

05;12

Эффект внедрения наночастиц оксида магния в структуру лент Bi-2212/Ag на их сверхпроводящие свойства

© А.Ю. Илюшечкин,¹ И.Е. Аграновский,^{2,3} И.С. Альтман,² В.А. Загайнов,³ М. Чой⁴

¹ CSIRO, Pullenvale,
4069, QLD, Australia

² Griffith School of Engineering, Griffith University, Brisbane,
4111, QLD, Australia

³ Научно-исследовательский физико-химический институт им. Л.Я. Карпова,
105064 Москва, Россия

⁴ National CRI Center for Nano Particle Control,
Institute of Advanced Machinery and Design, Сеульский национальный университет,
Сеул, 151-742, Корея
e-mail: zagainov@cc.nifhi.ac.ru

(Поступило в Редакцию 13 апреля 2011 г.)

Представлены экспериментальные исследования высокотемпературного сверхпроводника $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$ (Bi-2212), легированного частицами MgO. Изучено влияние концентрации и размеров частиц на параметры высокотемпературной сверхпроводимости. Показано, что внедрение частиц не влияет на их строение. Получены оптимальные характеристики частиц, которые оказывают максимальное влияние. Оптимальные размеры частиц составляют 40–50 nm при кубической структуре, при этом следует следить за тем, чтобы эти частицы не создавали кластеров частиц. Представлены методы создания частиц и внедрения их частиц в сверхпроводник. Приведены результаты исследования сверхпроводящих свойств после введения частиц MgO. Оказалось, что при температурах, близких к 20 K, магнитные поля легированных лент превышают те же значения нелегированных в 2.5–10 раз в зависимости от концентрации MgO. Приведены температурные зависимости сверхпроводящих свойств легированных лент при различных магнитных полях.

Введение

Высокотемпературный сверхпроводник $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$ (Bi-2212) является одним из перспективных кандидатов для применения в системах передачи энергии, так как обладает высокими плотностями критического тока в магнитных полях при низких температурах, а также относительно нетрудоемким процессом изготовления [1,2].

Известно, что плотности критического тока (J_c) в Bi-2212-структурах могут быть значительно увеличены за счет упорядочения кристаллических зерен (кристаллитов), уменьшения слабых связей границ зерен поликристалла Bi-2212 и снижения концентрации примесных (вторичных) фаз, образующихся в процессе синтеза [3,4]. В электромагнитных полях плотность критического тока может быть также улучшена за счет внедрения в сверхпроводник инородных частиц, которые играют роль центров захвата потока (пиннинг).

Упорядочение кристаллических зерен достигается за счет синтеза по методу текстурирования керамик Bi-2212 (объемных образцов) через расплав или же с помощью метода частичного плавления сверхпроводящих лент Bi-2212 с последующей медленной кристаллизацией [5]. Оптимальные условия процесса частичного плавления, такие как температурный режим и атмосфера синтеза, влияют не только на упорядочение кристаллитов, но и уменьшают рост примесных фаз [5–8].

С точки зрения улучшения критического тока в структурах с высокотемпературной сверхпроводимо-

стью (ВТСП) за счет центров захвата потока перспективным представляется внедрение частиц металлов или оксидов, химически инертных к ВТСП-структурам, одним из которых является оксид магния [3,4,9–14]. Также установлено, что внедрение MgO в небольших концентрациях улучшает текстурирование керамик [4] и уменьшает количество вторичных фаз [3]. Размер частиц имеет большое значение с точки зрения эффективности центров захвата, внедренных в ВТСП-структуру. Если размер частиц значительно больше длины когерентности ВТСП-структуры (~ 1 nm), представляющую собой пространственную характеристику сверхпроводящих электронов, то частицы сами по себе не могут служить центрами захвата потока. В этом случае предполагается, что центром захвата потока может выступать граница раздела частиц и ВТСП-зерен, так как являются местами локализации дефектов различной природы [3].

