

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

УДК 538.945

ВЫСОКОПОРИСТЫЕ СВЕРХПРОВОДНИКИ: СИНТЕЗ, ИССЛЕДОВАНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ

© 2020 г. Д. М. Гохфельд^{a, b}, М. Р. Коблишка^c, А. Коблишка-Венева^c

^aИнститут физики им. Л.В. Киренского ФИЦ КНЦ СО РАН, ул. Академгородок, 50/38, Красноярск, 660036 Россия

^bСибирский Федеральный Университет, пр. Свободный, 79, Красноярск, 660041 Россия

^cЛаборатория сверхпроводящих материалов, Департамент материаловедения и инженерии,
Институт технологии Шибуре, Токио, 135-8548 Япония

*e-mail: gokhfeld@iph.krasn.ru

Поступила в редакцию 01.06.2020 г.

После доработки 06.06.2020 г.

Принята к публикации 09.06.2020 г.

Представлен обзор исследований сверхпроводников с пористостью выше 50%. Поры в таких сверхпроводящих материалах обеспечивают проникновение хладагента, эффективный отвод тепла и стабильное функционирование. Описаны методики синтеза основных групп пористых сверхпроводников. Приведены результаты исследования структурных, магнитных и электротранспортных свойств и рассмотрены особенности протекания тока через пористые сверхпроводники различных типов. Представлены направления дальнейших разработок и применений пористых сверхпроводников.

Ключевые слова: YBCO, Bi2223, Bi2212, MgB₂, синтез, пористость, пена, поликристалл, полотно, губка, пиннинг, критический ток, перколяция, намагниченность

DOI: 10.31857/S0015323020100058

ВВЕДЕНИЕ

Успехи в повышении критической температуры и критического тока открывают новые пути для широкого применения сверхпроводников. Прогресс в создании сверхпроводящих сильноточковых устройств опирается на теоретические исследования закрепления вихрей Абрикосова на искусственных центрах пиннинга [1]. Современные сверхпроводящие провода способны передавать до 500 А/см на единицу ширины при температуре 77 К [2], а массивные сверхпроводники удерживают магнитное поле до 18 Тл [3–5]. Разработка новых технологий синтеза и создание новых форм сверхпроводящих материалов являются перспективными задачами, даже если они не ведут к увеличению критической температуры и критического тока. Поиск новых форм привел к появлению пористых сверхпроводников (ПС). Основной особенностью этой формы является открытая пористая структура.

При импульсном намагничивании и при протекании больших токов в сверхпроводнике могут возникать области разогрева, горячие точки [6, 7]. Если отток тепла недостаточен, то такие области разогрева распространяются, что приводит к повышению температуры и разрушению сверхпроводящего состояния во всем объеме. Беспере-

бойное функционирование сверхпроводящих устройств требует постоянного отвода выделяющегося тепла. Для эффективного охлаждения необходимо, чтобы жидкий или газообразный хладагент проникал вглубь образца [8]. Доступ хладагента вглубь материала возможен при наличии открытых макроскопических пор [9, 10], т.е. пор с размерами более 50 нм [11]. Таким образом, важное преимущество ПС – это большая удельная поверхность, обеспечивающая возможность эффективного охлаждения и предотвращения роста горячих точек.

При создании ПС доступно масштабирование, т.е. возможность создания объектов различных размеров [12]. Синтез объемных сверхпроводящих образцов с размерами более 5–10 см затруднителен из-за проблем с растрескиванием и неравномерным распределением химических элементов. Для высокотемпературных сверхпроводников (ВТСП) обычной проблемой также является неравномерное насыщение кислородом в объеме. Для материалов с макроскопическими порами эти проблемы снимаются, и ПС могут иметь большие размеры.

Впервые пористые материалы YBa₂Cu₃O_{7-δ} (YBCO) со структурой пены были получены в начале двухтысячных годов [13]. Это открытие вы-

звало волну работ по созданию новых сверхпроводящих материалов с макропорами. Краткий обзор экспериментальных работ, посвященных исследованиям пористых ВТСП, был сделан в работе [12]. В предлагаемом обзоре мы расширяем круг рассматриваемых ПС и проводим анализ различий и общих черт их структурных, магнитных и электротранспортных характеристик.

ТРАЕКТОРИИ ПРОТЕКАНИЯ ТОКОВ В ПОРИСТЫХ СВЕРХПРОВОДНИКАХ

Для анализа тепловых и механических свойств пористых материалов применялись различные модели структуры [14–23]. Формы структурных элементов (перемычек между порами) и способ их упаковки определяют реализующуюся структуру пористого материала [24]. Структурные элементы образуют перколяционную систему. В пористых сверхпроводниках формируются сверхпроводящие кластеры, обеспечивающие протекание электрического тока, и кластеры пор, по которым может протекать хладагент. Сосуществование различных типов перколяции (полихроматическая перколяция [25]) является важным для практических применений свойством ПС.

Траектории протекания токов в ПС более разветвленные и запутанные, чем в плотных объемных сверхпроводниках, а картина циркуляции токов сложнее [26–28]. ПС внутренне неоднородны на разных масштабах. Разветвленная картина гранул, пор и кластеров пористых материалов может быть охарактеризована значением фрактальной размерности [11, 29, 30]. Фрактальная размерность пор D связана с пористостью ϕ соотношением $\phi = 1 - (r_{\min}/r_{\max})^{3-D}$ [31], где r_{\min} и r_{\max} – это минимальные и максимальные радиусы пор, для которых проводится размерный анализ. Учет фрактальной размерности структурных элементов использовали в ряде работ [32–35] для описания протекания жидкостей через пористые среды. Тепловая и электрическая проводимость пористых сред также зависит от фрактальной размерности [36]. В неоднородных сверхпроводниках фрактальная размерность границ, разделяющих сверхпроводящие области и поры, влияет на пиннинг, крип магнитного потока и электротранспортные свойства [27, 37, 38].

Влияние пористости образцов на их критический ток рассматривалось в работах [39–41]. Из-за наличия пор эффективное сечение для протекания тока в ПС меньше, чем в сверхпроводнике без пор. При увеличении пористости происходит резкое уменьшение площади участков соприкосновения гранул и, соответственно, значительное уменьшение плотности критического тока, протекающего через ПС.

При описании магнитных и электротранспортных свойств ПС используется модель двухуровневого сверхпроводника [42–48]. Неоднородные и поликристаллические сверхпроводники рассматриваются в модели как джозефсоновская среда [49–51], состоящая из сверхпроводящих областей и связующих их слабых связей. За диссипацию энергии в слабых магнитных полях ответственна подсистема слабых связей, а диссипация в сильных магнитных полях происходит в подсистеме сверхпроводящих областей. В магнитных полях H меньше критического поля джозефсоновской среды H_{cJ} поликристаллический сверхпроводник ведет себя как однородный сверхпроводник, с плотностью критического тока, равной критической плотности межгранульного тока J_{cJ} . Магнитный поток начинает проникать в межгранульные границы при $H > H_{cJ}$ [52]. В полях выше ~ 0.01 Тл магнитные свойства образца определяются в основном намагниченностью гранул [53]. Как правило, внутригранульная плотность критического тока на несколько порядков превышает J_{cJ} [54].

При увеличении температуры или магнитного поля происходит уменьшение критических значений и внутригранульных и межгранульных токов, но соответствующие функциональные зависимости критических токов этих подсистем отличаются, так как связаны с разными физическими процессами [48, 55]. Критическая плотность J_{cJ} определяется параметрами межгранульной границы и взаимной ориентацией анизотропных гранул [44]. Также на межгранульный ток влияет пиннинг магнитного потока в сверхпроводящих контурах вокруг пор [51, 56, 57]. Внутригранульные токи контролируются закреплением магнитного потока на внутренних и поверхностных центрах пиннинга [1]. Незатухающие токи в поликристаллическом сверхпроводнике могут циркулировать по двум типам замкнутых траекторий. Траектория первого типа захватывает весь образец, и радиус циркуляции тока R_c равен радиусу образца. Ток с плотностью J_{cJ} циркулирует по периметру образца через гранулы и межгранульные границы, пока значение магнитного поля меньше H_{cJ} . При $H > H_{cJ}$ токи циркулируют внутри сверхпроводящих гранул, и масштаб циркуляции меньше размера образца [55, 58, 59], соответствуя усредненному размеру гранул или кластеров, образованных несколькими спаянными гранулами. Таким образом, значение циркуляционного радиуса R_c определяется и структурой материала, и внешними условиями.

Для определения усредненной плотности критического тока J_c из магнитных измерений используется формула Бина $J_c(H) = \Delta M(H)/kR_c$, где ΔM – это высота петли гистерезиса в единицах А/м, коэффициент k зависит от геометрической формы образца, для поликристаллических образцов при-

нимается $k = 2/3$. ΔM во внешнем магнитном поле H определяется как $\Delta M(H) = M\downarrow(H) - M\uparrow(H)$, где $M\uparrow(H)$ – значения намагниченности при увеличении H , $M\downarrow(H)$ – при уменьшении H . Корректность определения J_c требует правильного выбора величины R_c . Для поликристаллических сверхпроводников использование радиуса образца в качестве величины R_c зачастую приводит к значительной недооценке величины J_c .

Метод определения масштаба циркуляции тока был предложен в работе [59]. Этот метод применим для сверхпроводящих монокристаллов и пленок с малой толщиной t , такой что $R_c/t > 2$. Размагничивающий фактор образцов, зависящий от отношения R_c/t , влияет на наклон линейного участка зависимости $M\downarrow(H)$, появляющегося сразу после переключения внешнего поля от увеличения к уменьшению. Радиус циркуляции определяется из уравнения $dM\downarrow(H)/dH = \pi(R_c/t)[\ln(8R_c/t) - 0.5]^{-1}$.

