

# МАГНИТНЫЕ И СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА ДОПИРОВАННЫХ Fe ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ $YBaCuO$ , СИНТЕЗИРОВАННЫХ ЗОЛЬ–ГЕЛЬ–МЕТОДОМ

К. С. Пигальский<sup>a\*</sup>, А. А. Вишнёв<sup>a</sup>, Н. Н. Ефимов<sup>b</sup>, П. Н. Васильев<sup>b</sup>, А. В. Шабатин<sup>c</sup>,  
Л. И. Трахтенберг<sup>a,d</sup>

<sup>a</sup> Федеральный исследовательский центр химической физики им. Н. Н. Семенова  
Российской академии наук  
119991, Москва, Россия

<sup>b</sup> Институт общей и неорганической химии им. Н. С. Курнакова  
Российской академии наук  
119991, Москва, Россия

<sup>c</sup> Институт физической химии и электрохимии им. А. Н. Фрумкина  
Российской академии наук  
119071, Москва, Россия

<sup>d</sup> Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова  
119991, Москва, Россия

Поступила в редакцию 28 февраля 2024 г.,  
после переработки 14 марта 2024 г.  
Принята к публикации 14 марта 2024 г.

Для серии допированных железом поликристаллических высокотемпературных сверхпроводников  $Y_{1-x}Fe_xBa_2Cu_3O_y$  ( $0 \leq x \leq 0.05$ ), синтезированных с использованием нитратно-цитратного варианта золь–гель-методики, проведены исследования структурных (рентгеновским и электронно-микроскопическим методами) и магнитных (в переменных и постоянных магнитных полях) свойств. Для этих образцов определены зависимости от степени допирования кристаллографических параметров, размеров кристаллитов, температур перехода в сверхпроводящее состояние, а также вид и размах гистерезиса намагниченности в полях до 6 Тл. Рассчитаны полевые зависимости плотности внутрикристаллического критического тока  $J_c$ . Показано, что однородное распределение допанта по объему кристаллитов вследствие применения золь–гель-методики приводит к существенному улучшению функциональных параметров по сравнению с образцами, полученными твердофазным методом. Улучшается микроструктура, что проявляется в увеличении размеров и более четкой границе кристаллитов, а также сужается температурный интервал перехода в сверхпроводящее состояние, увеличиваются размах магнитополевого гистерезиса намагниченности и критический ток. В результате, в золь–гель-образцах при степени допирования железом  $x \approx 0.03$  реализуется эффект увеличения  $J_c$ , превышающий порядок величины.

DOI: 10.31857/S0044451024080108

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Различные методы модификации состава керамических материалов путем замещений в катионных подрешетках широко применяются с целью улучшения их функциональных характеристик.

Примерами могут служить твердые растворы на основе редкоземельных гафнатов с повышенной ионной проводимостью [1, 2], высокоэнтропийные многокомпонентные составы сегнето- и пьезоэлектриков [3–5], редкоземельное допирование материалов для лазерной техники [6]. Катионные замещения оказывают значительное влияние и на свойства высокотемпературных сверхпроводников (ВТСП). Интерес к этой тематике связан как с фундаменталь-

\* E-mail: pigalskiy@gmail.com

ными вопросами влияния дефектов на параметры сверхпроводящего состояния при  $d$ -волновой симметрии сверхпроводящего параметра порядка [7, 8], так и с прикладной точки зрения. Как известно, создаваемые допированием локальные искажения структуры являются дополнительными центрами пиннинга и увеличивают плотность внутрикристаллического критического тока ( $J_c$ ) [9]. Для ВТСП  $YBa_2Cu_3O_y$  ( $YBaCuO$ ) влияние на величину  $J_c$  частичного замещения меди в цепочечной плоскости на целый ряд элементов было изучено в [10–12], наибольший эффект увеличения  $J_c$  (примерно в 4 раза) был получен при замещении на Fe, Ga и Mo. Другим видом дефектов, увеличивающим  $J_c$  примерно в два раза, является замещение Ba на Sr в количестве 1–5 % [13].

Особое место в этом ряду занимает иттриевая подрешетка, поскольку допускает не только частичное, но и полное замещение Y на большинство редкоземельных элементов, не оказывающего существенного влияния на величину температуры сверхпроводящего перехода ( $T_c$ ) и другие параметра сверхпроводника [14, 15]. В частности, возникающий при этом пиннинг не приводит к заметному увеличению критического тока. Однако эффект значительного увеличения  $J_c$  был недавно обнаружен при другом типе замещения в иттриевой позиции для серии образцов ВТСП  $Y_{1-x}Fe_xBa_2Cu_3O_y$  ( $0 \leq x \leq 0.05$ ) [16]. Для допированных железом ВТСП  $YBaCuO$ , синтезированных твердофазным методом, было показано, что наиболее эффективной является небольшая величина допирования вблизи  $x = 0.03$ , при которой увеличение  $J_c$  во внешнем магнитном поле 1 Тл достигает порядка величины.

В образцах с катионным допированием важной характеристикой является степень однородности распределения примесных атомов по объему образца. В случае широко используемого твердофазного метода с целью достижения однородности проводится многократное измельчение образца между отжигами. Однако существует ряд других, более эффективных методов синтеза образцов с высокой степенью катионного упорядочения, в основе которых лежит стадия перевода исходных катионов в раствор. Одним из них является золь–гель–процесс, позволяющий создать однородное распределение катионов в геле, а после его сгорания получить шихту, состоящую из гомогенной смеси наноразмерных частиц исходных компонентов [17]. Применительно к ВТСП  $YBaCuO$  основное развитие золь–гель–методики было направлено на синтез образцов с малым размером частиц. Был предложен и апробиро-

ван нитратно–цитратный вариант золь–гель–процесса [18], который в дальнейшем использовался и в других работах [19–21].

