Письма в ЖЭТФ, том 99, вып. 10, с. 656 – 663 © 2014 г. 25 мая

Синтез, фазовый состав и магнитные свойства нанопроволок железа, полученных в порах полимерных трековых мембран

К. В. Фролов[+1)], *Д. Л. Загорский*[+*], *И. С. Любутин*[+], *В. В. Коротков*[+*], *С. А. Бедин*[+°], *С. Н. Сульянов*[+], *В. В. Артемов*[+], *Б. В. Мчедлишвили*[+]

[+]*Институт кристаллографии им. Шубникова РАН, 119333 Москва, Россия*

[*]*Российский государственный университет нефти и газа им. Губкина, 119991 Москва, Россия*

[×]*Российский химико-технологический университет им. Менделеева, 125047 Москва, Россия*

[°]*Московский педагогический государственный университет, 119991 Москва, Россия*

Поступила в редакцию 11 февраля 2014 г.

После переработки 21 апреля 2014 г.

Исследованы массивы наноразмерных проволок (НП) железа, полученные методом гальванического заполнения пор полимерной трековой мембраны (матричный синтез) при различных режимах электролиза и температурах электролита. Изучены условия синтеза. Найдены оптимальный состав и температура электролита. Методами электронной микроскопии, рентгеновской дифракции, элементного энергодисперсионного микроанализа и мессбауэровской спектроскопии изучены фазовый состав и магнитные свойства нанопроволок. Средний диаметр нанопроволок равнялся 100–200 нм. Длина варьировалась от 6 до 10 мкм. Поверхностная плотность составила $\sim 10^8$ см$^{-2}$ при среднем расстоянии друг от друга около 1 мкм. Установлено, что основу НП составляет нанокомпозит металлического железа, который проявляет магнитные свойства объемного α-Fe. Обнаружено возникновение выделенной ориентации намагниченности внутри нанопроволок железа для массива, полученного при величине потенциала -750 мВ.

DOI: 10.7868/S0370274X14100038

Введение. Среди множества методов получения наноматериалов особое место занимает метод матричного синтеза. Его суть состоит в заполнении требуемым материалом пор заданной геометрии в заранее приготовленной матрице. При этом матрицы, материалы и способы заполнения могут быть различными. В качестве матриц могут использоваться и полимерные трековые мембраны, которые обычно промышленно изготавливаются для задач тонкой фильтрации. Весьма распространенной методикой синтеза является гальваническое заполнение металлом пор таких мембран [1, 2].

Параметры поровых каналов (геометрия) в таких матрицах могут регулироваться на этапе их получения (облучение ионами и последующее химическое вытравливание каналов латентных треков). Гальванический процесс осаждения металла также представляет широкие возможности для управления параметрами получаемых реплик (слепков, металлических микро- или нанопроволок). Получение и изучение массивов нанопроволок (НП) магнитных материалов, таких, как кобальт, никель и железо [3–6], вызывает особый интерес исследователей из-за широких перспектив применения подобных объектов в новых устройствах хранения информации повышенной плотности, магниторезистивных и магнитооптических устройствах малого размера [5, 7–9]. Одной из первых работ, посвященных матричному синтезу НП железа, является работа [10].

Из наиболее эффективных методов исследования магнитных наноматериалов следует выделить мессбауэровскую спектроскопию. Ранее были выполнены мессбауэровские исследования массивов НП из железа, полученных в матрице из пористого оксида алюминия [11–14]. Такая матрица имеет структуру, отличную от трековых мембран, и дает принципиально отличающиеся по свойствам реплики.

В настоящей работе методом матричного синтеза получены массивы наноразмерных проволок железа. Изучены оптимальные условия электроосаждения. Определены фазовый состав и магнитные свойства нанопроволок.

Синтез нанопроволок железа и методика эксперимента. Массивы НП железа были получены в процессе гальванического осаждения из электролита в поры матрицы, расположенной на медной подложке.

[1)]e-mail: green@crys.ras.ru

В качестве матрицы использовалась полиэтилентерефталатная $(C_{10}H_8O_4)_n$ трековая мембрана толщиной 10 мкм с диаметрами пор 0.1 мкм и их поверхностной плотностью около 10^8 см$^{-2}$. Толщина медной подложки составляла 20–25 мкм. Общий характер синтеза НП железа и схема гальванического заполнения пор аналогичны описанному нами методу получения НП кобальта [16]. Схематический разрез пористой матрицы с растущими на медном катоде нанопроволоками показан на рис. 1.