Для образцов с пренебрежимо малым размагничивающим фактором ($R_c/t \ll 1$) и поликристаллических сверхпроводников в работе [60] предложено следующее выражение для определения масштаба циркуляции тока:

$$R_c = \lambda(T) [1 - (\Delta M(H_p)/2 |M\uparrow(H_p)|)^{1/3}]^{-1}, \quad (1)$$

где λ – глубина проникновения магнитного поля исследуемого сверхпроводника при температуре измерения, значения $M\uparrow$ и ΔM определяются при $H = H_p$.

СИНТЕЗ ПОРИСТЫХ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛОВ

Сверхпроводящие материалы с макропорами могут быть получены с помощью различных методик. Синтезированные ранее ПС можно разделить на несколько групп, отличающихся способами получения и структурными особенностями. К настоящему времени известны пены, пористые поликристаллы, губки и полотна.

Синтез сверхпроводящих пен YBCO проводили в два этапа [13, 61]. На первом этапе изготавливали пену Y_2BaCuO_5 (Y211) [62]. Использована стандартная технология производства керамической пены, включающая пропитку полиуретановой пены водной суспензией порошка Y211 и последующий отжиг. На втором этапе применяли метод “затравка над расплавом” (top-seed growth, TSG). На поверхность пены помещали зародышевый кристалл $NdBa_2Cu_3O_{7-\delta}$. Пена Y211 пропитывалась расплавом смеси купрата бария и оксида меди [63], и происходил процесс кристаллизации в фазу YBCO, повторяющую структуру первоначальной пены. Пористость полученной пены YBCO устанавливается структурой полиуретановой пены, использованной на первом этапе синтеза.

Пористые поликристаллы имеют рыхлую структуру и вмещают значительное число пор между кристаллитами. Но кристаллиты в этих материалах такие же, как и в объемных поликристаллических сверхпроводниках. Пористые поликристаллы $(Bi,Pb)_2Sr_2Ca_2Cu_3O_{10}$ (Bi2223) изготавливали отжигом смеси порошков Bi2223 и $CaCO_3$ [64, 65]. Как прекурсор использовали поликристаллический сверхпроводник номинального состава $Bi_{1.8}Pb_{0.3}Sr_{1.9}Ca_2Cu_3O_{10}$, приготовленный из соответствующих оксидов и карбонатов Bi_2O_3 , PbO , $SrCO_3$, $CaCO_3$ по стандартной методике твердофазного синтеза [66]. Из смеси размолотого Bi2223 и $CaCO_3$ прессуются таблетки диаметром 20 мм и высотой 4–5 мм. Высокопористые образцы получаются при отжиге таблеток в течение 400 часов при температуре 820°C. Плотность полученных образцов составляла от 1.55 до 2.26 г/см³, т.е. 26–38% от теоретической плотности Bi2223. Пористостьготавливаемых образцов регулировали удельной долей прекурсора $CaCO_3$.

Пористые поликристаллы MgB_2 изготавливали отжигом смеси порошков MgB_2 и Mg при температуре 900°C в атмосфере He с давлением 1.5–1.7 бар [67, 68]. Полученные образцы обладали пористостью от 30 до 84%. Пористость регулировали удельной долей Mg.

Пористые поликристаллы YBCO были приготовлены отжигом смеси частиц YBCO и сахара [69, 70]. Пористость зависит от удельной доли сахара.

Сверхпроводящие губки образованы переплетающимися сверхпроводящими волокнами. Губки синтезируются на основе различных биополимеров и могут повторять структуру использованных биополимеров. Для синтеза сверхпроводящих губок используется золь–гель процесс. Исследовали губки из YBCO, приготовленные отжигом застывшей смеси полисахарида декстрана и водного раствора нитратов иттрия, бария и меди [71–78]. Также губки YBCO изготавливали с использованием хитозана [77, 79], биогенного арагонита (кости каракатицы) [80], оксида графена [81], альгиновой кислоты [82], олигосахаридов [83], ксилана [84]. Создание подобных губок возможно на основе биополимеров, замещаемых Bi2223 [85]. Повидимому, удельная доля полимера в начальной смеси влияет на пористостьготавливаемой сверхпроводящей губки.

Полотно (nonwoven fabric) это войлокоподобный материал, похожий на пористые губки, но образованный спутанными сверхпроводящими нанонитями. Полотно из нанонитей $Bi_2Sr_2CaCu_2O_8$ (Bi2212) изготавливали методом электропрядения (ЭП) [86, 87]. Использовали раствор ацетатов Bi, Sr, Ca и Cu, взятых в молярном соотношении $Bi : Sr : Ca : Cu = 1 : 1 : 1 : 2$, в пропионовой кислоте с добавлением поливинилпирролидона для увеличения вязкости. При электропрядении проис-

ходило образование нанонитей при пропускании электрического разряда через каплю раствора. Спутывающиеся нанонити формировали полотно. В заключение полотно выдерживали при 800°C в атмосфере чистого O₂. Материал имеет высокопористую структуру, плотность полотна равна 0.05 г/см³, что составляет всего лишь 0.72% от теоретической плотности Bi2212.

Подобная технология использована для синтеза полотен из нанонитей YBCO [88–90] и нанонитей LSCO [91, 92]. Аналогичные полотна Bi2212 были получены с добавлением Pb [87]. Допирование литием позволяет уменьшить температуру синтеза полотен Bi2212 [93]. Сверхпроводящие полотна YBCO [94, 95] и Bi2212 [96] с похожей структурой были получены методом аэродинамического формования из расплава (АФР). Полученные с помощью ЭП или АФР полотна чрезвычайно рыхлые, их пористость составляет до 99.9%. Уменьшение пористости полотен возможно при дополнительной обработке материала, например, при прессовании и текстурировании.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ПОРИСТЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ

На рис. 1 представлены характерные изображения некоторых ПС. Пены YBCO обладают ячеистой структурой с крупными порами (рис. 1а). В центральной области образца на рис. 1а виден остаток зародышевого кристалла. На рис. 1б и рис. 1в приведены изображения сканирующей электронной микроскопии пористого поликристалла Bi2223 и полотна Bi2212, демонстрирующие рыхлую структуру этих материалов.

Средние размеры пор в исследованных ПС (табл. 1) определены из СЭМ изображений (сканирующая электронная микроскопия) для ПС с порами менее 100 мкм и оптических снимков для ПС с порами более 100 мкм. Исследованные материалы можно разделить на три группы, отличающиеся средним размером пор d_p : 1) крупные поры, $d_p \sim 1$ мм (пены и поликристаллы YBCO); 2) средние поры, $d_p \sim 1–100$ мкм (пористые поликристаллы Bi2223 и MgB₂ и губки, синтезированные на основе биополимеров); 3) малые поры, $d_p \sim 1$ мкм (полотна YBCO, Bi2212, LSCO). Также в табл. 1 приведены средние размеры кристаллитов d_s в исследованных образцах.

Кристаллическая ориентация и распределение фаз в ПС исследовали с помощью дифракции отраженных электронов (ДОЭ) [97]. ДОЭ входит в набор функций установок сканирующей электронной микроскопии и позволяет измерять ориентацию кристаллов с относительно высоким пространственным разрешением. Измерения ДОЭ, выполненные на сечениях перемычек пены YBCO [98, 99], показывают, что практически вся фаза Y211 конвертировалась в YBCO. Лишь ми-

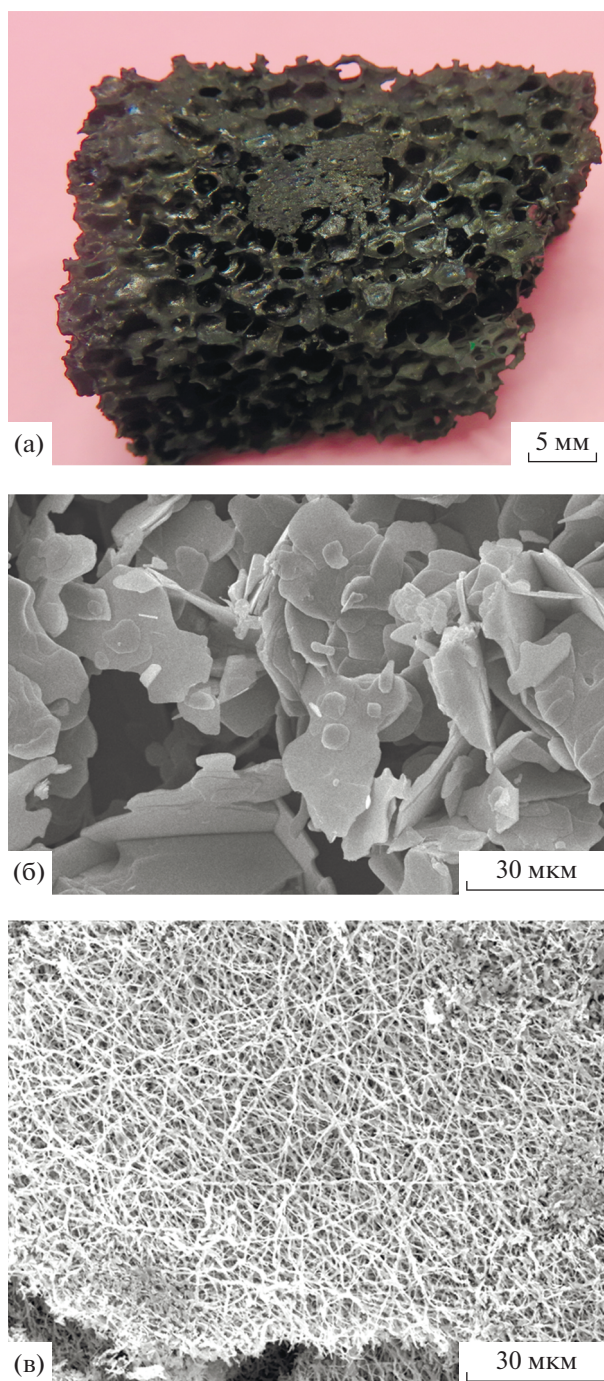


Рис. 1. Фотография пены YBCO (а), микрофотографии пористого поликристалла Bi2223 (б) и полотна Bi2212 (в).