В настоящей работе изучено влияние степени однородности объемного распределения Fe на свойства ВТСП  $Y_{1-x}Fe_xBa_2Cu_3O_y$ , допированного железом в диапазоне ( $0 \leq x \leq 0.05$ ). С использованием золь–гель–методики на начальной стадии синтеза получены образцы с высокой степенью однородности, определены их структурные, магнитные и сверхпроводящие характеристики и проведено сравнение с соответствующими характеристиками образцов, полученных твердофазным методом.

## 2. ЭКСПЕРИМЕНТ

Первой стадией синтеза каждого состава серии образцов ВТСП  $Y_{1-x}Fe_xBa_2Cu_3O_y$  ( $YFeBaCuO$ ) ( $x = 0, 0.02, 0.03, 0.05$ ) являлся нитратно–цитратный вариант золь–гель–процесса, позволяющий получить высокоомогенную наноразмерную шихту. По сравнению с более ранними работами с целью улучшения свойств шихты технология её получения была модифицирована. Если в работах [17–19] предварительно высушенный гель (при 80°C) сторал в муфельной печи в процессе нагрева до 520°C, то в настоящей работе выпаривание геля продолжали вплоть до его самовоспламенения. После этого из полученной шихты выжигали остатки сажи при  $T = 600^\circ\text{C}$  (2 суток).

Дальнейший синтез образцов из золь–гель–шихты проводился в атмосфере кислорода в несколько этапов. На первом этапе в результате отжига при  $T = 895^\circ\text{C}$  (48 ч.) в порошке и при  $T = 925^\circ\text{C}$  (24 ч.) в спрессованном виде реакция образования конечного соединения  $YFeBaCuO$  протекала практически полностью. Далее образцы медленно нагревались (скорость  $1^\circ\text{C}/\text{ч.}$ ) до  $T = 955^\circ\text{C}$ , при этом происходил интенсивный рост зерен, а плотность увеличивалась до 93 % от рентгеновской. Насыщение образцов кислородом проводилось путем медленного охлаждения в токе кислорода от 920 до 380°C с последующей выдержкой в течение 20 ч. Общее содержание кислорода во всех образцах, определенное методом йодометрического титрования, составило  $y \approx 6.92 \pm 0.03$ .

Референтная серия образцов тех же составов была получена твердофазным методом. Для достижения фазового равновесия стехиометрическая смесь компонентов  $Y_2O_3$ ,  $Fe_2O_3$ ,  $BaCO_3$  и  $CuO$  отжигалась в несколько стадий в кислородной атмосфере с промежуточным механическим измельчением. Тем-

пературы и времена отжига, применявшиеся при синтезе исследованных образцов, приведены в [16].

Рентгеновские данные получены на дифрактометре Rigaku Smartlab SE ( $K_\alpha$ -излучение Cu) в диапазоне углов  $10^\circ \leq 2\theta \leq 120^\circ$  с интервалом  $0.01^\circ$ . Структурные параметры рассчитывали с помощью программного комплекса FullProf в рамках пространственной группы  $Pm\bar{3}m$ .

Микроструктура образцов исследовалась с применением растрового электронного микроскопа с автоэмиссионным катодом QUANTA 650 FEG. Были сделаны серии микрофотографий различных участков на сколе поликристаллов, после чего проведен их количественный анализ. Каждому кристаллиту на поверхности скола (общее количество которых составляло несколько сотен) ставился в соответствие диаметр круга  $D$ , имеющего площадь, равную видимой площади кристаллита. Далее строилась гистограмма распределения величин  $D$ , рассчитывались параметры соответствующих нормальной  $p_n$  и логарифмической нормальной  $p_{ln}$  функций распределения, средний размер кристаллитов  $D_{ev}$  и дисперсия.

Температура перехода в сверхпроводящее состояние определялась из измерений температурных зависимостей низкочастотной комплексной магнитной восприимчивости (частота переменного магнитного поля 980 Гц, амплитуда  $h = 0.11, 1.0$  и  $3.0 \text{ Э}$ ).

Измерения гистерезиса намагниченности во внешнем поле до 6 Тл выполнены на установке PPMS-9 (Quantum Design). Из величины размаха гистерезиса  $\Delta M$  с помощью формулы модели критического состояния Бина для цилиндрического сверхпроводника [22] рассчитывалась плотность внутрикристаллического критического тока  $J_c$ :

$$J_c = 30 \Delta M / D_{eff}. \quad (1)$$

Данная формула справедлива в области магнитных полей, превышающих примерно вдвое поле первого максимума намагниченности, в которой можно полагать  $|M| \ll H \approx B$ . Входящий в формулу (1) эффективный размер кристаллитов  $D_{eff}$ , определяющий размах гистерезиса намагниченности поликристалла, не совпадает со средним размером и определяется выражением

$$D_{eff} = \int D^3 p_{ln}(D) dD \left[ \int D^2 p_{ln}(D) dD \right]^{-1}. \quad (2)$$