Легирование частицами MgO размером ~ 200 nm Bi-2212 керамики показало увеличение плотности критического тока сверхпроводника в области низких температур (< 30 K), что подразумевало улучшение характеристик захвата потока и эффективность центров захвата [9]. Однако подобное легирование Bi-2212 керамики наночастицами размером ~ 10 nm не показало улучшения плотностей критического тока, что противоречило теории захвата потока. С другой стороны исследования Вея и соавторов показали, что захват потока был улучшен при легировании 20–30 nm наночастицами MgO не только Bi-2212 керамики [10], но и толстых

пленок (лент Bi-2212/Ag) [11]. Значительное улучшение гистерезиса магнетизации J_c было достигнуто в образцах, содержащих 20 mol.% (или 1.15 wt.%), что является в 4–5 раз меньше, чем концентрация, используемая в работе [9]. Следовательно эффективность центров захвата зависит не только от размеров частиц MgO, но и от их концентрации, и возможно допустить, что оптимальная концентрация частиц MgO зависит от их размера. Некоторое улучшение плотности критического тока наблюдалось в толстых пленках Bi-2212 на никелевой подложке (лента Bi-2212/Ni) при внедрении частиц MgO размером 200 nm до 5 vol.% (или 2.8 wt.%) [12,13]. При этом данные о более высоких концентрациях MgO не приводились.

И наконец, следует отметить, что эффект внедрения частиц в структуру и, следовательно, улучшения захвата потока могут зависеть от природы синтеза и морфологии частиц [14]: наиболее эффективно улучшали плотность критического тока частицы кубической или призматической формы, внедренные в ленты Bi-2212. Однако в матрице Bi-2212 эти частицы образовывали кластеры размером микрон.

В предыдущих работах исследовали эффект внедрения наночастиц MgO на микроструктуру и сверхпроводящие свойства лент Bi-2212/Ag, изготовленных пропусканием серебряной фольги через пасту Bi-2212 с последующим синтезом по методам частичного плавления и медленной кристаллизации [15,16]. Значительное улучшение в гистерезисе магнетизации ниже температуры перехода в ВТСП было достигнуто только тогда, когда наночастицы MgO были распределены в матрице Bi-2212 как индивидуальные частицы [15]. С целью предотвращения агломерации частиц MgO в матрице был предложен метод легирования лент Bi-2212/Ag путем напыления паров MgO в процессе сжигания металлического магния на ленту Bi-2212/Ag до ее термообработки частичным плавлением. Однако этот метод не обеспечивает равномерного распределения частиц по толщине пленки на серебре, концентрация снижается от поверхности ленты к границе с подложкой. Похожая техника легирования была использована группой исследователей [17]: наночастицы MgO круглой формы размером 300 nm были нанесены с помощью метода аэрозольного распыления в спиртовом растворе на поверхность сухой ленты Bi-2212Ag/Ni до термообработки. Улучшение плотности критического тока составляло около 60% по сравнению с лентами без добавки MgO. Оптимизация по концентрации этих лент в магнитных полях приведена не была, хотя указывалась необходимость обеспечения равномерного распределения центров пиннинга. В пленках, полученных вышеописанными методами, эффект MgO как центров пиннинга магнитного потока различен по слоям Bi-2212 и результаты по целому образцу, полученному данным методом, являются усредненными. Поэтому возможно предположить, что в случае равномерного распределения частиц критические токи в

магнитных полях могут быть еще более улучшены за счет оптимизации концентрации в матрице Bi-2212.

Последующие исследования были проведены с целью улучшения методов допирования, обеспечивающих относительно равномерное распределение индивидуальных наночастиц в матрице Bi-2212 [16].

Было предложено нанесение толстых пленок на ленту Ag по методу соосаждения Bi-2212 с MgO из спиртового раствора, а также с помощью метода пропускания ленты Ag через пасту Bi-2212, в которую частицы внедряются непосредственно в органический растворитель [16]. Оба метода обеспечивали наибольшие плотности критического тока лент в магнитных полях.

В настоящей работе представлены ключевые результаты предыдущих исследований, а также представлены результаты по оптимизации концентраций наночастиц с точки зрения обеспечения высоких плотностей критического тока сверхпроводящих лент.

1. Техника эксперимента

1.1. Приготовление наночастиц MgO

Наночастицы были произведены путем сжигания металлического магния на воздухе при атмосферном давлении. Кусок Mg, закрепленный на вольфрамовом держателе, был подожжен с помощью пропановой горелки, которая убиралась сразу после воспламенения магния. При сгорании металла поток наночастиц оксида магния конвективно поднимался вверх в виде шлейфа с диаметром порядка 1–3 см. Сбор наночастиц MgO происходил на холодную стеклянную пластину, расположенную на расстоянии 5 mm от горящего куска металла.