ниатюрные частицы Y211 распределяются вдоль характеристических граней. Ориентация матрицы YBCO в каждой перемычке соответствует геометрическому положению перемычки в пене. Таким образом, в отличие от монокристалла YBCO, перемычки не следуют доминирующему направлению (0 0 1), но ориентированы различно.

Таблица 1. Параметры структуры (максимальная пористость, средний размер пор d_p и размер кристаллитов d_s), высота магнитного гистерезиса ΔM при $H = 0$ и критическая температура T_c

Материал		Синтез	Пористость, %	d_p , мкм	d_s , мкм	ΔM , А м/кг	T_c , К
Пена YBCO		TSG, Y211 пена [13]	70–80	300–1300	100	20*	91
Поликр.	YBCO	YBCO + сахар [69, 70]	60	100–1000	100–800	–	93
	Bi2223	Bi2223 + CaCO ₃ [64]	74	1–10	10	50**, 2*	110
	MgB ₂	MgB ₂ + Mg [67]	84	1–10	1–10	10***	38
Губка YBCO		Золь–гель [71, 79]	–	1–100	0.1–1	20**, 1*	75–93
Полотно	YBCO	ЭП [88, 89], АФР [94]	–	1–2	0.2–0.6	–	92–93
	Bi2212	ЭП [86, 87], АФР [96]	99.9	1–2	0.32	2**	75–84
	LSCO	ЭП [91, 92]	–	1	0.12	–	19

* При $T = 77$ К.** При $T = 10$ К.*** При $T = 20$ К.

Из-за зарядовых эффектов, ограничивающих пространственное разрешение, стандартная методика ДОО не подходит для исследования мельчайших (~10–50 нм) частиц Y211 в YBCO-фазе. Эта проблема решается с помощью недавно развитой методики просвечивающей ДОО, которая обеспечивает разрешение до 10 нм даже в керамических материалах [100]. Благодаря просвечивающей ДОО становится возможным определять ориентацию кристаллитов в нанонитях, полученных с помощью ЭП или АФР [101].

Для пористых поликристаллов Bi2223 из микрофотографий методом покрытия квадратами определяли фрактальную размерность границ пор и гранул [27, 102]. Фрактальная размерность границ на плоскости может иметь значения от 1 (гладкие границы и узкое распределение размеров пор) до 2 (максимальная извилистость и широкое распределение пор по размеру). Полученное значение фрактальной размерности ≈ 1.8 говорит о сильной извилистости границ пор и присутствии как очень малых, так и очень больших пор.

Необходимо отметить, что структура ПС исследована недостаточно подробно по сравнению с другими пористыми материалами [8, 11]. Новая информация об особенностях структуры ПС и формировании сквозного кластера пор может быть получена при помощи рентгеновской компьютерной томографии [103], ядерного магнитного резонанса, ртутной порометрии и порометрии капиллярного потока [104, 105].

НАМАГНИЧЕННОСТЬ И ТОКИ В ПОРИСТЫХ СВЕРХПРОВОДНИКАХ

Влияет ли высокая пористость на магнитные и электротранспортные свойства сверхпроводников? Особенности пиннинга магнитного потока

исследованы в YBCO пенах [28, 39, 99, 106–111], полотнах Bi2212 [87, 93, 109, 112–115], пористых поликристаллах Bi2223 [64, 116–120] и MgB₂ [67]. Для полотен YBCO, пористых поликристаллических YBCO и полотен LSCO в опубликованных статьях результаты магнитных измерений не представлены. Однако можно предположить, что рассматриваемые здесь магнитные характеристики характерны для всех ПС.

Для большинства созданных высокопористых сверхпроводников измерены петли гистерезиса намагниченности в разных температурах. Магнитный гистерезис пористых сверхпроводников (рис. 2а) имеет такие же особенности, что и типичные петли гистерезиса поликристаллических сверхпроводников. К таким особенностям относится увеличивающаяся при росте температуры асимметрия петли относительно оси $M = 0$. Такая асимметрия вызвана вкладом от равновесной намагниченности поверхности гранул [44, 121, 122]. Другой особенностью является наличие поля необратимости H_{irr} , при $H = H_{irr}$ сливаются ветви петли $M \uparrow(H)$ и $M \downarrow(H)$. Для показанного на рис. 2а магнитного гистерезиса пористого поликристалла Bi2223 [117, 120] поле необратимости равно 5 Тл при $T = 40$ К. С ростом T величина H_{irr} уменьшается, при $T = 80$ К зависимость $M(H)$ необратимая только в интервале полей от -0.15 до 0.15 Тл.

Наблюдаемая асимметрия петли гистерезиса намагниченности позволяет определить масштаб циркуляции тока. Используя формулу (1) для магнитного гистерезиса при $T = 4.2$ К (рис. 2а), оцениваем $\lambda/R_c \approx 0.03$. Глубина проникновения магнитного поля λ для Bi2223 равна 150 нм [54, 123], следовательно $R_c \sim 5$ мкм. Такой масштаб соответствует размеру кристаллитов Bi2223 в ab плоскости. Полученное значение R_c подтверждает, что в сильных

магнитных полях циркуляция токов происходит в *ab* плоскостях кристаллитов.

Общая намагниченность поликристаллического образца вдоль направления внешнего поля является проекцией от магнитных моментов, создаваемых циркулирующими токами во всех кристаллитах. Пропорциональность между ΔM и величиной циркулирующего тока позволяет определять плотность критического тока из магнитного гистерезиса с помощью формулы Бина. При этом для определения значений ΔM в единицах А/м следует использовать физическую плотность кристаллитов, а не плотность пористого материала.

Для пористого поликристалла Bi2223 и полотно Bi2212 плотность критического тока, определенная из петель гистерезиса намагниченности, уменьшается с ростом магнитного поля как $J_c(H) \sim H^{-\alpha}$ (рис. 2б). При использовании модифицированной зависимости $J_c(H)$ [122] получено значение коэффициента $\alpha \approx 0.6$ для ПС Bi2223 и Bi2212 во всех температурах [112, 113]. Зависимости силы пиннинга F_p от магнитного поля, определенные по формуле $F_p(H) = \mu_0 H J_c(H)$, имеют максимум при $H \approx 0.11-0.13 H_{irr}(T)$ (рис. 2в). Значения плотности критического тока J_c при $H = 0$ экспоненциально убывают при увеличении температуры. Экспоненциальная спадающая зависимость $J_c(T)$ типична для сверхпроводников Bi2212 и Bi2223 [124, 125]. Такая температурная зависимость J_c соответствует коллективному закреплению вихревой решетки на слабых центрах пиннинга [126]. Из-за тепловых флуктуаций вихри срываются с центров пиннинга, что приводит к медленному течению (крипу) вихревой решетки и появлению диссипации.

Измерения захваченного поля в YBCO пене демонстрируют наличие двух подсистем токов. На рис. 3а показано распределение захваченного поля $B(x, y)$ над образцом пены размером $\approx 50 \times 20 \times 20$ мм при охлаждении в магнитном поле 0.5 Тл [28]. На представленном распределении присутствует главный пик и несколько малых пиков. За главный пик захваченного поля ответственны токи, текущие по периметру образца. Многочисленные меньшие пики создаются токами, циркулирующими по сверхпроводящим контурам вокруг отдельных кластеров пор. Положение пиков воспроизводится при повторном сканировании, хотя их высота может изменяться. Необходимо отметить, что при измерениях определяли только *z*-компоненту внутреннего поля, генерируемого циркулирующими токами. Но токи обоих типов (с разными масштабами циркуляции) протекают через сверхпроводящие участки по сложным трехмерным траекториям, не всегда совпадающим с плоскостью образца. Следовательно, в измерениях захваченного поля отражается только (*x, y*)-проекция реальных циркулирующих токов.

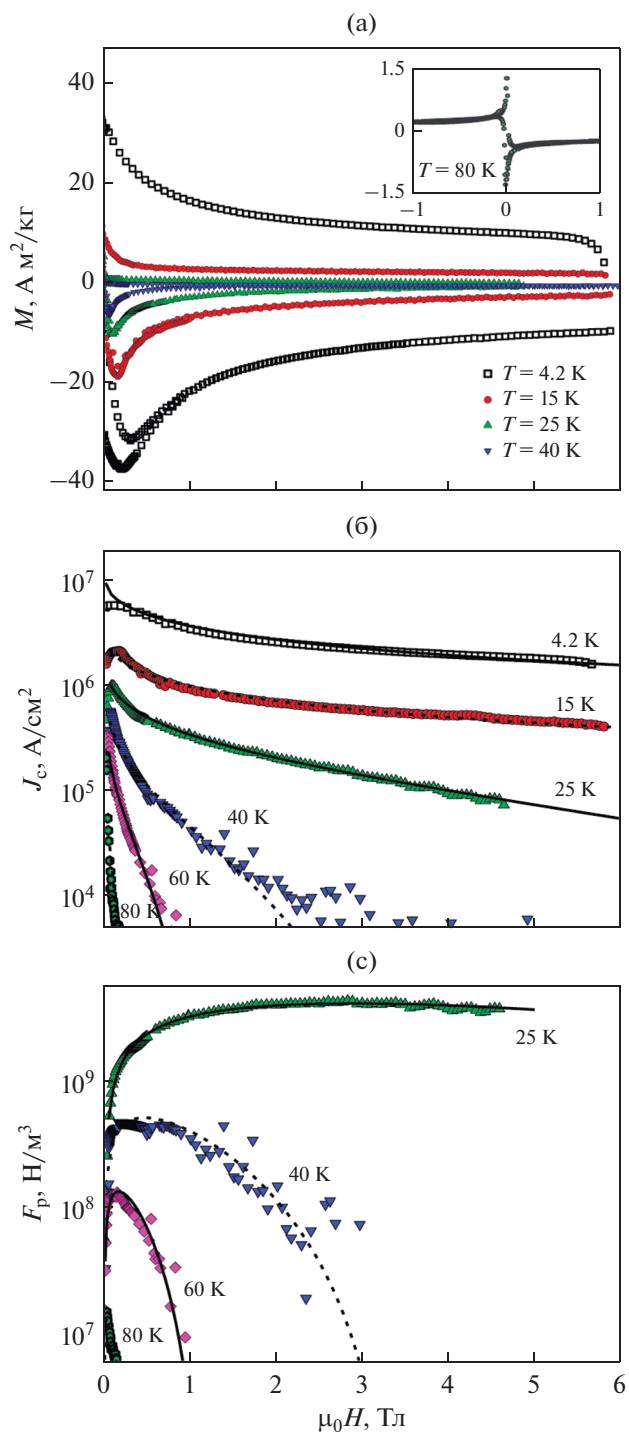


Рис. 2. Петли гистерезиса намагниченности (а), полевые зависимости плотности критического тока (б) и силы пиннинга (в) пористого Bi2223. Кривые – модифицированные зависимости плотности критического тока [112, 122].