При выводе (2) учтено, что вклад в магнитный момент образца от сверхпроводника с диаметром  $D$  пропорционален  $J_c D^3$ , поэтому основной вклад дают наиболее крупные кристаллиты.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Важным критерием выбора метода синтеза допированного ВТСП  $YBaCuO$  являлась возможность достижения высокой степени однородности распределения примесных атомов по объему образца. На рис. 1 (кривая 2), приведен фрагмент дифрактограммы золь-гель-шихты с достаточно высоким содержанием Fe ( $x = 0.08$ ), который демонстрирует отсутствие рефлексов от каких-либо соединений железа, включая оксид. Кроме того, данная дифрактограмма полностью идентична дифрактограмме шихты без железа (рис. 1, кривая 1). Для сравнения на рис. 1 также приведена дифрактограмма стехиометрической смеси коммерческих реактивов  $Y_2O_3$ ,  $Fe_2O_3$ ,  $BaCO_3$  и  $CuO$ , соответствующей составу с  $x = 0.05$  (кривая 3), на которой хорошо виден пик от оксида железа. Таким образом, в золь-гель-шихте, в отличие от основных компонентов  $Y_2O_3$ ,  $BaCO_3$  и  $CuO$ , не произошла кристаллизация  $Fe_2O_3$ , а железо находится в рентгеноаморфных формах.

В результате проведения высокотемпературных отжигов образцы обеих серий, полученных как с применением золь-гель-процесса, так и твердофазным методом, имели орторомбическую структуру. При этом в содержащих Fe образцах фиксируется небольшое количество примесной фазы  $YBaCuO_2$  (рис. 2). С увеличением  $x$  происходит уширение и

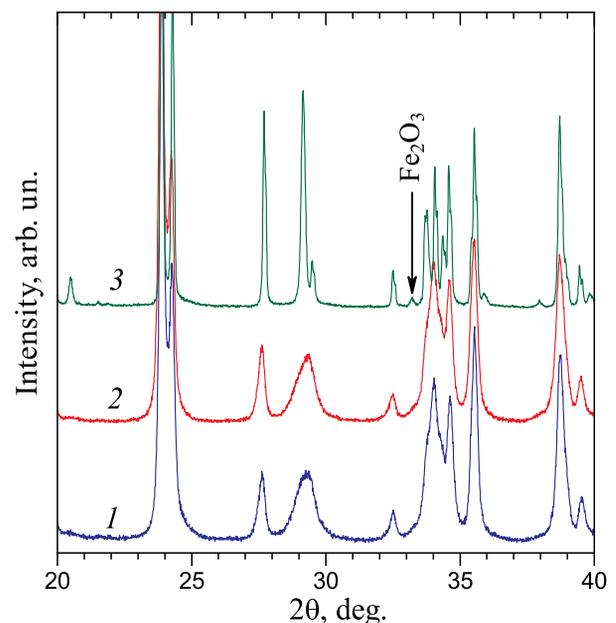


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы золь-гель-шихты для синтеза образцов состава  $YBa_2Cu_3O_y$  (1), состава  $Y_{0.92}Fe_{0.08}Ba_2Cu_3O_y$  (2). Для сравнения приведена дифрактограмма смеси коммерческих реактивов  $Y_2O_3$ ,  $CuO$ ,  $BaCO_3$ ,  $Fe_2O_3$  в соотношении, соответствующем составу  $Y_{0.95}Fe_{0.05}Ba_2Cu_3O_y$  (3). Стрелкой показан пик от  $Fe_2O_3$

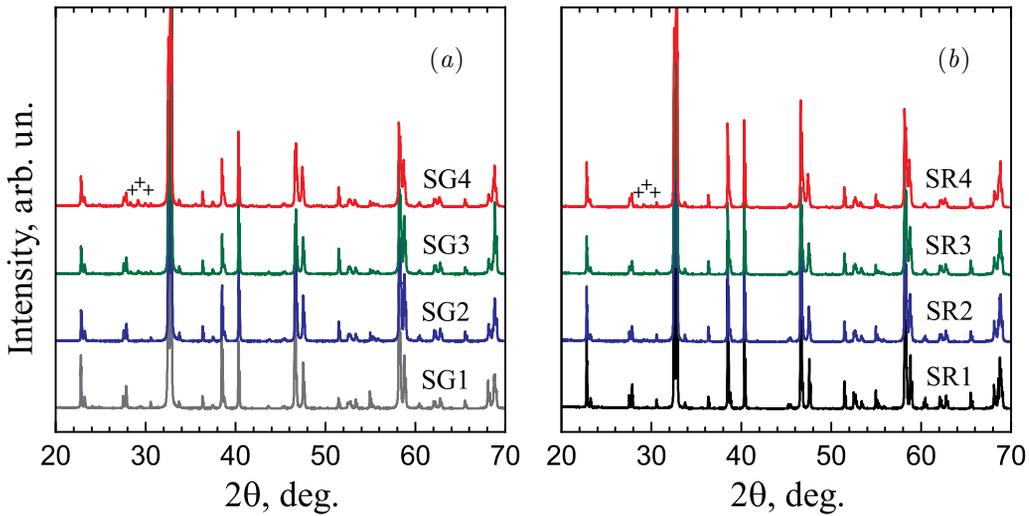


Рис. 2. Рентгенограммы образцов ВТСП  $Y_{1-x}Fe_xBa_2Cu_3O_y$ , синтезированных с применением золь-гель-процесса (а), твердофазным методом (b). Обозначения образцов указаны около кривых. Крестами показаны пики от примесной фазы  $BaCuO_2$