1.2. Методы нанесения Bi-2212 с пленки MgO на ленту Ag

В настоящей работе использовались два метода нанесения пленки на ленту:

1) метод соосаждения Bi-2212 с MgO из спиртового раствора;

2) метод пропускания ленты Ag через пасту Bi-2212, в которую частицы внедряются непосредственно в органический растворитель [18].

Оба метода обеспечивают контролируемую толщину покрытия и равномерное распределение наночастиц внутри него. Кроме того, как было упомянуто выше, оба метода обеспечивают наименьшую деградацию плотности критического тока в магнитном поле.

1.2.1. Метод соосаждения

Свежеприготовленный порошок MgO, собранный со стеклянной пластины, смешивался с этиловым спиртом (C_2H_5OH) в весовой концентрации порядка 10% и обрабатывался в ультразвуковой ванне в течение 10–15 min

для разрушения агрегированных частиц. Затем в суспензию добавлялся порошок Bi-2212, предварительно просеянный через 25-микронное сито. Порошок добавлялся в суспензию с последующим размешиванием в ультразвуковой ванне в течение 10–15 min. Концентрация Bi-2212 в суспензии определялась из расчета соотношения Bi-2212 к MgO, с тем чтобы обеспечить концентрацию в сухой пленке от 1 до 6 wt.%. Лента Ag площадью $30 \times 3 \text{ mm}^2$ и толщиной 100μ была помещена на дно ванны, специально изготовленной под размер лент. Суспензия заливалась в ванну на уровень, который определялся из расчета требуемой толщины нанесенной пленки, и осталась в ванне до полного испарения $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$. Параллельно испарению происходило соосаждение частиц MgO и Bi-2212 на ленту Ag. После просыхания ленты аккуратно извлекались со дна ванны и подвергались последующей термообработке.

1.2.2. Метод предварительного смешивания частиц в растворителе пасты

Свежеприготовленный порошок MgO был смешан с органическим растворителем пасты и размешан на магнитном миксере. Затем в суспензию был добавлен порошок Bi-2212, предварительно просеянный через 25-микронное сито.

Далее лента погружалась в пасту Bi-2212 + MgO и медленно вытягивалась из нее вместе с образующей жидкой пленкой. После этого лена Bi-2212/Ag высушивалась на воздухе при комнатной температуре в течение нескольких часов. Содержание MgO и Bi-2212 в пасте определялось из расчета требуемой концентрации в пленках, а содержание органических компонентов (растворителя и связующего компонента) определялось по вязкости пасты, которая контролировала толщину наносимой пленки при прохождении ленты через емкость с пастой.

1.3. Термообработка лент

Высушенные ленты были помещены на керамическую пластину для последующей термообработки внутри трубчатой электропечи по методам частичного плавления и медленной кристаллизации в чистом кислороде. Температуры частичного плавления и кристаллизации определялись предварительным дифференциальным термическим анализом лент. Было установлено, что максимальные температуры плавления должны быть в диапазоне 890–900°C, а температура, при которой кристаллизация должна быть завершена, находится в диапазоне 830–840°C.

Детальная оптимизация температурных режимов, включающая в себя скорости нагрева и охлаждения, была ранее установлена в [15,16]. С точки зрения получения лент Bi-2212/Ag с высокими критическими токами диапазон максимальных температур плавления лент Bi-2212/Ag с MgO несколько шире (885–905°C),

чем у образцов без MgO, что также наблюдалось в исследовании [17]. В настоящей работе были использованы два температурных режима для синтеза лент: в первом максимальная температура $T_1 = 892^\circ\text{C}$, во втором — $T_2 = 897^\circ\text{C}$. Остальные параметры термообработки были идентичными.

Последующая термообработка состояла в отжиге полученных лент в инертной атмосфере с целью оптимизации стехиометрии по кислороду у кристаллитов. Оптимальная температура и время термообработки определяются отдельно в зависимости от стехиометрического состава после синтеза через расплав. Так, например, в работе [19] оптимальным был найден отжиг в потоке азота при температуре 500°C в течение 10 h. Нам ранее было установлено [15,16], что в потоке аргона оптимальным является отжиг при 600°C в течение 10 h. После такого отжига пленки имели максимальные значения температур перехода в ВТСП и плотностей критического тока.