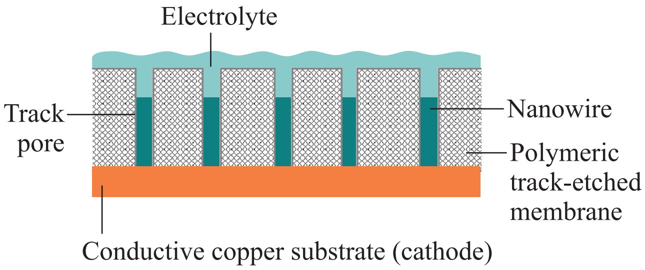

Рис. 1. Схема синтеза нанопроволок железа в порах полимерной мембраны. Показано продольное сечение поровых каналов трековой мембраны в ходе их заполнения железом

Следует отметить, что для гальванического осаждения железо является довольно проблемным металлом из-за нестабильности электролита при окислении ионов Fe^{2+} до Fe^{3+} кислородом воздуха. Эта реакция нежелательна, т.к. склонность ионов Fe^{3+} к сильному гидролизу приводит к включению в металлический осадок примеси кислорода в виде гидроксидов железа. Гидролиз особенно активен в прикатодной области, где происходит подщелачивание из-за выделения водорода. Этот негативный эффект можно уменьшить путем повышения кислотности раствора или применения буферных добавок (например, соли алюминия). Аскорбиновая кислота или другие восстановители (антиоксиданты) также помогают предотвратить окисление Fe^{2+} до Fe^{3+}. Нами было апробировано несколько электролитов с различным содержанием вышеупомянутых компонентов. В результате был выбран электролит следующего состава: $FeSO_4 \cdot 7H_2O$ – 200 г/л, $AlCl_3 \cdot 6H_2O$ – 50 г/л, аскорбиновая кислота – 2 г/л. Гальванический процесс проводился при комнатной температуре и значении pH = 2.5 при фиксированном потенциале в пределах от −600 до −1050 мВ с регистрацией зависимости величины тока от времени электроосаждения. Этот процесс осуществлялся в трехэлектродной ячейке с хлоридсеребряным электродом сравнения (E = 220 мВ). Все значения потенциалов в статье указаны относительно стандартного водородного электрода (с.в.э.).

Мессбауэровские спектры поглощения на ядрах ^{57}Fe были получены при комнатной температуре (295 K) на стандартном спектрометре MS-1104Em в режиме постоянных ускорений. Использовался подвижный источник гамма-квантов ^{57}Co (Rh), находящийся при комнатной температуре. Неподвижные экспериментальные образцы располагались так, что плоскость полимерной матрицы была перпендикулярна направлению распространения гамма- квантов. В такой геометрии волновой вектор гамма-квантов $\mathbf{k}_\gamma$ параллелен оси треков в мембране и, таким образом, совпадает по направлению с осью НП. Изомерные сдвиги мессбауэровских спектров измерялись относительно стандартного поглотителя металлического α-Fe (фольга из природного железа толщиной 18 мкм, отожженная в атмосфере водорода). Компьютерная обработка экспериментальных спектров была выполнена с помощью программы Univem MS, входящей в комплект поставки спектрометра MS-1104Em.

Микроскопические исследования массивов НП были проведены на растровом электронном микроскопе TESLA-BS-340 в стандартном режиме. Элементный состав образцов контролировался методом энергодисперсионного рентгеновского микроанализа с использованием растрового электронного микроскопа FEI Quanta 200 3D Dual Beam, оснащенного энергодисперсионным микроанализатором EDAX.

Рентгенодифракционные измерения были выполнены на станции Белок на источнике синхротронного излучения НИЦ "Курчатовский институт" в геометрии на отражение. Использовался двумерный детектор Marresearch CCD Rayonix SX165, 2048×2048. Интервал углов дифракции составлял $2\theta = 5° - 60°$. Длина волны рентгеновского излучения $\lambda = 0.9886$ Å.

Результаты и обсуждение. Получение нанопроволок железа. На рис. 2a приведены зависимости тока от времени гальванического осаждения (хроноамперограммы) при различных потенциалах. Влияние температуры электролита на динамику процесса электроосаждения продемонстрировано на рис. 2b. Эти графики фактически характеризуют скорость роста НП при различных значениях потенциала и температуры электролита, поскольку по закону Фарадея количество железа, осаждаемого в единицу времени, пропорционально силе тока.

Хорошо видно, что как повышение напряжения, так и повышение температуры ускоряют процесс электроосаждения железа. Однако рост НП при этом