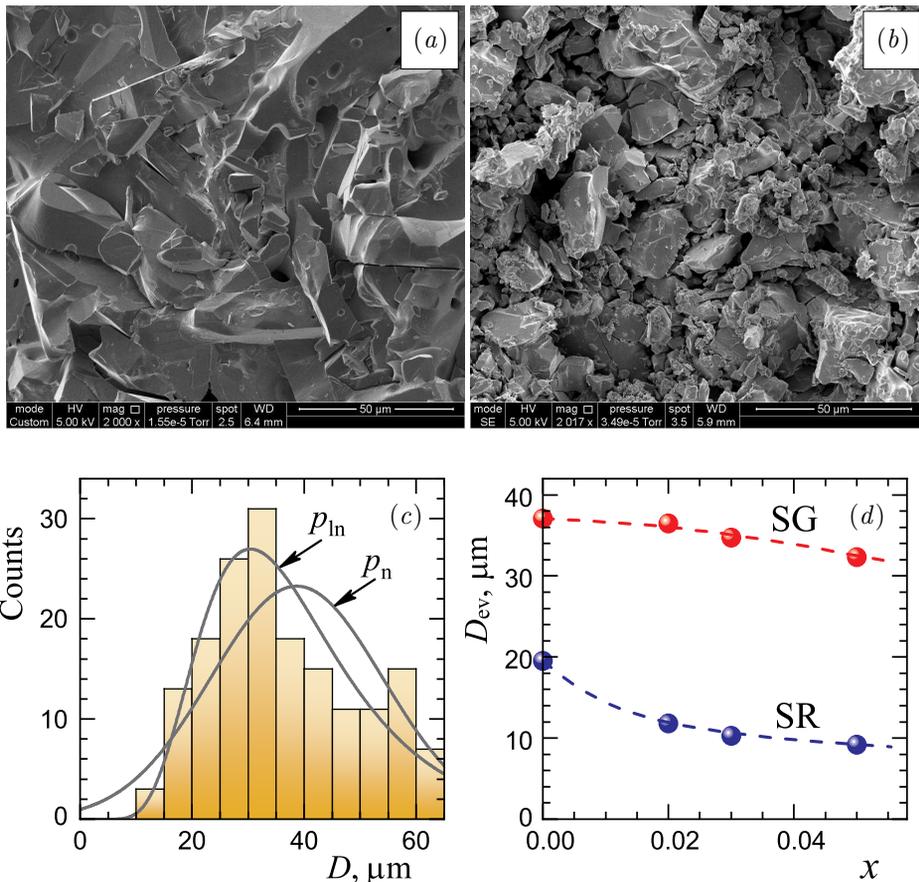
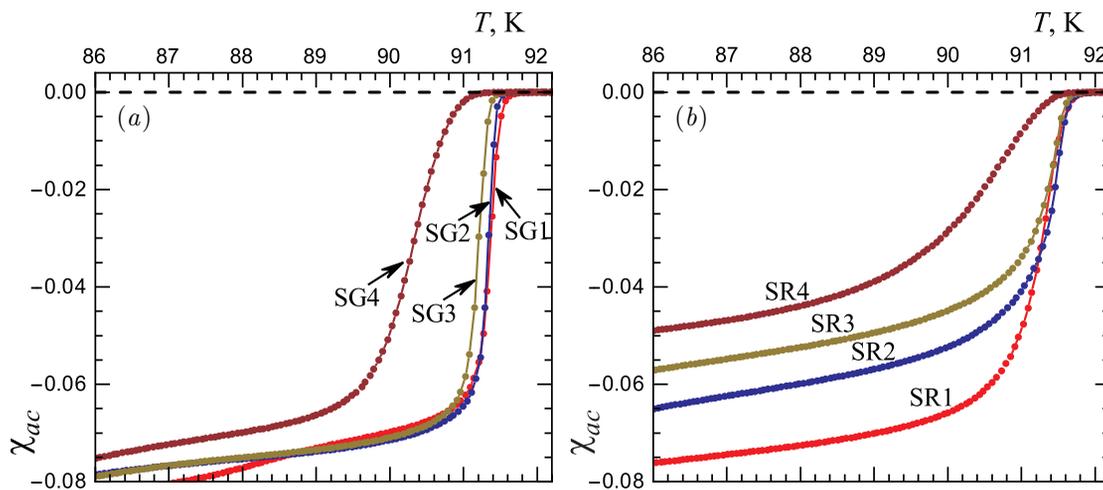


Рис. 3. Микрофотографии образцов ВТСП  $Y_{0.97}Fe_{0.03}Ba_2Cu_3O_y$ , синтезированных с применением золь-гель-процесса (а), твердофазным методом (b) (образцы SG3 и SR3 соответственно). c — Распределение по размерам кристаллитов для образца SG3. Сплошные кривые — соответствующие функции распределения: нормальная ( $p_n$ ) и логнормальная ( $p_{ln}$ ). d — Средний размер кристаллитов в зависимости от содержания железа  $x$ . Обозначения серий образцов указаны около кривых

**Таблица.** Характеристики исследованных образцов  $Y_{1-x}Fe_xBa_2Cu_3O_y$ , синтезированных золь–гель-методом (SG) и твердофазным методом (SR) с различным содержанием железа  $x$ : параметры элементарной ячейки  $a, b, c$ ; объем элементарной ячейки  $V_{cell}$ ; степень ромбического искажения  $\sigma = (b-a)/(b+a)$ ; количество примесной фазы  $BaCuO_2$  (Fract.), температура начала перехода в сверхпроводящее состояние  $T_c$