Измерения релаксации магнитного потока позволяет раскрыть интересные особенности пиннинга и крипа магнитного потока в пене YBCO. При измерениях на отдельных перемычках, когда

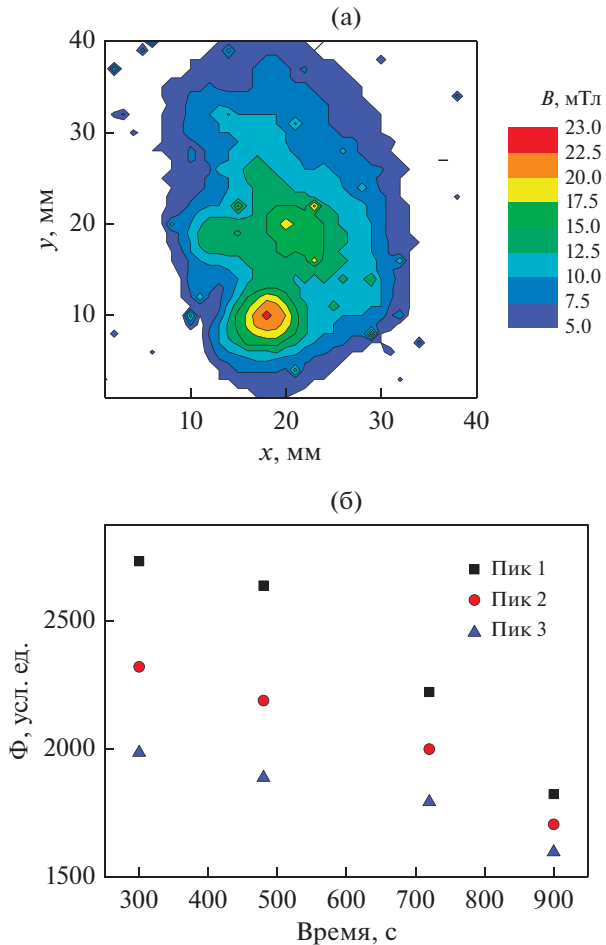


Рис. 3. Захваченное поле B в YBCO пене при охлаждении в магнитном поле 0.5 Тл (а) и временная зависимость магнитного потока Φ вокруг некоторых пиков (б).

отсутствуют все эффекты от пор, коэффициент релаксации захваченного магнитного потока составляет около 4% в температурном диапазоне 20–60 К и магнитных полях до 2 Тл [111]. Это свидетельствует о реализации сильного пиннинга, обеспечиваемого малыми частицами Y211, распределенными в матрице YBCO. Благодаря сильному пиннингу, значения H_{irr} для перемычек YBCO больше, чем в пористых поликристаллах Bi2212 и Bi2223, а положение максимума зависимостей $F_p(H)$ в температурном диапазоне 60–85 К находится в поле $H \approx 0.5 H_{irr}(T)$ [99, 108, 110].

Релаксация захваченного магнитного потока в больших кусках пены имеет вклады от всех типов токов: токи, текущие по периметру образца и ответственные за главный пик; токи вокруг пор, ответственные за узкие вторичные пики; локальные токи внутри перемычек. Полный коэффициент релаксации магнитного потока составляет 8% при $T = 77$ К [111]. При релаксации магнитного потока происходит перегруппировка циркулиру-

ющих токов. Из-за перегруппировки токов скорость релаксации вторичных пиков захваченного поля начинает увеличиваться после некоторого характерного времени (рис. 3б). Коэффициент релаксации для вторичных пиков достигает 20%.

Вольт-амперные характеристики пористых поликристаллов Bi2223 [27, 102, 127, 128] и полотно Bi2212 [115] имеют нелинейный вид, типичный для объемных ВТСП [129]. При увеличении тока падение напряжения на образцах плавно растет. Транспортная плотность критического тока J_c , определенная при $T = 77$ К по параметру 1 мкВ/см, составляет ~ 1000 А/см² для YBCO пены [13] и до 10 А/см² для пористого поликристалла Bi2223 [128].

При $H > H_{c1}$ в поликристаллических сверхпроводниках появляется ненулевое сопротивление. Из-за того что площадь точек соприкосновения соседних гранул на 1–2 порядка меньше, чем в плотных поликристаллических ВТСП, сопротивление пористых поликристаллов Bi2223 чувствительней к изменению внешнего магнитного поля [102, 118, 130]. Магнитосопротивление пористого поликристалла Bi2223 демонстрирует обратный гистерезис [130]: сопротивление при увеличении внешнего поля больше, чем при уменьшении. Такое поведение вызвано захватом и сжатием магнитного потока в межгранульных границах поликристаллических сверхпроводников [131].

Температурные зависимости сопротивления поликристаллических сверхпроводников имеют характерный двухступенчатый вид: скачок сопротивления при критической температуре T_c и растянутое уменьшение сопротивления до 0 при уменьшении T от T_c до T_{c0} . Подобную картину наблюдали для пены YBCO [106], пористых поликристаллов YBCO [70], Bi2223 [64, 128] и полотно Bi2212 [115]. Наблюдающееся поведение сопротивления соответствует двухуровневой модели поликристаллического сверхпроводника. При $T = T_c$ в сверхпроводящее состояние переходят сверхпроводящие гранулы, это приводит к резкому скачку сопротивления. В интервале температур $T_{c0} < T < T_c$ происходит уменьшение сопротивления до 0, вызванное установлением сверхпроводимости в джозефсоновской сети, образованной гранулами и межгранульными границами. Ширина резистивного перехода $\Delta T_c = T_c - T_{c0}$ в нулевом магнитном поле равна ≈ 3 К для пены YBCO и поликристалла YBCO и Bi2223 [12]. У полотна Bi2212 резистивный переход затянута сильнее, $\Delta T_c \sim 20$ –50 К [12].

Для сравнения разных образцов ПС удобно, по нашему мнению, использовать такой параметр, как высота магнитного гистерезиса ΔM в нулевом магнитном поле при низкой температуре (10 К) или при технологически важной температуре кипения жидкого азота (77 К). Такие значения ΔM удается оценить для ряда образцов из приведенных

в опубликованных статьях графиков и данных (табл. 1). Безусловно, для полноценного сравнения свойств различных ПС необходимо заполнить все пустые ячейки в табл. 1. Тем не менее, доступные данные позволяют сделать некоторые выводы о влиянии структурных особенностей на магнитные свойства. Для всех ПС наблюдается корреляция между значениями ΔM и d_s . Эта корреляция свидетельствует о том, что намагниченность определяется в основном циркуляцией токов на масштабах $2R_c \approx d_s$. Значения локальной внутригранульной плотности тока для различных ВТСП и MgB_2 , по видимому, отличаются незначительно [115, 143]. Наивысшими значениями обладает пена YBCO с $\Delta M (77\text{ K}) \geq 20\text{ A м/кг}$. В первую очередь высокие значения ΔM связаны с большим размером сверхпроводящих перемычек в пене ($\sim 0.1\text{ м}$), определяющим масштаб циркуляции токов в сильных полях. Также на величину ΔM положительно влияют малая анизотропия YBCO и сильный пиннинг в перемычках, которые приводят к высоким значениям плотности тока.

Экспериментальные исследования показывают, что высокая пористость не приводит к существенным отличиям поведения намагниченности и сопротивления по сравнению с температурными и полевыми зависимостями намагниченности и сопротивления плотных поликристаллических сверхпроводников.

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПОРИСТЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ

На сегодняшний день пена YBCO является наиболее удачным материалом в плане характеристик, важных для практических применений. Пена демонстрирует лучшие механические свойства и наибольшие значения J_c среди исследованных материалов. Поликристаллические ПС, полотна и губки также имеют потенциал для развития и применений. Поликристаллические ПС можно использовать как основу для создания текстурированных сверхпроводящих материалов [132, 133]. Достоинство пористых поликристаллов, немаловажное для многих исследователей, заключается в относительной простоте их приготовления.

Поликристаллическая природа — это главная слабость всех типов ПС, полученных к настоящему времени. Меры усиления межкристаллитной связности и уменьшение разупорядоченности кристаллитов [134] позволяют значительно улучшить транспортную плотность критического тока [54].

Механические свойства представленных пористых материалов уступают свойствам плотных сверхпроводников. Улучшение как механических, так и токонесущих свойств в ПС может быть достигнуто путем создания композитов с серебром [119, 135, 136]. Для улучшения механических

свойств в работе [13] предлагали пропитку пористого материала резиной. Однако такая пропитка будет препятствовать проникновению хладагента вглубь образца и устранил важное преимущество пористой структуры. Приемлемые методы усиления не должны препятствовать проникновению хладагента вглубь образца. Использование стального каркаса для усиления ПС удовлетворяет такому условию и позволит выдерживать значительные захваченные поля.

ПС могут найти свою нишу среди материалов для различных применений, в которых требуется одновременно большой размер, малая масса и высокая скорость охлаждения. Благодаря наличию кластеров пор, жидкий или газообразный хладагент, например жидкий азот, может прокачиваться через ПС и обеспечивать чрезвычайно эффективное охлаждение. Это позволяет предотвращать рост горячих точек, возникающих при протекании токов, близких к критическому значению. Эффективный отвод тепла делает ПС привлекательными для использования в качестве ограничителей токов короткого замыкания [137, 138].