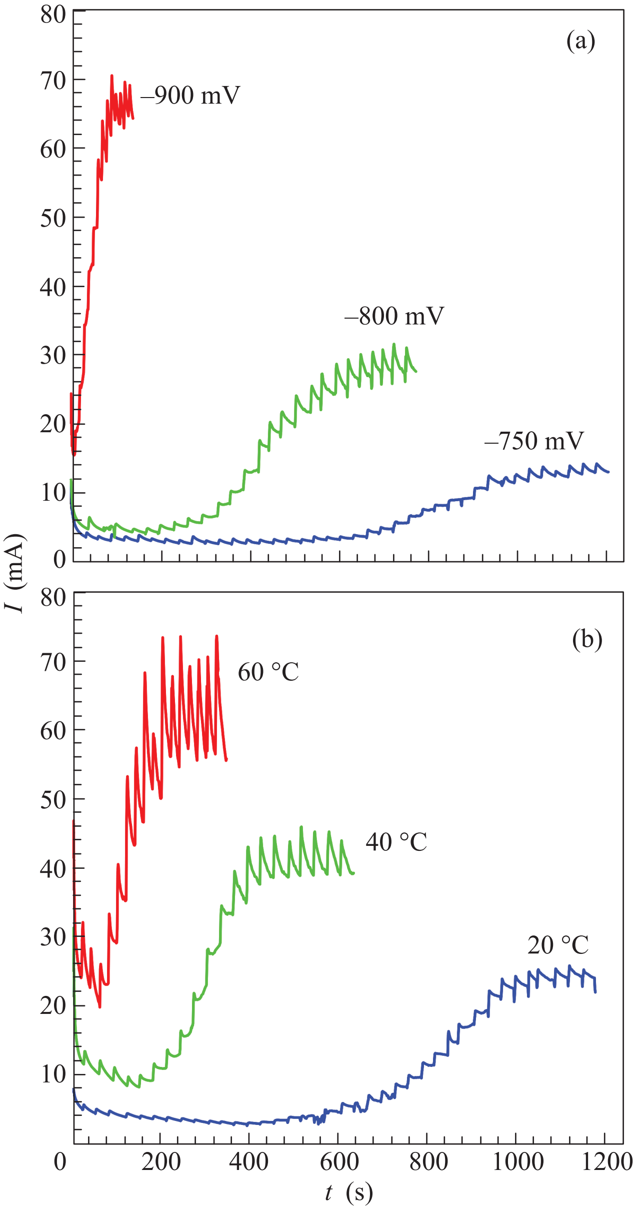

Рис. 2. Зависимости величины тока от времени электроосаждения железа в поры полимерной матрицы при постоянных потенциалах -750, -800 и -900 мВ при температуре 20 °C (a), а также при температурах электролита 20, 40 и 60 °C при потенциале -750 мВ. Диаметр пор 0.1 мкм

становится менее контролируемым. Кроме того, значительно сокращается время заполнения железом собственно порового канала. На рис. 2 данному этапу соответствуют почти горизонтальные участки слабого изменения величины тока. Мы установили, что увеличение скорости роста за счет повышения напряжения и/или температуры приводит к неравномерности роста НП (возникает их разброс по высоте).

Серьезной проблемой являлось выделение водорода при осаждении железа. Пузырьки выделившегося водорода прилипали к поверхности мембраны и могли экранировать расположенные под ними поры. Это приводило к неравномерности заполнения различных пор. Для уменьшения данного эффекта в работе осуществлялось механическое удаление пузырьков импульсным перемешиванием раствора электролита мешалкой с частотой 0.03–0.05 Гц. Оно позволило сгладить неравномерности заполнения трековых пор железом. Хроноамперограммы, иллюстрирующие влияние перемешивания электролита, приведены на рис. 3. Видно, что перемешивание ускоряет

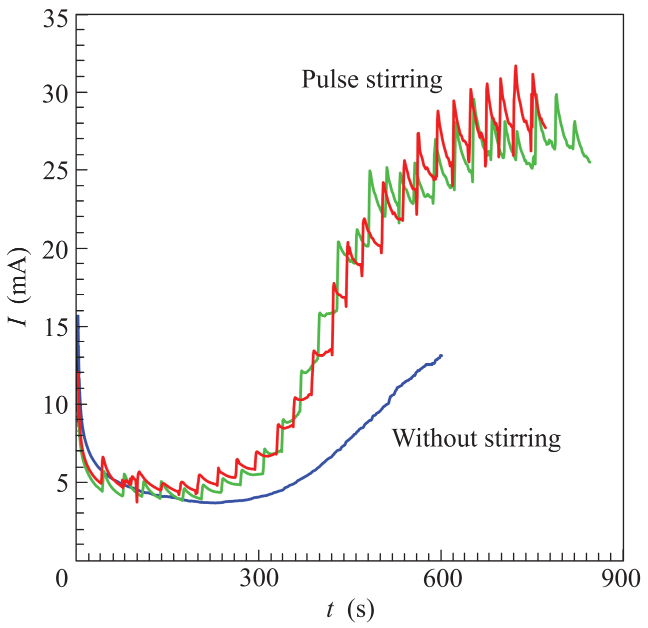

Рис. 3. Хроноамперограммы, демонстрирующие влияние импульсного перемешивания на скорость потенциостатического электроосаждения железа в порах. Диаметр пор 0.2 мкм. Потенциал -800 мВ, температура 20 °C

процесс роста проволок, а его импульсный характер приводит к осцилляции зависимости тока от времени. При этом рост НП становится более равномерным. Увеличение плотности тока в момент импульса происходит, во-первых, за счет сбивания пузырьков, препятствующих массопереносу, и, во- вторых, за счет ускорения конвекционного переноса электроактивных частиц. Нами установлено, что непрерывное перемешивание приводит к негативному эффекту: оно снижает заполнение пор железом и ускоряет выделение водорода из-за интенсификации конвективной доставки его ионов к месту разряда. Поэтому импульсный режим использовался лишь для того, чтобы сбивать пузырьки. Непрерывный же режим не применялся.