Образец	$x$	$a, \text{Å}$	$b, \text{Å}$	$c, \text{Å}$	$V_{cell}, \text{Å}^3$	$10^3\sigma$	Fract., wt%	$T_c, \text{K}$
SG1	0	3.8220	3.8875	11.688	173.66	8.5	0	91.6
SG2	0.02	3.8226	3.8840	11.681	173.43	8.0	0.06(1)	91.5
SG3	0.03	3.8244	3.8838	11.681	173.50	7.7	0.15(2)	91.4
SG4	0.05	3.8308	3.8820	11.683	173.74	6.6	4.02(5)	90.9
SR1	0	3.8196	3.8850	11.685	173.40	8.5	0	91.7
SR2	0.02	3.8242	3.8836	11.685	173.52	7.7	0.74(6)	91.7
SR3	0.03	3.8259	3.8825	11.684	173.55	7.3	0.82(8)	91.6
SR4	0.05	3.8317	3.8802	11.684	173.71	6.3	1.46(6)	91.3



**Рис. 4.** Температурные зависимости низкочастотной магнитной восприимчивости (амплитуда переменного магнитного поля 3Э) для образцов ВТСП  $Y_{1-x}Fe_xBa_2Cu_3O_y$ , синтезированных с применением золь–гель-процесса (а), твердофазным методом (б). Обозначения образцов указаны около кривых

смещение дифракционных пиков. Параметры кристаллической решетки, а также весовое количество примесной фазы (Fract.), рассчитанные с помощью программы FullProf в рамках пространственной группы  $P4mm$ , приведены в таблице. При изменении содержания железа изменяются величины решеточных параметров образцов обеих серий, характер этих изменений подобен полученным ранее для структурно неупорядоченных образцов без допирования [23]. Наиболее заметными являются увеличение параметра  $a$  и объема элементарной ячейки  $V_{cell}$ , а также уменьшение степени ромбического искажения  $\sigma = (a-b)/(a+b)$ , при этом влияние метода синтеза оказывается слабым. Наличие монотонных изменений решеточных параметров при изменении  $x$  подтверждает, что Fe входит в структуру ВТСП.

Метод синтеза проявился в явном различии микроструктуры образцов. На рис. 3а,б приведены микрофотографии для образцов SG3 и SR3 с содержанием железа  $x = 0.03$ . Уменьшение количества отжига и промежуточных измельчений при использовании золь–гель-шихты позволяет реализовать более крупные и хорошо оформленные кристаллиты, а плотность этих образцов достигает 93% от рентгеновской. При этом дисперсия по размерам кристаллитов оказывается довольно большой, и, как демонстрирует рис. 3с, для образца SG3 диапазон размеров составляет от 10 до 65 мкм. На этом рисунке приведены также соответствующие функции распределения, наилучшее согласие с экспериментом дает логарифмическая нормальная функция. Величины средних размеров кристаллитов  $D_{ev}$  для всех