Благодаря малой физической плотности, ПС подходят для создания ультралегких устройств [139]. Особенно жесткие требования к массе рабочих элементов накладываются в авиации и космической технике. Существуют проекты использования сверхпроводников для систем стыковки космических аппаратов [140, 141], устройств микрометеоритной защиты и сбора космического мусора [142, 143], авиационных электромоторов [5, 144, 145]. Использование ПС в этих устройствах должно давать дополнительные преимущества в обеспечении стабильной работы и снижении массы. Для некоторых задач, например, для увеличения динамической стабильности при магнитной левитации [146], удачным решением может оказаться комбинирование пористых и плотных сверхпроводников.

Мы надеемся, что представленный обзор работ по пористым сверхпроводникам даст толчок к дальнейшим исследованиям этих многообещающих материалов. Как ожидается, новые результаты будут получены благодаря развитию методов синтеза, компьютерного моделирования и машинного обучения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Kwok W.K., Welp U., Glatz A., Koshelev A.E., Kihlstrom K.J., Crabtree G.W.* Vortices in high-performance high-temperature superconductors // *Reports Prog. Phys.* IOP Publishing, 2016. V. 79. № 11. P. 116501.
2. *Malozemoff A.P.* Does the electric power grid need a room temperature superconductor? // *Phys. C Supercond.* North-Holland, 2013. V. 494. P. 1–4.
3. *Krasnoperov E.P., Korotkov V.S., Kartamyshev A.A.* Small-Sized Hybrid Magnet with Pulsed Field Magnetization // *J. Supercond. Nov. Magn.* Springer US, 2014. V. 27. № 8. P. 1845–1849.

4. Durrell J.H., Dennis A.R., Jaroszynski J., Ainslie M.D., Palmer K.G.B., Shi Y.H., Campbell A.M., Hull J., Strasik M., Hellstrom E.E., Cardwell D.A. A trapped field of 17.6 T in melt-processed, bulk Gd–Ba–Cu–O reinforced with shrink-fit steel // *Supercond. Sci. Technol.* 2014. V. 27. № 8.
5. Durrell J.H., Ainslie M.D., Zhou D., Vanderbemden P., Bradshaw T., Speller S., Filipenko M., Cardwell D.A. Bulk superconductors: a roadmap to applications // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing, 2018. V. 31. № 10. P. 103501.
6. Gurevich A.V., Mints R.G. Self-heating in normal metals and superconductors // *Rev. Mod. Phys. American Physical Society*, 1987. V. 59. № 4. P. 941–999.
7. Korotkov V.S., Krasnoperov E.P., Kartamyshev A.A. Bulk Heating and Negative Magnetic Relaxation on Bulk HTS Annuli // *J. Supercond. Nov. Magn.* Springer New York LLC, 2015. V. 28. № 9. P. 2815–2819.
8. Nettleship I. Applications of Porous Ceramics // *Key Eng. Mater. Trans Tech Publications.* 1996. V. 122–124. P. 305–324.
9. Dullien F.A.L. Porous Media. Fluid Transport and Pore Structure // *Porous Media.* Academic Press. 1992. 574 p.
10. Карнаухова А.П. Адсорбция: текстура дисперсных и пористых материалов. Наука, СО РАН, 1999. 469 с.
11. Meyer K., Lorenz P., Böhl-Kuhn B., Klobes P. Porous solids and their characterization methods of investigation and application // *Cryst. Res. Technol.* John Wiley & Sons, Ltd. 1994. V. 29. № 7. P. 903–930.
12. Koblischka M.R., Koblischka-Veneva A. Porous high-Tc superconductors and their applications // *AIMS Mater. Sci.* 2018. V. 5. № 6. P. 1199–1213.
13. Reddy E.S., Schmitz G.J. Superconducting foams // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing. 2002. V. 15. № 8. P. L21–L24.
14. Montminy M.D., Tannenbaum A.R., MacOsco C.W. The 3D structure of real polymer foams // *J. Colloid Interface Sci.* Academic Press, 2004. V. 280. № 1. P. 202–211.
15. Гладков С.О. К вопросу о температурной зависимости числа Лоренца в металлической неоднородной среде // *ФММ.* 2006. Т. 101. № 3. С. 242–246.
16. Jang W.Y., Kraynik A.M., Kyriakides S. On the microstructure of open-cell foams and its effect on elastic properties // *Int. J. Solids Struct.* Pergamon, 2008. V. 45. № 7–8. P. 1845–1875.
17. Bai M., Chung J.N. Analytical and numerical prediction of heat transfer and pressure drop in open-cell metal foams // *Int. J. Therm. Sci.* Elsevier Masson, 2011. V. 50. № 6. P. 869–880.
18. Wejrzanowski T., Skibinski J., Szumbariski J., Kurzydowski K.J. Structure of foams modeled by Laguerre-Voronoi tessellations // *Comput. Mater. Sci.* Elsevier. 2013. V. 67. P. 216–221.
19. Maheo L., Viot P., Bernard D., Chirazi A., Ceglia G., Schmitt V., Mondain-Monval O. Elastic behavior of multi-scale, open-cell foams // *Compos. Part B Eng.* Elsevier, 2013. V. 44. № 1. P. 172–183.
20. Ambrosetti M., Bracconi M., Groppi G., Tronconi E. Analytical Geometrical Model of Open Cell Foams with Detailed Description of Strut-Node Intersection // *Chemie-Ingenieur-Technik.* Wiley-VCH Verlag. 2017. V. 89. № 7. P. 915–925.
21. Nie Z., Lin Y., Tong Q. Modeling structures of open cell foams // *Comput. Mater. Sci.* Elsevier B.V. 2017. V. 131. P. 160–169.
22. Bracconi M., Ambrosetti M., Maestri M., Groppi G., Tronconi E. A fundamental analysis of the influence of the geometrical properties on the effective thermal conductivity of open-cell foams // *Chem. Eng. Process. – Process Intensif.* Elsevier B.V. 2018. V. 129. P. 181–189.
23. Louati H., Scheuermann T., Maschke B., Zanota M.L., Vicente J., Kotyczka P., Pitault I. Network-Based Modeling of Transport Phenomena in Solid and Fluid Phases of Open-Cell Foams: Construction of Graphs // *Adv. Eng. Mater.* Wiley-VCH Verlag. 2020. V. 22. № 5. P. 1901468.
24. Поляков В.В., Турецкий В.А. Влияние структуры на электропроводность пористых псевдосплавов // *ФММ.* 1999. Т. 87. № 3. С. 26–29.
25. Zallen R. Polychromatic percolation: Coexistence of percolating species in highly connected lattices // *Phys. Rev. B. American Physical Society.* 1977. V. 16. № 4. P. 1426–1435.
26. Ioannidis M.A., Kwiecien M.J., Chatzis I. Electrical Conductivity and Percolation Aspects of Statistically Homogeneous Porous Media // *Transp. Porous Media.* Springer Netherlands. 1997. V. 29. № 1. P. 61–83.
27. Балаев Д.А., Белозерова И.Л., Гохфельд Д.М., Каукина Л.В., Кузьмин Ю.И., Мигель К.Р., Петров М.И., Попков С.И., Шайхутдинов К.А. Вольт-амперные характеристики пенообразного высокотемпературного сверхпроводника $\text{Bi}_{1.8}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ с фрактальной кластерной структурой // *ФТТ.* 2006. Т. 48. № 2. С. 193–198.
28. Koblischka M., Naik S., Koblischka-Veneva A., Murakami M., Gokhfeld D., Reddy E., Schmitz G. Superconducting YBCO Foams as Trapped Field Magnets // *Materials (Basel).* MDPI AG. 2019. V. 12. № 6. P. 853.
29. Гийон Э., Митеску К.Д., Юлен Ж.П., Ру С. Фракталы и перколяция в пористой среде // *УФН.* 1991. Т. 161. № 10. С. 121–128.
30. Yu B., Li J. Some fractal characters of porous media // *Fractals.* World Scientific Publishing Company. 2001. V. 9. № 3. P. 365–372.
31. Rieu M., Sposito G. Fractal Fragmentation, Soil Porosity, and Soil Water Properties: I. Theory // *Soil Sci. Soc. Am. J. Wiley.* 1991. V. 55. № 5. P. 1231–1238.
32. Adler P.M., Thovert J.F. Fractal porous media // *Transp. Porous Media.* Kluwer Academic Publishers, 1993. V. 13. № 1. P. 41–78.
33. Adler P.M. Transports in fractal porous media // *J. Hydrol.* Elsevier, 1996. V. 187. № 1–2. P. 195–213.
34. Hunt A.G. Percolative transport in fractal porous media // *Chaos, solitons and fractals.* Pergamon. 2004. V. 19. № 2. P. 309–325.
35. Yu B., Cai J., Zou M. On the physical properties of apparent two-phase fractal porous media // *Vadose Zo. J. Wiley.* 2009. V. 8. № 1. P. 177–186.
36. Emmerling A., Fricke J. Scaling properties and structure of aerogels // *J. Sol-Gel Sci. Technol.* Springer. 1997. V. 8. № 1/2/3. P. 781–788.
37. Кузьмин Ю.И. Особенности резистивного перехода фрактальных сверхпроводящих структур // *Письма в ЖТФ.* 2003. Т. 29. № 10. С. 36–44.