Изображение сканирующей электронной микроскопии полученных массивов нанопроволок после химического растворения материала полимерной мембраны приведено на рис. 4. На микрофотографии

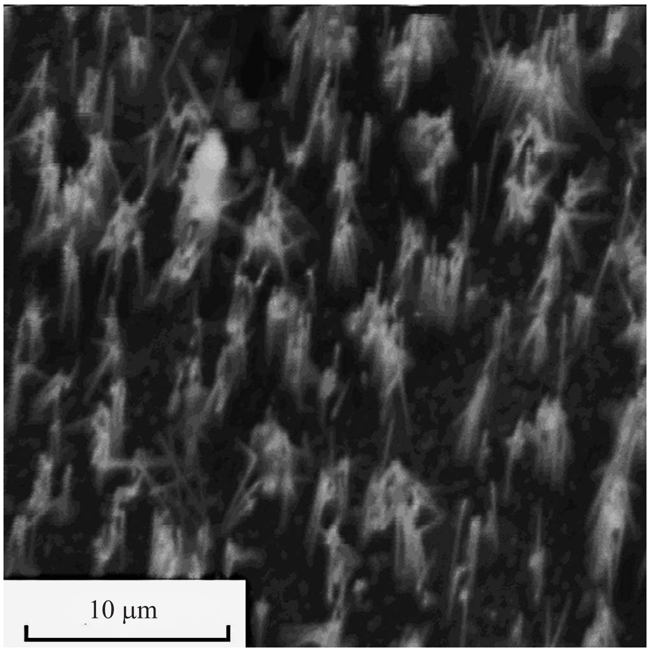

Рис. 4. Изображение сканирующей электронной микроскопии нанопроволок железа после удаления материала мембраны. Видны тонкие нити отдельных нанопроволок и их слипшиеся пучки. Изображения получены при наклоне подложки образца под углом 45° к направлению электронного пучка

видно, что после удаления матрицы нанопроволоки наклоняются и "слипаются" в пучки. Этот эффект, отмеченный и в других работах, возможно, связан с влиянием поверхностного натяжения и возникает при "освобождении" проволок из полимерной матрицы в процессе ее удаления (стравливания). Средний диаметр НП был оценен как 100–200 нм. Их длина варьировалась от 6 до 10 мкм. Поверхностная плотность НП составляла примерно $10^8\,\text{см}^{-2}$ при среднем расстоянии между ними около 1 мкм. Данные микроскопии позволили также оценить влияние перемешивания гальванического раствора в процессе роста НП. Сравнение микрофотографий образцов, полученных без перемешивания и с перемешиванием электролита, показало, что разброс длин НП железа в массиве при перемешивании заметно уменьшается.

Мессбауэровская спектроскопия. Для проведения мессбауэровских измерений было отобрано 5 образцов массивов НП железа, синтезированных в разных условиях. Нанопроволоки находились в полимерной матрице, расположенной на медной подложке (катоде). Во время измерений образцы размещались так, чтобы подложка была перпендикулярна, а массивы НП – параллельны направлению распространения гамма-квантов.

Четыре образца с диаметром пор 0.1 мкм были получены осаждением при потенциалах (в мВ) −600 (# 1), −750 (# 2), −900 (# 3), −1050 (# 4). Пятый образец с диаметром пор 0.2 мкм был осажден при потенциале −900 мВ (# 5) (см. табл. 1).

На рис. 5 представлены мессбауэровские спектры отобранных образцов. В спектре образца # 1 наблюдается характерное магнитное расщепление резонансных линий (рис. 5a), которое хорошо описывается одним секстетом с узкими линиями. Значения изомерного сдвига ($\delta = 0$ мм/с) и магнитного сверхтонкого поля на ядрах железа ($B_{hf} = 32.8$ Тл) характерны для чистого металлического железа α-Fe в магнитоупорядоченном состоянии при комнатной температуре (см. табл. 1). Соотношение интенсивностей линий секстета составляет 3:2:1:1:2:3, что характерно для нетекстурированного поликристаллического образца с хаотической ориентацией магнитных моментов.

Из мессбауэровского спектра образца # 2 были получены значения δ и B_{hf}, также типичные для металлического железа α-Fe. Однако соотношение интенсивностей линий секстета в этом случае составило 3:0.9:1:0.9:1:3 (рис. 5b). Это указывает на изменение ориентации магнитных моментов железа в данном образце (по сравнению с образцом # 1).