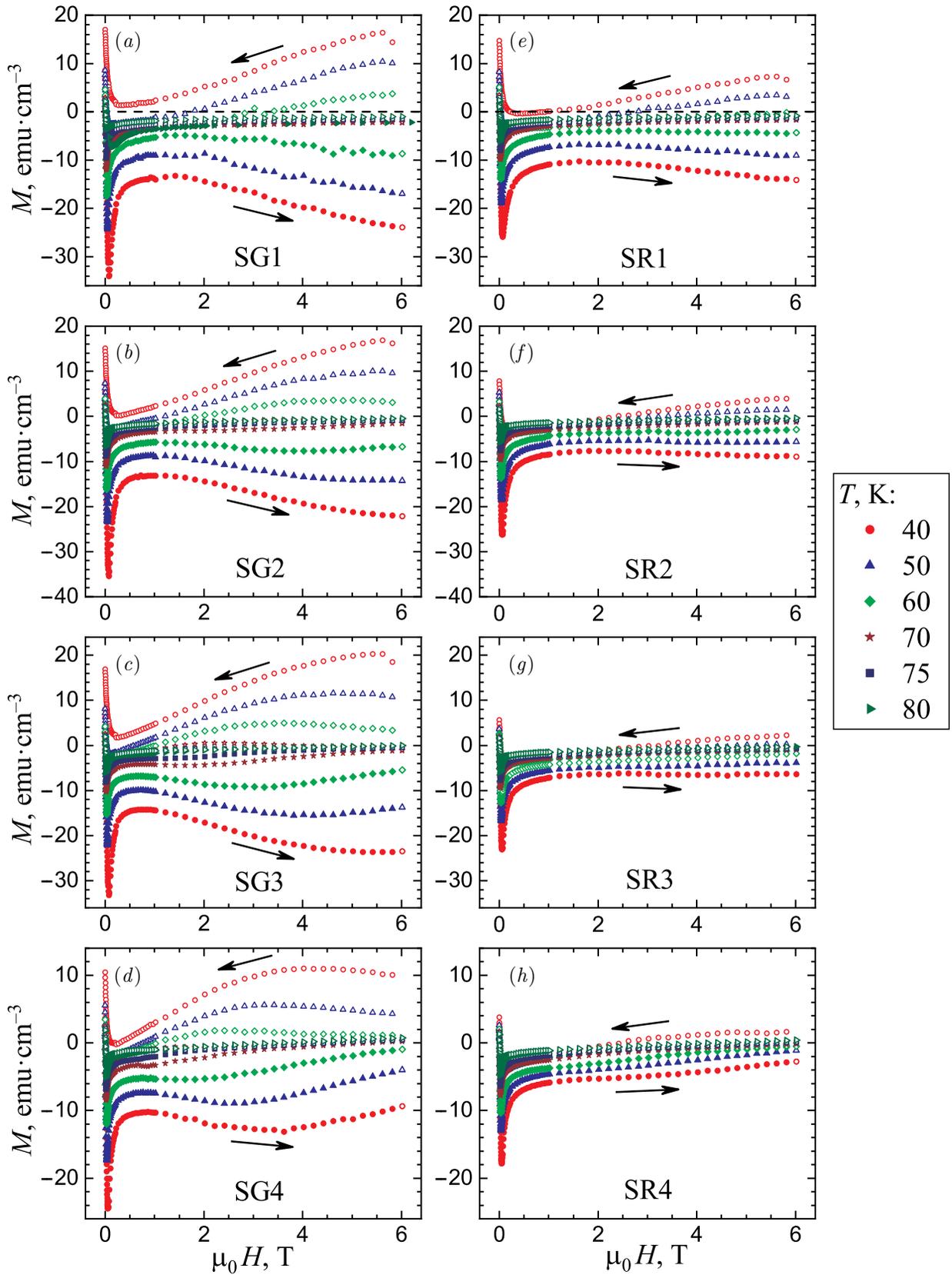
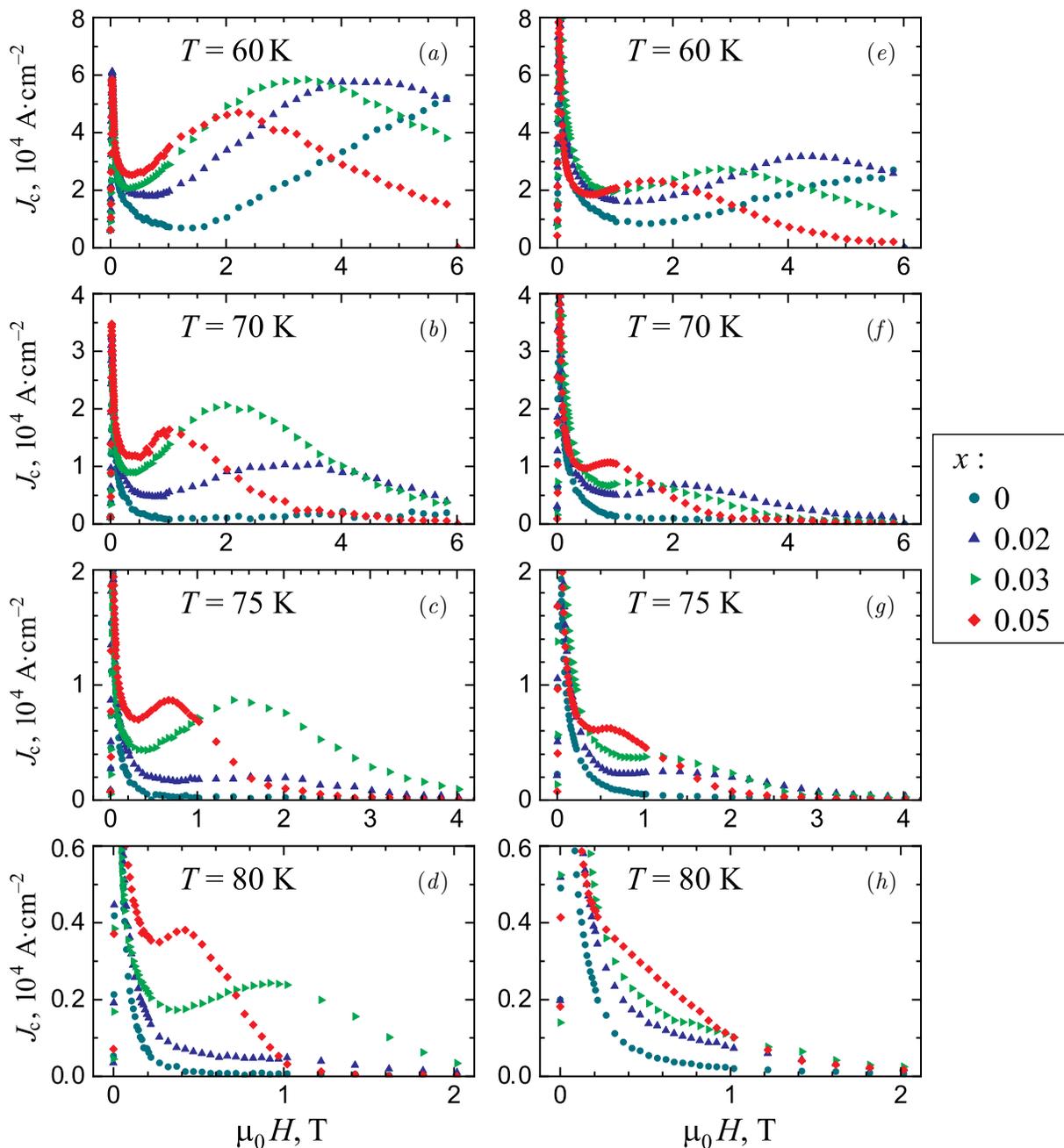


Рис. 5. Полевые зависимости намагниченности образцов ВТСП  $Y_{1-x}Fe_xBa_2Cu_3O_y$  с различным содержанием железа  $x$ , синтезированных с применением золь-гель-процесса (a, b, c, d), твердофазным методом (e, f, g, h). Стрелками показано направление изменения внешнего поля



**Рис. 6.** Полевые зависимости плотности критического тока при температурах  $T = 60, 70, 75$  и  $80$  К для образцов ВТСП  $Y_{1-x}Fe_xBa_2Cu_3O_y$  с различным содержанием железа  $x$ , синтезированных с применением золь–гель-процесса (a,b,c,d), твердофазным методом (e,f,g,h)

образцов, рассчитанные на основе параметров функций распределения, представлены на рис. 3d. Видно, что вследствие применения золь–гель-методики увеличение  $D_{ev}$  составляет от двух до трех раз в зависимости от  $x$ .

