и кислорода образуют некоторую структуру, которая вместе со свободным графитом и FeO представляет собой твердую матрицу, в которой распределены НДЧ железа. Такое строение НДП может оказывать двойную пользу: во-первых, матрица будет удерживать НДЧ от слипания (коагуляции), во-вторых, — защищать их от окисления при контакте с атмосферным воздухом. Подобная ситуация имеет место в порошках, полученных другими методами [16–19].

Побочным подтверждением нашей гипотезы о строении НДП могут быть результаты измерения магнитных свойств, которые приведены на рис. 5 и в табл. 4. Как и следовало ожидать, удельная намагниченность насыщения σ_s НДП увеличивается с ростом количества железа в компактном образце. Ход зависимости удельной намагниченности НДП от величины приложенного магнитного поля свидетельствует о том, что, во-первых, за исключением первых одной-двух точек на графике в малых полях (до 20 кА/м) в диапазоне полей 20–300 кА/м зависимость $\sigma(H)$ имеет линейный характер. Во-вторых, $\sigma(H)$ НДП не насыщается даже в полях до 800 кА/м. Эти экспериментальные факты свидетельствуют о том, что большинство НДЧ находятся в суперпарамагнитном состоянии [20, 21]. Нелинейность кривых $\sigma(H)$ в малых полях можно связать с присутствием в НДП небольшого количества ферромагнитных НДЧ, которые насыщаются в полях до 20 кА/м и в дальнейшем не влияют на ход зависимости $\sigma(H)$. Присутствием в НДП ферромагнитных НДЧ можно также объяснить тот факт, что коэрцитивная сила $H_c \neq 0$ (для суперпарамагнитных частиц $H_c = 0$).

Полевые зависимости $\sigma(H)$, приведенные на рис. 5, позволяют приблизительно оценить объемную долю P_ϕ ферромагнитных НДЧ по отношению к общему количеству НДЧ (ферромагнитные + суперпарамагнитные):

$$P_\phi \sim \sigma_\phi / \sigma, \quad (4)$$

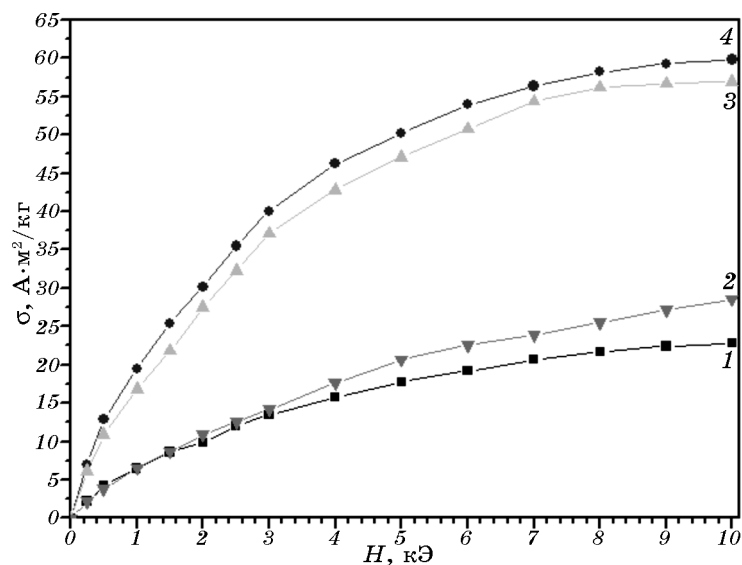


Рис. 5. Зависимость удельной намагниченности НДП от напряженности магнитного поля при разных соотношениях количеств порошков железа и графита в компактных образцах: Fe:C = 1:1 (1), 4:1 (2), 10:1 (3), 16:1 (4).

где σ_ϕ — удельная намагниченность насыщения ферромагнитных НДЧ, σ — намагниченность насыщения НДП. Оценка P_ϕ по формуле (4) дает для всех НДП приблизительно одинаковое значение $P_\phi \cong 0,1$.

Суперпарамагнитный характер зависимости $\sigma(H)$ дает возможность также оценить радиус r суперпарамагнитных частиц по формуле [21, 22]

$$r = \sqrt[3]{\frac{9k_B T}{4\pi I_r} \frac{I}{I_0 H}}, \quad (5)$$

где I — намагниченность НДП в поле H при температуре T , I_0 — намагниченность насыщения НДП, I_r — намагниченность насыщения материала частиц, k_B — постоянная Больцмана. Размеры НДЧ ($d = 2r$), рассчитанные по этой формуле (см. табл. 4), не противоречат результатам электронно-микроскопических исследований для более мелкой фракции.