В шестилинейном мессбауэровском спектре магнетика в отсутствие внешнего магнитного поля относительная интенсивность I второй и пятой линий (соответствующих ядерным переходам $\Delta m = 0$) определяется выражением $I_{2,5} = 4\sin^2\theta/(1+\cos^2\theta)$, где θ – угол между магнитным моментом M и волновым вектором гамма-квантов k_γ [15]. Соответственно $I_{2,5} = 0$ или 4 при $\theta = 0°$ или 90°, а при хаотическом распределении углов в поликристалле $I_{2,5} = 2$. Изменение относительных интенсивностей второй и пятой линий в образце # 2, вероятнее всего, обусловлено наличием выделенной ориентации намагниченности железа с углом $\theta \approx 37(1)°$.

Ранее в работах [12, 13] для массивов НП железа диаметром около 20 нм, полученных осаждением в матрице из оксида алюминия, наблюдалось сходное изменение формы мессбауэровских спектров, демон-

Таблица 1

Сверхтонкие параметры, полученные из мессбауэровских спектров массивов нанопроволок железа[*)]

	Секстет			Дублет D1			Дублет D2		
# образца, диаметр поры, потенциал (с.в.э.)	δ, мм/с	B_{hf}, Тл	$S_{\rm rel}$, %	δ, мм/с	Δ, мм/с	$S_{\rm rel}$, %	δ, мм/с	Δ, мм/с	$S_{\rm rel}$, %
# 1, 0.1 мкм, −600 мВ	0.016(2)	32.82(2)	100(1)	–	–	–	–	–	–
# 2, 0.1 мкм, −750 мВ	0.001(2)	32.97(2)	100(1)	–	–	–	–	–	–
# 3, 0.1 мкм, −900 мВ	0.001(5)	32.96(3)	91(1)	−0.02(4)	0.85(8)	3(1)	0.38(5)	0.9(1)	6(1)
# 4, 0.1 мкм, −1050 мВ	–	–	–	0.120(7)	0.57(1)	100(1)	–	–	–
# 5, 0.2 мкм, −900 мВ	0.002(2)	33.00(2)	85(1)	0.09(1)	0.61(2)	11(1)	0.35(2)	0.83(5)	4(1)

[*)] δ – изомерный сдвиг, Δ – квадрупольное расщепление, B_{hf} – сверхтонкое магнитное поле, $S_{\rm rel}$ – относительная площадь компоненты.

стрирующее полное исчезновение второй и пятой линий секстета. Это указывает на ориентацию магнитных моментов железа вдоль оси НП. Для объяснения данного эффекта авторами была предложена теоретическая модель, учитывающая дипольное магнитное взаимодействие между параллельными соседними НП железа, расположенными регулярно на расстоянии 60 нм друг от друга [13]. В наших образцах нанопроволоки, сформированные в трековых порах, расположены в матрице неупорядоченно на среднем расстоянии друг от друга около 1 мкм. Они имеют средний диаметр 100–200 нм и длину 6–10 мкм. Можно предположить, что возникновение магнитных взаимодействий между ближайшими соседями маловероятно из-за большого расстояния между ними. Повидимому, появление намагниченности с выделенной ориентацией связано с особенностями процессов роста этих нанопроволок и их объемными свойствами (формируемыми в каналах мембран), а не с магнитным взаимодействием между ближайшими соседями.

В мессбауэровских спектрах образцов # 3 и 5 относительные интенсивности пиков магнитного секстета близки к соотношению 3:2:1:1:2:3 (рис. 5c и d). Это указывает на хаотическую ориентацию моментов железа. В то же время компьютерный анализ показал, что в спектрах обоих образцов появляются два дополнительных малоинтенсивных парамагнитных дублета, D1 и D2, с общей относительной площадью около 9 % (образец # 3) и 15 % (образец # 5). Мы обнаружили, что при увеличении диаметра пор от 0.1 до 0.2 мкм произошло увеличение интенсивности парамагнитных дублетов. Анализ параметров сверхтонкого взаимодействия показал, что значения изомерных сдвигов δ и квадрупольных расщеплений Δ (см. табл. 1) для дублета D1 аналогичны данным, полученным для сплавов CuFe с малым относительным содержанием железа (несколько процентов) [16]. Затруднение вызывала интерпретация параметров дублета D2. Парамагнитный дублет с близкими значениями, $\delta = 0.34$ мм/с и $\Delta = 0.74$ мм/с, наблюдался в сплавах CuFe с высоким содержанием железа (более 70 %), полученных методом электроосаждения из водных растворов нитрата меди и сульфата железа [17]. По мнению авторов, этот дублет соответствует ионам железа в узлах гранецентрированной кубической (ГЦК) решетки. С другой стороны, в работе [18] было показано, что парамагнитный дублет с близкими параметрами ($\delta \approx 0.36$ мм/с и $\Delta \approx (0.82{-}0.90)$ мм/с) отвечает наночастицам оксида железа γ-Fe_2O_3, синтезированным из предварительно окисленного сульфата железа $FeSO_4$ в ходе сложного трехступенчатого процесса при температурах от 200 до 400 °C. В нашем синтезе условия электроосаждения сильно отличаются от указанного процесса. Поэтому мы предполагаем, что дублет D2 соответствует фазе CuFe с ГЦК-решеткой. В пользу данного вывода говорит и отсутствие компоненты D2 в мессбауэровском спектре образца # 4. Приведенные ниже результаты элементного энергодисперсионного и рентгенофазового анализов не дали дополнительной информации для однозначного определения фазовой принадлежности дублета D2. Следует отметить, что результаты мессбауэровских экспери-