1.4. Техника анализа и измерений

Микроструктура, состав и толщина образцов были определены с помощью сканирующей электронной микроскопии (FEI Quanta 200 SEM), включающей электронно-зондовый микроанализ с энергодисперсной спектроскопией обратно-отраженных электронов (EDS). Отображение SEM обычно выполнялось с использованием датчика обратно-отраженных электронов, чтобы отличить MgO от матрицы Bi-2212 с более высокими атомными числами.

Измерения критического тока были выполнены при 77 K в магнитном поле образцов, используя стандартный четырехпробный метод с критерием в $1 \mu\text{V}/\text{cm}$. Контакты напряжения в образцах были помещены на расстояниях приблизительно 10 mm друг от друга. Плотность критического тока в магнитных полях определялась через кривую гистерезиса магнетизации, используя модель критического состояния, описанного Bean [20]. Магнитные свойства образцов были измерены коммерческим магнетометром со СКВИД (Quantum Design, MPMS 7) при 5–30 K и магнитных полях до 5 T. В измерениях магнитное поле было параллельно *c*-оси ленты Bi-2212/Ag. Относительная ошибка измерений обычно не превышала 1%.

2. Результаты и обсуждения

2.1. Микроструктура наночастиц MgO и синтезированных лент Bi-221/Ag

Как описано в [21], полученные наночастицы MgO представляют собой кубические монокристаллы с характерным размером приблизительно 40–50 nm. Типичное изображение ТЕМ, представляющие морфологию частицы и распределение размера, показано на рис. 1. Было

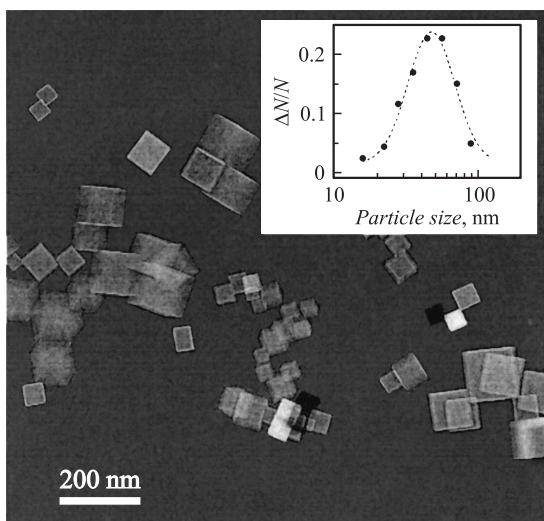


Рис. 1. ТЕМ-фото частиц (просвечивающая электронная микроскопия) и распределение размеров наночастиц, используемых в настоящей работе.

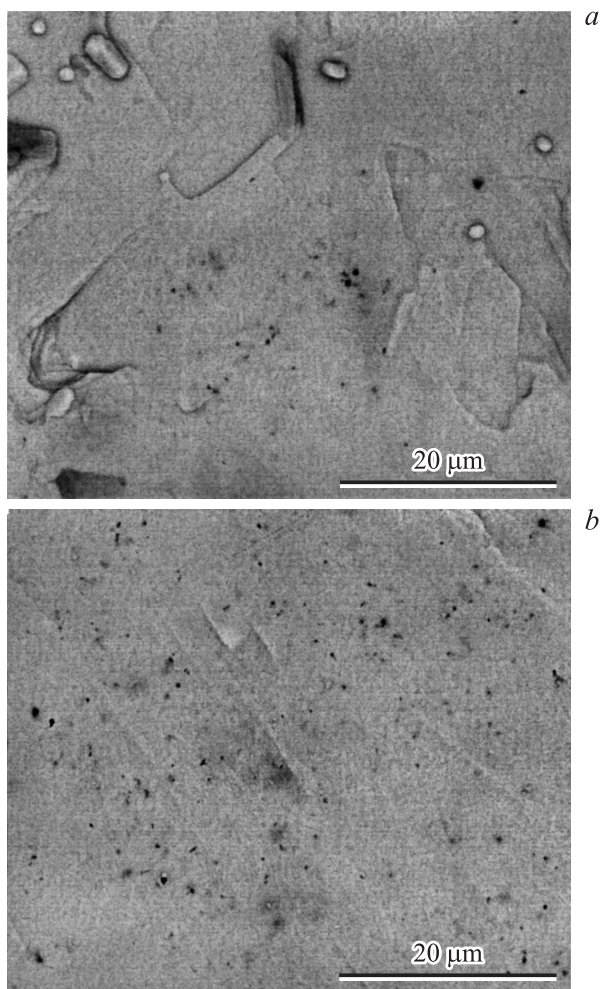


Рис. 2. SEM-фото поверхностей лент Bi-2212/Ag (сканирующая электронная микроскопия), изготовленных по методу соосаждения Bi-2212 с MgO из спиртового раствора (a), и с помощью пропускания ленты Ag через пасту Bi-2212 (b).