В начале обсуждения результатов магнитных измерений было отмечено, что они могут быть побочным подтверждением гипотезы о внутреннем строении наших НДП в виде графитово-оксидной матрицы и вкрапленных в нее НДЧ железа. Такое подтверждение дает характер полевых зависимостей намагниченности (рис. 5), согласно которому большая часть (более 90%) НДЧ находится в су-

перпарамагнитном состоянии, которое не изменяется для НДП с существенно разным соотношением количеств железа и графита в исходных компактных образцах. Остается постоянным и размер НДЧ более мелкой фракции НДП № 4–7. Эти особенности магнитных свойств НДП свидетельствуют о том, что НДЧ железа не имеют возможности объединяться (коагулировать) в плотные ансамбли (конгломераты), ведь при этом значительно бы выросла температура перехода в суперпарамагнитное состояние, а вместе с ней и объемная доля ферромагнитных НДЧ. При этом способность к коагуляции должна была бы увеличиваться для НДП с большим содержанием железа в исходных компактных образцах. Соответственно, при увеличении объемной доли ферромагнитных НДЧ изменялся бы характер полевых зависимостей НДП. Однако экспериментальные факты противоречат этому. По нашему мнению, как раз наличие графитово-оксидной матрицы мешает НДЧ объединяться в конгломераты и тем самым изменять свои магнитные свойства.

Следует обратить внимание на то, что НДП Fe содержат в достаточно больших количествах γ -фазу железа (температура аллотропического $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в массивном железе $\cong 910^\circ\text{C}$). Следует отметить, что в первую очередь наличие γ -фазы железа может быть обусловлено влиянием углерода, который, как известно [23, 24], может существенно (до 723°C) понизить температуру аллотропического $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. В таблице 5 приведены результаты определения параметра решетки и концентрации углерода в γ -фазе в зависимости от количества графита в компактных образцах. Видно, что параметр решетки и концентрация углерода в НДЧ увеличивается с увеличением общего количества графита в компактном образце и для $D = 5$ мм последняя достигает 1,75% масс. Согласно [23] этого количества углерода вполне достаточно, чтобы понизить температуру аллотропического превращения на несколько сотен градусов. Следует также отметить, что согласно табл. 5 параметр решетки α -фазы железа практически совпадает с табличным значени-

ТАБЛИЦА 5. Параметры решеток и концентрация углерода в α - и γ -фазах железа в зависимости от общего количества графита в компактных образцах.

№ образца	Фазы	Параметр решетки, нм	Концентрация С, % масс.
1	α	0,2868	–
	γ	0,3596	0,93
2	α	–	–
	γ	0,3602	1,07
3	α	0,2870	–
	γ	0,3632	1,75

ем для чистого α -Fe (0,2865 нм).

Кроме того, по нашему мнению понижение температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения может быть обусловлено влиянием как кинетического, так и термодинамического размерных факторов. Если аллотропическое превращение протекает путем образования зародышей и последующего их роста, то наличие небольшого количества не превратившейся γ -фазы в НДП вполне естественно можно объяснить сверхвысокими скоростями охлаждения (кинетический фактор), которые могут подавить или затормозить протекание $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в наночастицах наименьших размеров. С другой стороны, наличие γ -фазы в НДП может быть обусловлено действием размерного термодинамического фактора (вклад в общую свободную энергию системы поверхностной энергии НДЧ, которая зависит от размера частиц и которая может существенно изменить условия равновесия фаз и положение линий фазового равновесия на диаграммах состояний, в том числе температуру аллотропического $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения [5]). Анализ имеющихся в литературе результатов исследований влияния размеров зерен в массивных образцах и быстрозакаленных лентах, а также размеров частиц в порошках на особенности протекания аллотропического $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [24, 25] позволяет нам сделать заключение, что присутствие в НДП ГЦК-модификации железа при комнатной температуре, может быть также обусловлено действием размерного фактора.