38. *Kuzmin Y.I.* Dynamics of the magnetic flux trapped in fractal clusters of a normal phase in percolative superconductors // *J. Low Temp. Phys.* Springer, 2003. V. 130. № 3–4. P. 261–286.
39. *Bartolomé E., Granados X., Puig T., Obradors X., Reddy E.S., Schmitz G.J.* Critical state in superconducting single-crystalline $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ foams: Local versus long-range currents // *Phys. Rev. B – Condens. Matter Mater. Phys.* American Physical Society. 2004. V. 70. № 14. P. 144514.
40. *Bartolomé E., Gömory F., Granados X., Puig T., Obradors X.* Universal correlation between critical current density and normal-state resistivity in porous $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ thin films // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing. 2007. V. 20. № 10. P. 895.
41. *Быков А.А., Терентьев К.Ю., Гохфельд Д.М., Петров М.И.* Фрактальная размерность границ кластеров в пористых поликристаллических ВТСП-материалах // *ФТТ.* 2012. Т. 54. № 10. С. 1825–1828.
42. *Clem J.R., Kogan V.G.* Theory of the magnetization of granular superconductors: Application to high- T_c superconductors // *Jpn. J. Appl. Phys.* IOP Publishing. 1987. V. 26. № S3-2. P. 1161.
43. *Clem J.R.* Granular and superconducting-glass properties of the high-temperature superconductors // *Phys. C Supercond.* North-Holland. 1988. V. 153–155. P. 50–55.
44. *Senoussi S.* Review of the critical current densities and magnetic irreversibilities in high T_c superconductors // *J. Phys. III.* EDP Sciences. 1992. V. 2. № 7. P. 1041–1257.
45. *Ji L., Rzchowski M.S., Anand N., Tinkham M.* Magnetic-field-dependent surface resistance and two-level critical-state model for granular superconductors // *Phys. Rev. B.* American Physical Society. 1993. V. 47. № 1. P. 470–483.
46. *Noguchi Y., Ohara S., Huybrechts B., Takata M.* Effect of intragrain current on low-field magnetic-flux distributions of zero-field-cooled polycrystalline $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ // *J. Appl. Phys.* American Institute of Physics. 1995. V. 78. № 9. P. 5540–5544.
47. *Mahel' M., Pivarč J.* Magnetic hysteresis in high-temperature cuprates // *Phys. C Supercond.* North-Holland. 1998. V. 308. № 1–2. P. 147–160.
48. *Деревянко В.В., Сухарева Т.В., Финкель В.А.* Влияние температуры, внешнего магнитного поля и транспортного тока на электрофизические свойства, процессы эволюции вихревой структуры и фазовые переходы в подсистемах сверхпроводящих гранул и “слабых связей” гранулярного двухуровневого высокотемпературно // *ФТТ.* 2018. Т. 60. № 3. С. 465–475.
49. *Гинзбург С.Л., Савицкая Н.Е.* Самоорганизация критического состояния в гранулированных сверхпроводниках // *ЖЭТФ.* 2000. Т. 117. № 1. С. 227–242.
50. *Кузьмичев Н.Д.* Критическое состояние среды Джозефсона // *Письма в ЖЭТФ.* 2001. Т. 74. № 5. С. 291–295.
51. *Ginzburg S.L., Savitskaya N.E.* Granular superconductors and a sandpile model with intrinsic spatial randomness // *Phys. Rev. E.* American Physical Society. 2002. V. 66. № 2. P. 026128.
52. *Turchinskaya M., Kaiser D.L., Gayle F.W., Shapiro A.J., Roytburd A., Dorosinskii L.A., Nikitenko V.I., Polyanskii A.A., Vlasko-Vlasov V.K.* Real-time observation of the effect of grain boundaries on magnetization of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ polycrystals // *Phys. C Supercond.* North-Holland. 1994. V. 221. № 1–2. P. 62–70.
53. *Landau I.L., Willems J.B., Hulliger J.* Detailed magnetization study of superconducting properties of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ ceramic spheres // *J. Phys. Condens. Matter.* IOP Publishing. 2008. V. 20. № 9. P. 095222.
54. *Wang G., Raine M.J., Hampshire D.P.* How resistive must grain boundaries in polycrystalline superconductors be, to limit J_c ? // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing. 2017. V. 30. № 10. P. 104001.
55. *Horvat J., Soltanian S., Pan A.V., Wang X.L.* Superconducting screening on different length scales in high-quality bulk MgB_2 superconductor // *J. Appl. Phys.* American Institute of Physics. 2004. V. 96. № 8. P. 4342–4351.
56. *Bykov A.A., Terent'ev K.Yu., Gokhfeld D.M., Savitskaya N.E., Popkov S.I., Petrov M.I.* Superconductivity on Interfaces of Non-superconducting Granules La_2CuO_4 and $\text{La}_{1.56}\text{Sr}_{0.44}\text{CuO}_4$ // *J. Supercond. Nov. Magn.* Springer US. 2018. V. 31. № 12. P. 3867–3874.
57. *Bykov A.A., Gokhfeld D.M., Savitskaya N.E., Terent'ev K.Yu., Popkov S.I., Misonov A.A., Grigoryeva N.A., Zakhidov A., Grigoriev S.V.* Flux pinning mechanisms and a vortex phase diagram of tin-based inverse opals // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing. 2019. V. 32. № 11. P. 115004.
58. *Zehetmayer M.* Simulation of the current dynamics in superconductors: Application to magnetometry measurements // *Phys. Rev. B.* American Physical Society. 2009. V. 80. № 10. P. 104512.
59. *Angadi M.A., Caplin A.D., Laverty J.R., Shen Z.X.* Non-destructive determination of the current-carrying length scale in superconducting crystals and thin films // *Phys. C Supercond.* North-Holland. 1991. V. 177. № 4–6. P. 479–486.
60. *Гохфельд Д.М.* Циркуляционный радиус и плотность критического тока в сверхпроводниках второго рода // *Письма в ЖТФ.* 2019. Т. 45. № 2. С. 3–5.
61. *Reddy E.S., Babu N.H., Shi Y., Cardwell D.A., Schmitz G.J.* Processing of large grain Y-123 superconductors with pre-defined porous structures // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing. 2005. V. 18. № 2. P. S15.
62. *Reddy E.S., Herweg M., Schmitz G.J.* Processing of Y_2BaCuO_5 foams // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing. 2003. V. 16. № 5. P. 608.
63. *Reddy E.S., Noudem J.G., Tarka M., Schmitz G.J.* Single-domain $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ thick films and fabrics prepared by an infiltration and growth process // *J. Mater. Res.* 2001. V. 16. № 4. P. 955–966.
64. *Петров М.И., Тетюева Т.Н., Квеглис Л.И., Ефремов А.А., Зеер Г.М., Шайхутдинов К.А., Балаев Д.А., Попков С.И., Овчинников С.Г.* Синтез, микроструктура, транспортные и магнитные свойства висмутовых ВТСП с пористой структурой // *Письма в ЖТФ.* 2003. Т. 29. № 23. С. 40–45.
65. *Petrov M.I., Tetyeva T.N., Kveglis L.I., Efremov A.A., Zeer G.M., Balaev D.A., Shaihtudinov K.A., Popkov S.I., Ovchinnikov S.G.* The synthesis, microstructure, transport and magnetic properties of Bi-based low density HTSC // *J. Materials Processing Technology.* Elsevier. 2005. V. 161. № 1–2 SPEC. ISS. P. 58–61.
66. *Кравченко В.С., Журавлева М.А., Усков Е.М., Безверхий П.П., Боголюбов Н.А., Потапова О.Г., Ма-*