также установлено, что на расстояниях не более 2 см от пламени частицы не образуют агломераты.

SEM-анализ, показал что ленты, термообработанные в режиме частичного плавления с последующей кристаллизацией, состояли из кристаллитов Bi-2212 с небольшим включением вторичных фаз, которые представляют собой сложный оксид Sr–Cu–Cu–O; в образцах с MgO их содержание было незначительным по сравнению с нелегированными лентами Bi-2212. Типичные поверхности лент, подготовленных двумя различными методами введения MgO, описанными выше, представлены на рис. 2. В обоих методах MgO не реагирует с матрицей Bi-2212 и представлены как отдельные (свободные) частицы, которые сохраняют оригинальную кубическую форму. Все изображения SEM соответствуют образцам, содержащим 4 wt.% MgO.

Однородность распределения наночастиц в матрице зависит от методов их внедрения. Было установлено, что самое однородное распределение MgO было получено для лент, подготовленных по методу соосаждения (рис. 1, a). Количественный EDS-анализ показал, что изменение концентрации MgO вдоль *c*-оси не превышало 2%, а в плоскости *a*–*b* не более 10%. Удовлетворительное распределение MgO было также достигнуто с помощью предварительного смешивания частиц в растворителе пасты (рис. 1, b): изменение концентрации MgO по всем направлениям не превышало 20–25%.

2.2. Сверхпроводящие свойства лент Bi-2212

2.2.1. Сверхпроводящие свойства лент Bi-2212 в своем поле

В настоящей работе величины J_c лент Bi-2212 при 77 К в магнитном поле образцов были в диапазоне 2.500–15.000 А/см² в зависимости от толщины лент и концентрации MgO. Рис. 3 показывает зависимость J_c от толщины для нелегированных и MgO-легированных

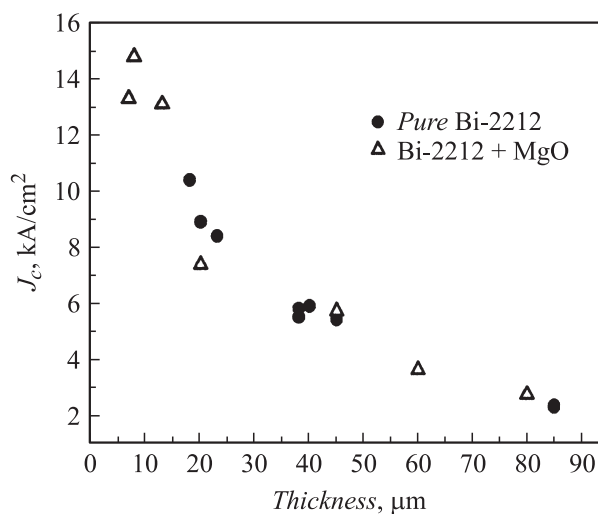


Рис. 3. Зависимость J_c от толщины для нелегированных и MgO-легированных лент Bi-2212.

Зависимость J_c от концентрации MgO для лент Bi-2212/Ag

| MgO, wt.% | 0 | 1 | 2 | 4 | 6 |
|------------|-----------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| T, H | $J_c, \text{kA/cm}^2$ | | | | |
| 77 K, 0 T | 5.9–6.0 | 5.4–5.6 | 5.0–5.5 | 5.2–5.3 | 2.3–2.7 |
| 5 K, 0.1 T | 40.5–41.1 | 37.0–39.3 | 36.6–40.6 | 40.3–45.5 | 21.5–26.3 |

лент Bi-2212. Ясно, что критический ток J_c значительно уменьшается с толщиной пленки, особенно у пленок с толщиной менее 30–40 μm .

Результаты, полученные Buhl и его коллегами [19] для Bi-2212 толстых пленок на подложках Ag, показывают точно такую же тенденцию.