4. ВЫВОДЫ

Размеры дисперсных частиц, полученных методом электрического взрыва проводников, находятся в нанометровом диапазоне. Фазовый состав нанодисперсных порошков зависит от диаметра компактного образца и соотношения в нем количеств порошков железа и графита. При оптимальном соотношении количеств порошков железа и графита в компактном образце можно получить нанодисперсные порошки, не содержащие оксидов или карбидов. Магнитные свойства полученных нанодисперсных порошков определяются фазовым составом и размерами частиц присутствующих в порошках магнитных кристаллических фаз.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. *Взрывающиеся проволочки* (Ред. А. А. Рухадзе) (Москва: Изд. иностр. лит.: 1963).
2. Ю. А. Котов, Н. А. Яворовский, *ФИХОМ*, № 4: 24 (1978).
3. В. Ю. Зелинский, Н. А. Яворовский, Л. Т. Проскуровская и др., *ФИХОМ*, № 1: 57 (1984).
4. К. В. Чуистов, В. Г. Трубачев, А. Е. Перекос, *Металлофизика*, **10**, № 1: 118 (1988).

5. К. В. Чуистов, А. П. Шпак, А. Е. Перекос и др., *УФМ*, **4**, № 4: 235 (2003).
6. *Электрический взрыв проводников* (Ред. А. А. Рухадзе) (Москва: Изд. «Мир»: 1965).
7. К. В. Чуистов, В. Н. Уваров, А. Е. Перекос и др., *Металлофиз. и новейшие технол.*, **27**, № 2: 137 (2005).
8. А. Д. Рудь, А. Е. Перекос, В. М. Огенко и др., *Металлофиз. новейшие технол.*, **27**, № 7: 977 (2005).
9. А. Р. Shpak, A. V. Korduban, M. M. Medvedskij et al., 'Clusters and Nanostructured Materials 2006' (Oct. 9–10, 2006) (Uzhgorod: 2006), p. 181.
10. А. П. Шпак, А. О. Перекос, О. Д. Рудь, *Способ отримання чистих нанодисперсних порошків металів і сплавів*, Патент України № 19650 (Бюл. № 12, 2006).
11. К. В. Чуистов, Т. В. Ефимова, А. Е. Перекос и др., *Металлофизика*, **15**, № 8: 39 (1993).
12. А. В. Булгаков, Н. М. Булгаков, И. М. Бураков и др., *Синтез наноразмерных материалов при воздействии мощных потоков энергии на вещество* (Новосибирск: Институт теплофизики СО РАН: 2009).
13. Н. И. Кускова, А. Д. Рудь, В. Н. Уваров и др., *Металлофиз. новейшие технол.*, **30**, № 6: 833 (2008).
14. А. Д. Рудь, Н. И. Кускова, В. Ю. Бакларь и др., *Известия РАН. Сер. физическая*, **75**, № 11: 1526 (2011).
15. И. И. Корнилов, Н. М. Матвеева, Л. И. Пряжина, Р. С. Полякова, *Металлохимические свойства элементов периодической системы* (Москва: Наука: 1966).
16. Н. Ф. Кушевская, А. Е. Перекос, А. Д. Рудь и др., *Металлофиз. новейшие технол.*, **28**, № 3: 337 (2006).
17. Н. Ф. Кушевская, А. Е. Перекос, И. В. Уварова и др., *Доклады НАНУ*, № 11: 93 (2007).
18. Н. Ф. Кушевская, И. В. Уварова, А. Е. Перекос и др., *Наноструктурное материаловедение*, № 1: 3 (2007).
19. Н. Ф. Кушевская, А. Е. Перекос, И. В. Уварова, *Металлофиз. новейшие технол.*, **24**, № 11: 1537 (2002).
20. С. В. Вонсовский, *Магнетизм* (Москва: Наука: 1971).
21. В. В. Кокорин, *Мартенситные превращения в неоднородных твердых растворах* (Киев: Наукова думка: 1977).
22. К. В. Чуистов, А. Е. Перекос, Т. В. Ефимова и др., *Металлофиз. новейшие технол.*, **23**, № 5: 627 (2001).
23. О. М. Барабаш, Ю. Н. Коваль, *Кристаллическая структура металлов и сплавов* (Киев: Наукова думка: 1986).
24. В. А. Лободюк, Э. И. Эстрин, *Мартенситные превращения* (Москва: Физматлит: 2009).
25. В. А. Лободюк, *ФММ*, **86**, № 5: 123 (1998).