- каршин Л.Л. Влияние избытка Ca, Cu и Sr на сверхпроводящие и электрофизические свойства керамик Bi-2223 // Неорганические материалы. 1998. Т. 34. № 10. С. 1274–1280.
67. *Krasnoperov E.P., Stoliarov V.A., Bush A.A., Mikhajlov B.P.* Superconductivity in porous MgB_2 // *Solid State Commun.* Pergamon. 2006. V. 138. № 9. P. 461–465.
 68. *Гриненко В.А., Красноперов Е.П., Михайлов Б.П.* Сверхпроводящий ячеистый MgB_2 // ФММ. 2007. Т. 103. № 6. С. 594–598.
 69. *Fiertek P., Sadowski W.* Processing of the Porous Structures of the $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ High Temperature Superconductor // *Mater. Sci. Pol.* 2006. V. 24. № 4.
 70. *Fiertek P., Andrzejewski B., Sadowski W.* Synthesis and transport properties of porous superconducting ceramics of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ // *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2010. V. 23. № 1. P. 52–56.
 71. *Walsh D., Wimbush S.C., Hall S.R.* Use of the polysaccharide dextran as a morphological directing agent in the synthesis of high-Tc superconducting $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ sponges with improved critical current densities // *Chem. Mater.* American Chemical Society. 2007. V. 19. № 4. P. 647–649.
 72. *Walsh D., Wimbush S.C., Hall S.R.* Improved critical current densities and compressive strength in porous superconducting structures containing calcium // *J. Phys. Conf. Ser.* 2008. V. 97. № 1. P. 012003.
 73. *Walsh D., Wimbush S.C., Hall S.R.* Reticulated superconducting YBCO materials of designed macromorphologies with enhanced structural stability through incorporation of lithium // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing. 2009. V. 22. № 1. P. 015026.
 74. *Dedman J., Wimbush S.C., Hall S.R.* Biopolymer mediated sol-gel synthesis of $\text{LuBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ // *Physica C: Superconductivity and its Applications.* North-Holland. 2010. V. 470. № SUPPL.1. P. S237–S238.
 75. *Wimbush S.C., Walsh D., Hall S.R.* Synthesis and characterization of BaZrO_3 -doped $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ microtapes with improved critical current densities // *Phys. C Supercond. its Appl.* North-Holland. 2010. V. 470. № 7–8. P. 373–377.
 76. *Zhang Z., Wimbush S.C., Kursumovic A., Suo H., MacManus-Driscoll J.L.* Detailed study of the process of biomimetic formation of YBCO platelets from nitrate salts in the presence of the biopolymer dextran and a molten NaCl flux // *Cryst. Growth Des.* American Chemical Society. 2012. V. 12. № 11. P. 5635–5642.
 77. *Zhang Z.L., Wimbush S.C., Kursumovic A., Suo H., MacManus-Driscoll J.L.* Role of the organic matrix in the biopolymer-mediated synthesis of platelike YBCO // *Advan. Mater. Research.* 2013. V. 699. P. 268–272.
 78. *Zhang Z.L., Suo H., Ma L., Kursumovic A., Liu M., Wang Y., MacManus-Driscoll J.L., Wimbush S.C.* The effect of different salt additions on the microstructure of YBCO synthesized by a biomimetic method // *Advanced Materials Research.* 2014. V. 887–888. P. 614–618.
 79. *Hall S.R.* Biomimetic synthesis of high-Tc, type-II superconductor nanowires // *Adv. Mater.* John Wiley & Sons, Ltd. 2006. V. 18. № 4. P. 487–490.
 80. *Culverwell E., Wimbush S.C., Hall S.R.* Biotemplated synthesis of an ordered macroporous superconductor with high critical current density using a cuttlebone template // *Chem. Commun.* The Royal Society of Chemistry. 2008. № 9. P. 1055–1057.
 81. *Boston R., Bell A., Ting V.P., Rhead A.T., Nakayama T., Faul C.F.J., Hall S.R.* Graphene oxide as a template for a complex functional oxide // *CrystEngComm.* Royal Society of Chemistry. 2015. V. 17. № 32. P. 6094–6097.
 82. *Schnepf Z.A.C., Wimbush S.C., Mann S., Hall S.R.* Structural evolution of superconductor nanowires in biopolymer gels // *Adv. Mater.* John Wiley & Sons, Ltd. 2008. V. 20. № 9. P. 1782–1786.
 83. *Hall S.R., Wimbush S.C., Shida Y., Ogasawara W.* Bio-templated synthesis of superconducting plate-like $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ using oligosaccharides // *Chem. Phys. Lett.* North-Holland. 2011. V. 507. № 1–3. P. 144–150.
 84. *Hall S.R., Hall C.F., Hansberry K., Wimbush S.C., Shida Y., Ogasawara W.* High Jc in a biopolymer-mediated synthesis of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing. 2012. V. 25. № 3. P. 035009.
 85. *Скуднев В.Ю., Мироненко А.А., Хачатрян А.Ш., Бузько В.Ю.* Влияние темплатного текстурирования на свойства $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+x}$ // XX Менделеевский съезд по общей и прикладной химии. 2016. С. 374.
 86. *Duarte E.A., Quintero P.A., Meisel M.W., Nino J.C.* Electrospinning synthesis of superconducting BSCCO nanowires // *Phys. C Supercond.* North-Holland. 2013. V. 495. P. 109–113.
 87. *Zeng X.L., Koblichka M.R., Karwoth T., Hauet T., Hartmann U.* Preparation of granular Bi-2212 nanowires by electrospinning // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing. 2017. V. 30. № 3. P. 035014.
 88. *Cui X.M., Lyoo W.S., Son W.K., Park D.H., Choy J.H., Lee T.S., Park W.H.* Fabrication of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ superconducting nanofibres by electrospinning // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing. 2006. V. 19. № 12. P. 1264.
 89. *Duarte E.A., Rudawski N.G., Quintero P.A., Meisel M.W., Nino J.C.* Electrospinning of superconducting YBCO nanowires // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing. 2015. V. 28. № 1. P. 015006.
 90. *Bernardi J.C., Modesto D.A., Medina M.S., Zenatti A., Venancio E.C., Leite E.R., Lanfredi A.J.C., Escote M.T.* Superconductor $\text{YBa}_2\text{Cu}_{3-x}\text{Ni}_x\text{O}_{7-\delta}$ compounds prepared by electrospinning // *Mater. Res. Express.* 2019. V. 6. № 8.
 91. *Li J.M., Zeng X.L., Mo A.D., Xu Z.A.* Fabrication of cuprate superconducting $\text{La}_{1.85}\text{Sr}_{0.15}\text{CuO}_4$ nanofibers by electrospinning and subsequent calcination in oxygen // *Cryst. Eng. Comm.* The Royal Society of Chemistry. 2011. V. 13. № 23. P. 6964–6967.
 92. *Zeng X.L., Koblichka M.R., Hartmann U.* Synthesis and characterization of electrospun superconducting $(\text{La,Sr})\text{CuO}_4$ nanowires and nanoribbons // *Mater. Res. Express.* 2015. V. 2. № 9.
 93. *Zeng X.L., Koblichka M.R., Laurent F., Karwoth T., Koblichka-Veneva A., Hartmann U., Chang C., Kumar P., Eibl O.* Characterization of Electrospun $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_{8+\delta}$ Nanowires with Reduced Preparation Temperature // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* Institute of Electrical and Electronics Engineers Inc. 2018. V. 28. № 4. P. 7200505.
 94. *Rotta M., Zadorosny L., Carvalho C.L., Malmonge J.A., Malmonge L.F., Zadorosny R.* YBCO ceramic nanofibers obtained by the new technique of solution blow spinning // *Ceram. Int.* Elsevier Ltd. 2016. V. 42. № 14. P. 16230–16234.

95. Rotta M., Motta M., Pessoa A.L., Carvalho C.L., Ortiz W.A., Zadorosny R. Solution blow spinning control of morphology and production rate of complex superconducting $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ nanowires // *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* Springer New York LLC, 2019. V. 30. № 9. P. 9045–9050.
96. Cena C.R., Torsoni G.B., Zadorosny L., Malmonge L.F., Carvalho C.L., Malmonge J.A. BSCCO superconductor micro/nanofibers produced by solution blow-spinning technique // *Ceram. Int.* Elsevier Ltd. 2017. V. 43. № 10. P. 7663–7667.
97. Jung A., Diebels S., Koblischka-Veneva A., Schmauch J., Barnoush A., Koblischka M.R. Microstructural analysis of electrochemical coated open-cell metal foams by EBSD and nanoindentation // *Adv. Eng. Mater.* John Wiley & Sons, Ltd. 2014. V. 16. № 1. P. 15–20.
98. Koblischka M., Koblischka-Veneva A., Reddy E.S., Schmitz G.J. Analysis of the microstructure of superconducting YBCO foams by means of AFM and EBSD // *J. Adv. Ceram.* Tsinghua University Press. 2014. V. 3. № 4. P. 317–325.
99. Koblischka-Veneva A., Koblischka M.R., Ide N., Inoue K., Muralidhar M., Hauet T., Murakami M. Microstructural and magnetic analysis of a superconducting foam and comparison with IG-processed bulk samples // *J. Phys.: Conference Series.* 2016. V. 695. № 1.
100. Koblischka-Veneva A., Koblischka M.R., Schmauch J., Murakami M. Transmission EBSD (t-EBSD) as Tool to Investigate Nanostructures in Superconductors // *J. Supercond. Nov. Magn.* Springer New York LLC, 2019. V. 32. № 10. P. 3155–3163.
101. Koblischka-Veneva A., Koblischka M.R., Zeng X.L., Schmauch J., Hartmann U. TEM and electron backscatter diffraction analysis (EBSD) on superconducting nanowires // *J. Phys.: Conference Series.* 2018. V. 1054. № 1. P. 012005.
102. Терентьев К.Ю., Гохфельд Д.М., Попков С.И., Шайхутдинов К.А., Петров М.И. Пиннинг в пористом высокотемпературном сверхпроводнике $\text{Bi}2223$ // *ФТТ.* 2011. Т. 53. № 12. С. 2289–2293.
103. Bock J., Jacobi A.M. Geometric classification of open-cell metal foams using X-ray micro-computed tomography // *Mater. Charact.* Elsevier Inc. 2013. V. 75. P. 35–43.
104. Плаченев Т.Г., Колосенцев С.Д. Порометрия. Ленинград: Химия, 1988. 176 с.
105. Rouquerol J., Avnir D., Fairbridge C.W., Everett D.H., Haynes J.M., Pernicone N., Ramsay J.D.F., Sing K.S.W., Unger K.K. Recommendations for the characterization of porous solids (Technical Report) // *Pure Appl. Chem.* De Gruyter. 1994. V. 66. № 8. P. 1739–1758.
106. Noudem J.G., Reddy E.S., Schmitz G.J. Magnetic and transport properties of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ superconductor foams // *Phys. C Supercond. its Appl.* North-Holland. 2003. V. 390. № 4. P. 286–290.
107. Noudem J.G. Development of shaping textured YBaCuO superconductors // *J. Supercond. Nov. Magn.* Springer. 2011. V. 24. № 1–2. P. 105–110.
108. Koblischka M.R., Koblischka-Veneva A., Berger K., Nouailhetas Q., Douine B., Reddy E.S., Schmitz G.J. Current Flow and Flux Pinning Properties of YBCO Foam Struts // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* Institute of Electrical and Electronics Engineers Inc. 2019. V. 29. № 5.
109. Koblischka M.R., Koblischka-Veneva A., Pavan Kumar Naik S., Gokhfeld D., Murakami M. Porous high- T_c superconducting cuprates: Advantages and applications // *J. Phys.: Conference Series.* 2019. V. 1293. № 1.
110. Koblischka M.R., Koblischka-Veneva A., Chang C.S., Hauet T., Reddy E.S., Schmitz G.J. Flux Pinning Analysis of Superconducting YBCO Foam Struts // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* Institute of Electrical and Electronics Engineers Inc. 2019. V. 29. № 3.
111. Koblischka M.R., Pavan Kumar Naik S., Koblischka-Veneva A., Gokhfeld D., Murakami M. Flux creep after field trapping in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ foams // *Supercond. Sci. Technol.* IOP Publishing. 2020. V. 33. № 4. P. 044008.
112. Zeng X.L., Karwoth T., Koblischka M.R., Hartmann U., Gokhfeld D.M., Chang C., Hauet T. Analysis of magnetization loops of electrospun nonwoven superconducting fabrics // *Phys. Rev. Mater.* American Physical Society. 2017. V. 1. № 4. P. 044802.
113. Koblischka M.R., Gokhfeld D.M., Chang C., Hauet T., Hartmann U. Pinning force scaling of electrospun Bi-2212 nanowire networks // *Solid State Commun.* Pergamon. 2017. V. 264. P. 16–18.
114. Koblischka M.R., Zeng X.L., Karwoth T., Hauet T., Hartmann U. Magnetic properties of electrospun nonwoven superconducting fabrics // *AIP Adv.* American Institute of Physics Inc. 2016. V. 6. № 3. P. 035115.
115. Koblischka M.R., Zeng X.L., Karwoth T., Hauet T., Hartmann U. Transport and Magnetic Measurements on $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_8$ Nanowire Networks Prepared Via Electrospinning // *IEEE Trans. Appl. Supercond.* Institute of Electrical and Electronics Engineers Inc. 2016. V. 26. № 3. P. 1800605.
116. Gokhfeld D.M., Balaev D.A., Popkov S.I., Shaykhtudinov K.A., Petrov M.I. Magnetization loop and critical current of porous Bi-based HTS // *Phys. C Supercond.* North-Holland. 2006. V. 434. № 2. P. 135–137.
117. Petrov M.I., Balaev D.A., Shaihtudinov K.A., Gokhfeld D.M., Popkov S.I., Satzuk S.A. Magnetic properties of a low-density Bi-based HTSC // *Phys. Met. Metallogr. Nauka/Interperiodica.* 2006. V. 101. № S1. P. S29–S32.
118. Шайхутдинов К.А., Балаев Д.А., Попков С.И., Петров М.И. Возможный механизм возникновения участка с отрицательным магнитосопротивлением гранулярного ВТСП // *ФТТ.* 2009. Т. 51. № 6. С. 1046–1050.
119. Петров М.И., Балаев Д.А., Белозерова И.Л., Попков С.И., Дубровский А.А., Шайхутдинов К.А., Мартынов О.Н. Увеличение диамагнитного отклика в ВТСП $\text{Bi}_{1.8}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_{1.9}\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ и композитах $\text{Bi}_{1.8}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_{1.9}\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_x + \text{Ag}$ низкой плотности // *ЖТФ.* 2009. Т. 79. № 8. С. 45–49.
120. Gokhfeld D.M., Balaev D.A., Petrov M.I., Popkov S.I., Shaykhtudinov K.A., Val'kov V.V. Magnetization asymmetry of type-II superconductors in high magnetic fields // *J. Appl. Phys.* American Institute of Physics. 2011. V. 109. № 3. P. 033904.
121. Chen D.-X., Cross R.W., Sanchez A. Effects of critical current density, equilibrium magnetization and surface barrier on magnetization of high temperature superconductors // *Cryogenics (Guildf).* Elsevier. 1993. V. 33. № 7. P. 695–703.
122. Гохфельд Д.М. Расширенная модель критического состояния: асимметричные петли намагниченности и полевые зависимости критического тока