В таблице представлена зависимость J_c от концентрации MgO для лент Bi-2212/Ag (с толщиной пленки 40–50 μm) при 77 K в поле образца и при 5 K в поле 0.1 T. Легирование частицами MgO матрицы Bi-2212 в целом не увеличивало величину J_c при 77 K в магнитном поле образцов. Кроме того, если концентрация MgO превышает 4 wt.% в матрице Bi-2212, величина J_c -лент становится значительно ниже. Вероятно, что увеличение концентрации MgO в Bi-2212 приводит к дезориентации зерен (кристаллитов) и ослабляет связи их границ зерен.

2.2.2. Сверхпроводящие свойства лент Bi-2212 в приложенных магнитных полях

Так как значения J_c зависят от толщины пленки Bi-2212, то для того чтобы оценить эффект добавки MgO и его концентрации предпочтительно иметь ленты с подобными толщинами или оценивать нормализованные значения J_c . В настоящей работе для оценки деградации сверхпроводящих свойств с повышением температуры и магнитного поля представленные значения J_c для ленты Bi-2212 + MgO/Ag нормализованы к J_c , полученному при 5 K в приложенном магнитном поле 0.1 T, как к максимальным полученным значениям.

Рис. 4, *a* и *b* показывает эффект магнитного поля на нормализованные значения J_c при температурах 5 и 20 K соответственно. Графики представляют результаты измерений лент, полученных при двух температурных режимах, описанных выше (T_1 и T_2), с концентрацией MgO 1, 2 и 4 wt.%. Для сравнения представлены также зависимости, полученные для нелегированных лент Bi-2212/Ag. Все образцы показывают деградацию J_c с увеличением поля, однако у легированных образцов значения J_c ухудшаются меньше по сравнению с нелегированными. При температуре 5 K значения J_c легированных лент приблизительно в 1.5 раза выше по сравнению с значениями J_c , полученными для нелегированного образца. С увеличением температуры до 20 K это различие становится еще более существенным. Образцы с 4 wt.% (4MsT1 и 4MsT2) имеют более высокие значения J_c , чем соответственно образцы с 1 и 2 Wt.% MgO (2MsT1 и 1MsT2), обработанные при тех же температурах.

Зависимости от температуры в магнитных полях 0.1 и 1 T показаны соответственно на рис. 5, *a* и *b*. С увеличением температуры превосходство лент Bi-2212/Ag с MgO становится все более очевидным: при температурах, близких к 20 K, значения легированных лент превышают значения нелегированных в 2.5–10 раз в зависимости от концентрации MgO. При температуре 30 K и низких магнитных полях значения J_c образцов с 4 wt.% (4MsT1 и 4MsT2) превышали MgO приблизительно в 10 раз больше, чем значения в лентах с 1 и 2 Wt.% MgO (2MsT1 и 1MsT2), и в 20 раз выше, чем J_c нелегированных лент.