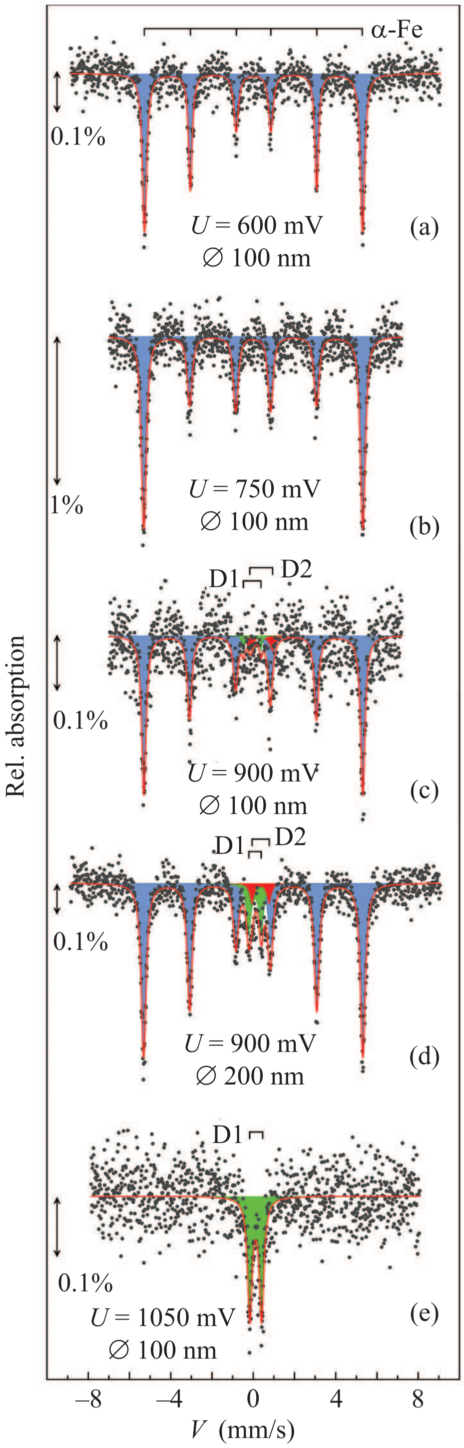

Рис. 5. Мессбауэровские спектры образцов массивов нанопроволок железа, полученных при различных значениях потенциалов (см. табл. 1): (a–e) образцы #1–3, 5 и 4 соответственно. Указаны значения потенциалов и средние диаметры трековых пор

ментов не обнаружили во всех наших образцах фаз оксидов железа, которые должны давать характерные магнитные секстеты с величинами сверхтонкого магнитного поля более 50 Тл.