- сверхпроводников // ФТТ. 2014. Т. 56. № 12. С. 2298–2304.
123. *Larbaestier D., Gurevich A., Feldmann D.M., Polyanskii A.* High-Tc superconducting materials for electric power applications // *Nature*. 2001. V. 414. № 6861. P. 368–377.
 124. *Hensel B., Grasso G., Flükiger R.* Limits to the critical transport current in superconducting (Bi,Pb)₂Sr₂Ca₂Cu₃O₁₀ silver-sheathed tapes: The railway-switch model // *Phys. Rev. B. American Physical Society*. 1995. V. 51. № 21. P. 15456–15473.
 125. *Horvat J., Dou S.X., Liu H.K., Bhasale R.* Critical currents through strong links in Ag/Bi–Sr–Ca–Cu–O superconducting tapes // *Phys. C Supercond. North-Holland*. 1996. V. 271. № 1–2. P. 51–58.
 126. *Blatter G., Feigel'man M.V., Geschkenbein V.B., Larkin A.I., Vinokur V.M.* Vortices in high-temperature superconductors // *Rev. Mod. Phys. American Physical Society*. 1994. V. 66. № 4. P. 1125–1388.
 127. *Shaykhtudinov K.A., Balaev D.A., Gokhfeld D.M., Kuzmin Yu.I., Popkov S.I., Petrov M.I.* Study of current–voltage characteristics of Bi-based high-temperature superconductors with fractal cluster structure // *Phys. C Supercond*. 2006. V. 435. № 1–2. P. 19–22.
 128. *Shaykhtudinov K.A., Balaev D.A., Popkov S.I., Vasilyev A.D., Mart'yanov O.N., Petrov M.I.* Thermally activated dissipation in a novel foamed Bi-based oxide superconductor in magnetic fields // *Supercond. Sci. Technol. IOP Publishing*. 2007. V. 20. № 6. P. 491–494.
 129. *Prester M.* Current transfer and initial dissipation in high-Tc superconductors // *Supercond. Sci. Technol. IOP Publishing*. 1998. V. 11. № 4. P. 333–357.
 130. *Балаев Д.А., Попков С.И., Шайхутдинов К.А., Петров М.И., Гохфельд Д.М.* Магнитосопротивление пористого поликристаллического ВТСП. Влияние транспортного тока на сжатие магнитного потока в межгранулярной среде // ФТТ. 2014. Т. 56. № 8. С. 1492–1497.
 131. *Балаев Д.А., Дубровский А.А., Шайхутдинов К.А., Попков С.И., Гохфельд Д.М., Гохфельд Ю.С., Петров М.И.* Механизм гистерезисного поведения магнитосопротивления гранулярных ВТСП. Универсальность ширины гистерезиса магнитосопротивления // ЖЭТФ. 2009. Т. 135. № 2. С. 271–279.
 132. *Петров М.И., Балаев Д.А., Белозерова И.Л., Васильев А.Д., Гохфельд Д.М., Март'янов О.М., Попков С.И., Шайхутдинов К.А.* Получение методом одноосного прессования в жидкой среде и физические свойства висмутовой ВТСП керамики с высокой степенью текстуры // Письма в ЖТФ. 2007. Т. 33. № 17. С. 52–60.
 133. *Petrov M.I., Belozerova I.L., Shaikhtudinov K.A., Balaev D.A., Dubrovskii A.A., Popkov S.I., Vasil'ev A.D., Mart'yanov O.N.* Preparation, microstructure, magnetic and transport properties of bulk textured Bi_{1.8}Pb_{0.3}Sr_{1.9}Ca₂Cu₃O_x and Bi_{1.8}Pb_{0.3}Sr_{1.9}Ca₂Cu₃O_x + Ag ceramics // *Supercond. Sci. Technol. IOP Publishing*, 2008. V. 21. № 10. P. 105019.
 134. *Гохфельд Д.М., Балаев Д.А.* Анизотропия намагниченности текстурированного ВТСП Bi-2223 в сильных магнитных полях // ФТТ. 2020. Т. 62. № 7. С. 1017–1021.
 135. *Романов Е.П., Блинова Ю.В., Сударева С.В., Криницина Т.П., Акимов И.И.* Механизм образования тонкой структура, сверхпроводящие свойства высокотемпературных сверхпроводников и композитов на их основе // ФММ. 2006. Т. 101. № 1. С. 33–50.
 136. *Pessoa A.L., Raine M.J., Hampshire D.P., Namburi D.K., Durrell J.H., Zadorosny R.* Successful production of Solution Blow Spun YBCO + Ag complex ceramics // *Ceram. Int*. 2020. In press.
 137. *Mamalis A.G., Petrov M.I., Balaev D.A., Shaihtudinov K.A., Gokhfeld D.M., Milityn S.V., Ovchinnikov S.G., Kirko V.I.* A dc superconducting fault current limiter using die-pressed YBa₂Cu₃O₇ ceramic // *Supercond. Sci. Technol. IOP Publishing*. 2001. V. 14. P. 413.
 138. *Jin J.X., Xin Y., Wang Q.L., He Y.S., Cai C.B., Wang Y.S., Wang Z.M.* Enabling high-temperature superconducting technologies toward practical applications // *IEEE Trans. Appl. Supercond*. 2014. V. 24. № 5. P. 1–12.
 139. *Jia Z., Liu F., Jiang X., Wang L.* Engineering lattice metamaterials for extreme property, programmability, and multifunctionality // *J. Appl. Phys. AIP Publishing LLC*. 2020. V. 127. № 15. P. 150901.
 140. *Shoer J., Wilson W., Jones L., Knobel M., Peck M.* Microgravity demonstrations of flux pinning for station-keeping and reconfiguration of CubeSat-sized spacecraft // *J. Spacecr. Rockets*. 2010. V. 47. № 6. P. 1066–1070.
 141. *Yang W., Liao D., Ji Y., Yao L.* Effects of magnetization conditions on dynamic characteristics of spacecrafts with superconducting flux pinning docking interfaces // *J. Appl. Phys. AIP Publishing LLC*. 2018. V. 124. № 21. P. 213901.
 142. *Giffin A., Shneider M.N., Miles R.B.* Potential micrometeoroid and orbital debris protection system using a gradient magnetic field and magnetic flux compression // *Appl. Phys. Lett. American Institute of Physics*. 2010. V. 97. № 5. P. 054102.
 143. *Zheng F.* Model for choosing best alternative to remove space junk // *Proceedings of the 2017 5th International Conference on Frontiers of Manufacturing Science and Measuring Technology (FMSMT 2017)*. Paris, France: Atlantis Press, 2017.
 144. *Luongo C.A., Masson P.J., Nam T., Mavris D., Kim H.D., Brown G.V., Waters M., Hall D.* Next generation more-electric aircraft: a potential application for hts superconductors // *IEEE Trans. Appl. Supercond*. 2009. V. 19. № 3. P. 1055–1068.
 145. *Filipenko M., Kühn L., Gleixner T., Thummet M., Lessmann M., Möller D., Böhm M., Schröter A., Häse K., Grundmann J., Wilke M., Frank M., Hasselt P., Richter J., Herranz-Garcia M., Weidemann C., Spangolo A., Klöpzig M.* Concept design of a high power superconducting generator for future hybrid-electric aircraft // *Supercond. Sci. Technol. IOP Publishing*, 2020. V. 33. № 5. P. 054002.
 146. *Huang C., Xu B., Zhou Y.* Strategies to improve the dynamic levitation performance of superconducting maglevs against force decay and disturbance // *J. Appl. Phys. AIP Publishing LLC*. 2020. V. 127. № 19. P. 193907.