Величины  $T_c$ , определенные из измерений температурных зависимостей низкочастотной магнитной восприимчивости, оказываются слабо зависящими от метода синтеза (см. рис. 4 и таблицу). Содержа-

ние железа  $x \leq 0.03$  не влияет на величину  $T_c$ , небольшое уменьшение  $T_c$  происходит при  $x = 0.05$ . При  $x = 0.05$  наблюдается также заметное уширение перехода, свидетельствующее о возрастающей структурной неоднородности. Еще одним результатом является уменьшение эффективного экранируемого объема кристаллитов по мере увеличения  $x$  при твердофазном методе синтеза, который демонстрирует рис. 4b. Анализ равновесных кривых на-

магнитности в больших полях для этих образцов, проведенный в [24], показал, что данный результат не связан с уменьшением объема сверхпроводящей фазы, а является проявлением увеличения магнитной анизотропии кристаллитов. Эффекты влияния допирования Fe ВТСП YBaCuO на величину анизотропии наблюдались также в [25].

Различие в методах синтеза оказало существенное влияние на магнитные свойства в сильном постоянном магнитном поле. В золь-гель-образцах значительно увеличился размах гистерезиса намагниченности  $\Delta M(H)$ , более ярко проявились особенности, связанные с немонотонным поведением полевых зависимостей (см. рис. 5).

С помощью формулы (1) из данных измерения гистерезиса намагниченности рассчитаны полевые зависимости плотности внутрикристаллического критического тока  $J_c$ . Результаты в области температур вблизи температуры кипения жидкого азота, наиболее важной для практических применений, приведены на рис. 6.

Видно, что создаваемые примесным железом центры пиннинга значительно увеличивают  $J_c$  по сравнению с не содержащими железа образцами при обоих методах синтеза. Различие в методе синтеза и, соответственно, в степени пространственного упорядочения атомов замещения, проявилось в больших значениях  $J_c$ , а также в более ярко выраженном втором максимуме на кривых  $J_c(H)$  («пик-эффект») в золь-гель-образцах. Следует отметить, что пик-эффект реализуется также при замещениях в медной и бариевой подрешетках YBaCuO [10, 11, 13], однако в рассматриваемой системе увеличение  $J_c$  при той же степени допирования железом оказывается примерно в пять раз больше. В соответствии с существующими представлениями пик-эффект является следствием взаимодействия вихревой решетки с системой центров пиннинга. Магнитное поле  $H_p$ , в котором  $J_c$  достигает максимума, отвечает фазовому переходу в вихревой решетке [26]. При этом увеличение эффективности взаимодействия вихрей с точечными дефектами как вследствие увеличения их концентрации, так и с ростом температуры, должно приводить к сдвигу величины  $H_p$  в область меньших полей [27]. Именно такой эффект наблюдается в исследованных образцах с различным содержанием Fe (рис. 6).

Важно отметить, что даже при слабом допировании (в несколько процентов) элементарные ячейки с катионным замещением нельзя рассматривать как изолированные с точки зрения формирования сверхпроводящего состояния и эффектов пиннин-

га. Действительно, при  $x = 0.03$  среднее расстояние между такими ячейками составляет величину  $(V_{cell}/x)^{1/3} \approx 1.8$  нм, которая оказывается порядка длины когерентности. Таким образом, формируется наноразмерная система магнитных дефектов, взаимодействие вихрей с которой имеет коллективный характер и оказывается чувствительным к степени упорядочения катионов замещения.

#### 4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведен синтез двух серий ВТСП  $Y_{1-x}Fe_xBa_2Cu_3O_y$  ( $0 \leq x \leq 0.05$ ), различающихся методом получения исходной шихты и последующих высокотемпературных отжигов. В первой серии применялась золь-гель-технология на начальном этапе, во второй использовалась смесь коммерческих реактивов. Применение золь-гель-процесса позволило уменьшить количество, температуры и время отжигов и реализовать образцы с существенно лучшими структурными и физическими характеристиками. Проведен комплекс рентгеновских, электронно-микроскопических и магнитных исследований, определено влияние метода синтеза на свойства образцов. Показано, что золь-гель-процесс позволил получить высокоплотные крупнокристаллические образцы (плотность достигает 93% от рентгеновской) с более однородным распределением атомов замещения. В результате уменьшился температурный интервал перехода в сверхпроводящее состояние, увеличился размах магнитного гистерезиса намагниченности, более ярко проявились эффекты немонотонного поведения намагниченности.

Пространственно-однородное распределение центров пиннинга, создаваемых атомами замещения в золь-гель-образцах, проявляется в увеличении плотности критического тока и в более ярко выраженном характере второго максимума в поле  $H_p$  на полевых зависимостях внутрикристаллического критического тока. Зависимость  $H_p$  от степени допирования позволяет проводить выбор оптимального состава ВТСП-материалов на основе YBaCuO с целью достижения максимального критического тока при заданных физических условиях (температура и магнитное поле) практического применения.

**Благодарности.** Измерения магнитных свойств при низких температурах и в сильных магнитных полях выполнены на оборудовании ЦКП ФМИ ИОНХ РАН. Микрофотографии получены с помощью сканирующего электронного микроскопа в ЦКП ФМИ ИФХЭ РАН.