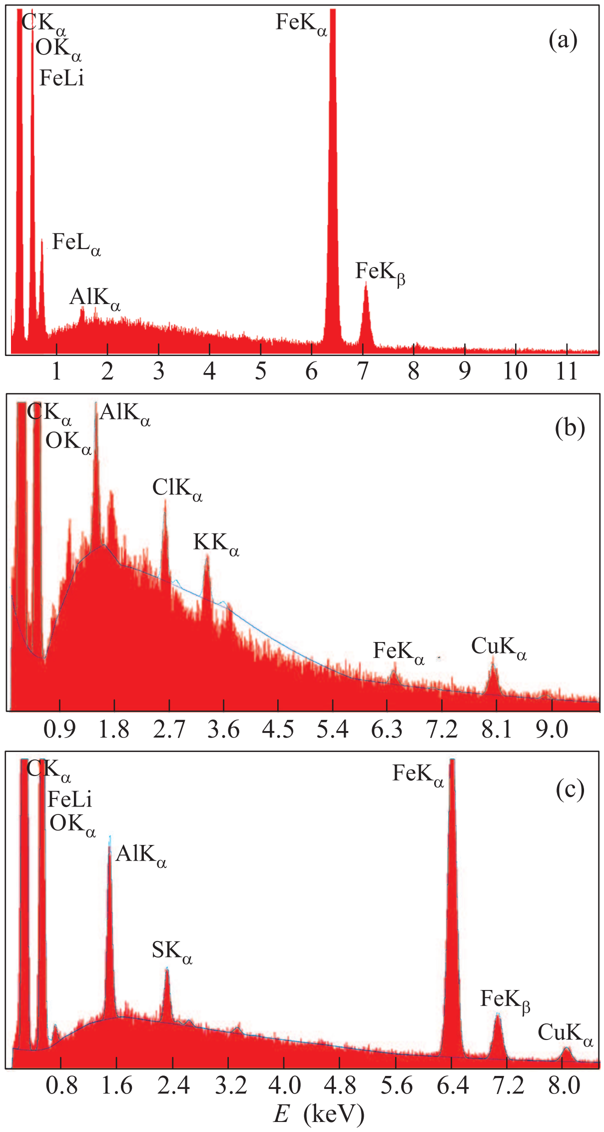

Рис. 6. Рентгеновские энергодисперсионные спектры образцов массивов нанопроволок железа, полученных при различных значениях потенциалов (см. табл. 1): (a–c) – образцы #2, 4 и 5 соответственно. Над пиками обозначены линии излучения соответствующих химических элементов. Интенсивные линии кислорода отвечают кислороду в полимерной полиэтилентерефталатной $(C_{10}H_8O_4)_n$ матрице

Мессбауэровский спектр образца #4 резко отличается от спектров других образцов (рис. 5e). Здесь магнитного расщепления не наблюдается. Обнаружен только малоинтенсивный парамагнитный дублет со значениями параметров δ и Δ, близкими к значениям для дублета D1 в образцах #3 и 5

Таблица 2

Относительные массовые количества химических элементов для двух образцов массивов нанопроволок железа, найденные по данным энергодисперсионного рентгеновского анализа

# образца, диаметр поры, потенциал (с.в.э.)	Fe масс. %	Cu масс. %	Al масс. %	O масс. %	C масс. %
# 4, 0.1 мкм, −1050 мВ	0.18	0.78	0.35	29.46	68.86
# 5, 0.2 мкм, −900 мВ	12.40	1.00	1.38	23.47	61.20

(см. табл. 1). Вероятно, эта компонента соответствует незначительному количеству фазы CuFe с малым содержанием железа. Как будет показано ниже, предельно малое количество железа в этом образце подтверждается результатами рентгенофазового и элементного энергодисперсионного анализов. Исчезновение магнитной компоненты в спектре образца # 4 можно объяснить тем, что при потенциале −1050 мВ атомы железа не заполняют поры мембраны. Возможно, при высоких напряжениях процессу роста НП железа мешает образующийся водород.

Элементный анализ. Для уточнения элементного состава были получены рентгеновские энергодисперсионные спектры образцов # 2, 4 и 5, осажденных при потенциалах −750, −900 и −1050 мВ соответственно (рис. 6).

Оценка элементного состава проводилась с учетом вклада полимерной матрицы (углерод и кислород), состава электролита (кислород, хлор, сера и алюминий) и медной подложки. В спектре образца # 5, осажденного при потенциале −900 мВ, наблюдалась достаточно интенсивная линия серы (рис. 6c). Кроме того, в спектрах образцов # 4 и 5 присутствовала интенсивная линия алюминия (рис. 6b и c). При этом, как и ожидалось, линии железа в рентгеновском спектре образца # 4, осажденного при потенциале −1050 мВ, имеют предельно малую интенсивность (рис. 6b). Последнее хорошо согласуется с полученными мессбауэровскими данными. В табл. 2 приведены относительные массовые количества обнаруженных химических элементов для образцов # 4 и 5.

Рентгенофазовый анализ (РФА). Для уточнения фазового состава полученных образцов НП были проведены синхротронные рентгенодифракционные эксперименты. Преобразование двумерной дифракционной картины в зависимость $I(2\theta)$ интенсивности от угла дифракции выполнялось с помощью методики, описанной в [19]. На рис. 7 приведены рентгенограммы образцов # 2, 3 и 4, осажден-

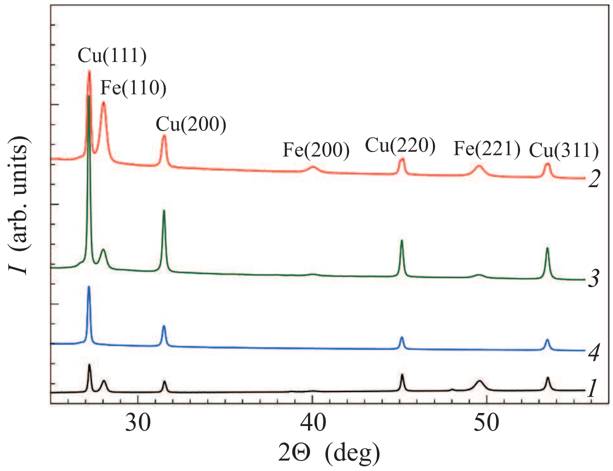

Рис. 7. Рентгеновские дифрактограммы образцов массивов нанопроволок железа, полученных при различных значениях потенциалов (см. табл. 1): *2–4* – образцы # 2–4 соответственно, *1* – контрольный образец (слой металлического железа, осажденного на сплошную, не пористую плоскую медную подложку). Над пиками указаны индексы рефлексов соответствующих атомов. Рефлексы на пиках железа отвечают ОЦК-фазе α-Fe