**Финансирование.** Работа выполнена за счет субсидии Министерства науки и высшего образования России, выделенной ФИЦ ХФ РАН на выполнение государственного задания по теме «Наноструктурированные системы нового поколения с уникальными функциональными свойствами» (№ 122040500071-0).

## ЛИТЕРАТУРА

- G. V. M. Kiruthika, K. V. Govindan Kutty, and U. V. Varadaraju, *Solid State Ionics* **110**, 335 (1998).
- A. V. Shlyakhtina, N. V. Lyskov, A. N. Shchegolikhin, S. A. Chernyak, A. V. Knotko, I. V. Kolbanev, and L. G. Shcherbakova, *Ceram. Int.* **46**, 17383 (2020).
- Е. Д. Политова, Г. М. Калева, А. В. Мосунов, С. Ю. Стефанович, Е. В. Ключкина, Е. А. Беспалова, А. В. Лопатин, Н. М. Метальников, М. Э. Сапрыкин, А. Б. Логинов, И. В. Оразов, Б. А. Логинов, *Неорган. матер.* **58**, 1377 (2022).
- J. Ma, K. Chen, C. Li, X. Zhang, and L. An, *Ceram. Int.* **47**, 24348 (2021).
- J. Zhang, S. Liu, Z. Tian, Y. Zhang, and Z. Shi, *Materials* **16**, 2214 (2023).
- J. Mrázek, S. Kamrádková, J. Buršík, R. Skála, I. Bartoň, P. Varák, Y. Baravets, and O. Podrazký, *J. Sol-Gel Sci. Technol.* **107**, 320 (2023).
- B. Keimer, S. A. Kivelson, M. R. Norman, S. Uchida, and J. Zaanen, *Nature* **518**, 179 (2015).
- Л. Г. Мамсурова, К. С. Пигальский, Н. Г. Трусевич, А. А. Вишнёв, М. А. Рогова, С. Ю. Гаврилкин, Ф. Ю. Цвечков, *Письма в ЖЭТФ* **102**, 752 (2015).
- J. Shimoyama, Y. Tazaki, Y. Ishii, T. Nakashima, S. Horii, and K. Kishio, *J. of Phys.: Conf. Series* **43**, 235 (2006).
- Y. Ishii, J. Shimoyama, Y. Tazaki, T. Nakashima, S. Horii, and K. Kishio, *Appl. Phys. Lett.* **89**, 202514 (2006).
- K. Rogacki, B. Dabrowski, and O. Chmaissem, *Phys. Rev. B* **73**, 224518 (2006).
- A. Los, B. Dabrowski, and K. Rogacki, *Cur. Appl. Phys.* **27**, 1 (2021).
- R. F. Lopes, V. N. Vieira, F. T. Dias, P. Pureur, J. Schaf, M. L. Hneda, and J. J. Roa, *IEEE Trans.: Appl. Supercond.* **26**, 8002004 (2016).
- F. Minghu, C. Meng, J. Zhengkuan, and Z. Qirui, *Jpn. J. Appl. Phys.* **33**, 3892 (1994).
- D. M. Gokhfeld, D. A. Balaev, I. S. Yakimov, M. I. Petrov, and S. V. Semenov, *Ceram. Inter.* **43**, 9985 (2017).
- K. S. Pigalskiy, A. A. Vishnev, N. N. Efimov, A. V. Shabatin, and L. I. Trakhtenberg, *Curr. Appl. Phys.* **41**, 116 (2022).
- M. Kakihana, *J. Sol-Gel Sci. Technol.* **6**, 7 (1996).
- R. S. Liu, W. N. Wang, C. T. Chang, and P. T. Wu, *Jpn. J. Appl. Phys.* **28**, L2155 (1989).
- E. Blinov, V. G. Fleisher, H. Huhtinen, R. Laiho, E. Lähderanta, P. Paturi, Yu. P. Stepanov, and L. Vlasenko, *Supercond. Sci. Technol.* **10**, 818 (1997).
- J. Raittila, H. Huhtinen, P. Paturi, and Yu. P. Stepanov, *Physica C* **371**, 90 (2002).
- Л. Г. Мамсурова, Н. Г. Трусевич, А. А. Вишнёв, К. С. Пигальский, Л. И. Трахтенберг, *Хим. физика* **39**, 66 (2020).
- J. R. Clem and V. G. Kogan, *Jap. J. Appl. Phys.* **26**, 1161 (1987).
- А. М. Балагуров, Л. Г. Мамсурова, И. А. Бобринков, То Тхань Лоан, В. Ю. Помякушин, К. С. Пигальский, Н. Г. Трусевич, А. А. Вишнев, *ЖЭТФ* **141**, 1144 (2012).
- K. S. Pigalskiy, N. N. Efimov, P. N. Vasilyev, A. A. Vishnev, and L. I. Trakhtenberg, *Physica C* **612**, 1354318 (2023).
- T. Ugawa, S. Horii, T. Maeda, M. Haruta, and J. Shimoyama, *Physica C* **494**, 41 (2013).
- Y. Paltiel, E. Zeldov, Y. N. Myasoedov, H. Shtrikman, S. Brattacharya, M. J. Higgins, Z. L. Xiao, E. Y. Andrei, P. L. Gammel, and D. J. Bishop, *Nature* **403**, 398 (2000).
- G. P. Mikitik and E. H. Brandt, *Phys. Rev. B* **64**, 184514 (2001).