ных при потенциалах −750, −900, −1050 мВ соответственно, и контрольного образца, состоящего из слоя металлического железа, осажденного на сплошную, не пористую медную подложку. На всех рентгенограммах хорошо видны пики, относящиеся к медной подложке. В образцах # 2 и 3 обнаруживается фаза металлического железа, причем ее содержание в образце # 2 значительно больше, чем в образце # 3. Рефлексы, указанные на пиках железа, соответствуют ОЦК-фазе α-Fe. В образце # 4 рентгеновские данные не обнаруживают железа, хотя результаты мессбауэровских экспериментов указывают на его небольшое количество. Это можно объяснить либо недостаточной чувствительностью рентгеновского метода, либо присутствием фазы железа в виде очень мелких наночастиц, рентгеновские рефлексы которых сильно размыты. Данные РФА подтверждают отсутствие фаз оксидов железа, установленное мессбауэровским методом.

Заключение. Итак, в данной работе методом матричного синтеза были получены массивы наноразмерных проволок железа. В качестве матрицы использовалась полимерная полиэтилентерефталатная трековая мембрана, поры которой заполнялись металлом при гальваническом осаждении. Подобраны состав электролита и режим гальванического осаждения. Показано, что для выбранного электролита получение нанопроволок со структурой α-Fe возможно при величинах потенциалов до -900 мВ при условии перемешивания раствора. С помощью мессбауэровской спектроскопии установлено, что фазовый состав нанопроволок в основном отвечает чистому металлическому железу (α-Fe), а их магнитные свойства характерны для объемного материала. В зависимости от условий синтеза могут быть получены образцы с хаотическим расположением магнитных доменов или может формироваться выделенная ориентация намагниченности внутри нанопроволок железа.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (проект # 13-08-01448), Российского научного фонда (проект # 14-12-00848) и Министерства образования и науки РФ (ГК # 16.552.11.7055).

1. C. R. Martin, Science **266**, 1961 (1994).
2. L. Sun, P. C. Searson, and C. L. Chien, Phys. Rev. B **61**, R6463 (2000).
3. Y. Peng, H. L. Zhang, S. L. Pan, and H. L. Li, J. Appl. Phys. **87**, 7405 (2000).
4. A. J. Yin, J. Li, W. Jian, A. J. Bennett, and J. M. Xu, Appl. Phys. Lett. **79**(7), 1039, (2001).
5. R. M. Metzger, V. V. Konovalov, M. Sun, T. Xu, G. Zangari, B. Xu, M. Benakli, and W. D. Doyle, IEEE Transact. on Magnet. **36**(1), 30 (2000).
6. В. В. Коротков, В. Н. Кудрявцев, Д. Л. Загорский, С. А. Бедин, Гальванотехника и обработка поверхности **XIX**(4), 23 (2011).
7. S. Dubois, J. M. Beuken, L. Piraux, J. L. Duvail, A. Fert, J. M. George, and J. L. Maurice, J. Magn. Magn. Mater. **165**, 30 (1997).
8. X. Duan, Y. Huang, Y. Cui, J. Wang, and C. M. Lieber, Nature **409**, 66 (2001).
9. N. Lupu, *Electrodeposited Nanowires and Their Applications*, InTech (2010).
10. D. Dobrev, J. Vetter, N. Angert, and R. Neumann, Appl. Phys. A **72**, 729 (2001).
11. Q. Zhan, Z. Chen, D. Xue, F. Li, H. Kunkel, X. Zhou, R. Roshko, and G. Williams, Phys. Rev. B **66**, 134436 (2002).
12. Z. Chen, Q. Zhan, D. Xue, F. Li, X. Zhou, H. Kunkel, and G. Williams, J. Phys.: Condens. Matter **14**, 613 (2002).
13. Q. Zhan, W. He, X. Ma, Y. Liang, Z. Kou, N. Di, and Z. Cheng, Appl. Phys. Lett. **85**(20), 4690 (2004).
14. Q. Zhan, J. Gao, Y. Liang, N. Di, and Z. Cheng, Phys. Rev. B **72**, 024428 (2005).
15. R. S. Preston, S. S. Hanna, and J. Heberle, Phys. Rev. **128**, 2207 (1962).
16. S. J. Campbell, P. E. Clark, and P. R. Liddell, J. Phys. F: Met. Phys **2**, L114 (1972).
17. H. C. Verma, Indian J. of Pure & Ap. Phys. **45**, 851 (2006).
18. R. Zboril, M. Mashlan, K. Barcova, and M. Vujtek, Chem. Mater. **14**, 969 (2002).
19. S. N. Sulyanov, A. N. Popov, and D. M. Kheiker, J. Appl. Cryst. **27**, 934 (1994).