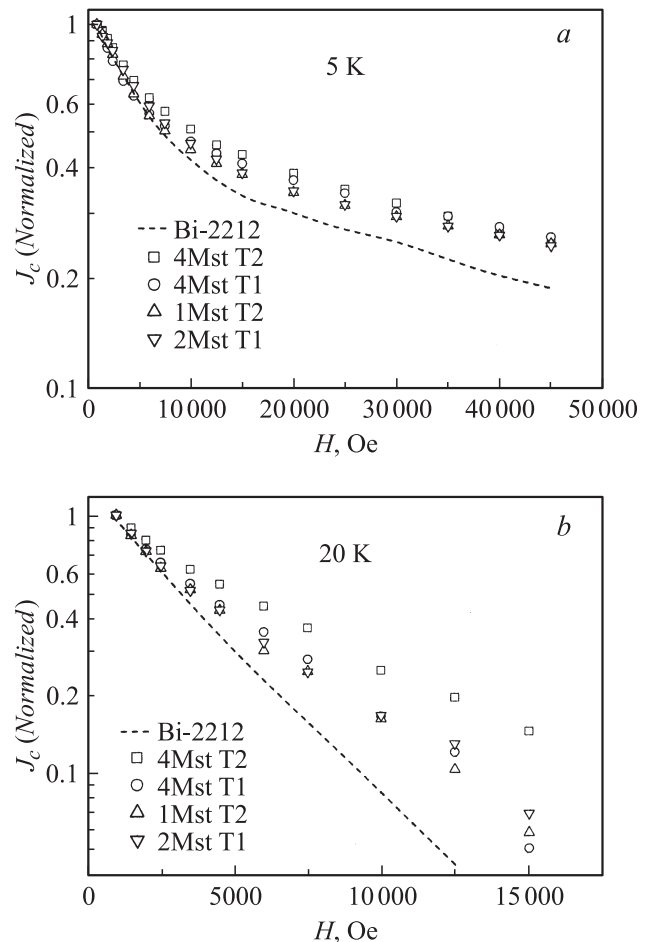


Рис. 4. Зависимость J_c лент Bi-2212/Ag от приложенного магнитного поля при 5 K (*a*) и 20 K (*b*). Данные нелегированных лент представлены штриховой линией. $H = 1 \text{ T}$. Обозначения: 4MsT1, 4MsT2 — Bi-2212 + 4%MgO; 2MsT1 — Bi-2212 + 2%MgO; 1MsT2 — Bi-2212 + 1%MgO.

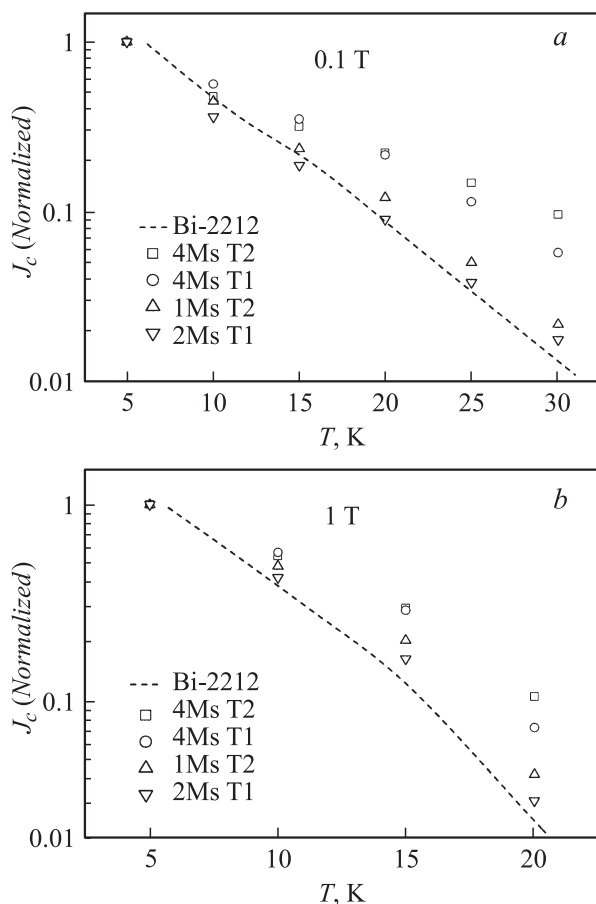


Рис. 5. Зависимость J_c лент Bi-2212/Ag от температуры при $H = 0.1$ Т (а) и $H = 1$ Т (б). Данные нелегированных лент представлены пунктирной линией. Обозначения: 4MsT1, T2 — Bi-2212 + 4%MgO; 2MsT1 — Bi-2212 + 2%MgO; 1MsT2 — Bi-2212 + 1%MgO.

Даже учитывая, что абсолютные значения J_c образцов с 4 Wt.% MgO на 20–30% ниже, чем у нелегированных лент, эта деградация значительно ниже, чем превосходство более чем на порядок значений J_c в магнитных полях у легированных лент перед нелегированными. Это ясно указывает преимущества легирования.

Заключение

Ленты Bi-2212/Ag с различными фиксированными концентрациями MgO в матрице Bi-2212 были получены по методу соосаждения Bi-2212 и MgO из спиртового раствора и с помощью метода пропускания ленты Ag через пасту Bi-2212 с последующей термообработкой по методу частичного плавления и медленной кристаллизации. Были исследованы микроструктура и сверхпроводящие свойства полученных лент. Частицы MgO в матрице Bi-2212 не реагируют со сверхпроводником и сохраняют кубическую морфологию. Самое однородное распределение частиц MgO было достигнуто для лент Bi-2212, подготовленных с помощью метода соосажде-

ния. Было найдено, что улучшение гистерезиса магнетизации достигнуто у легированных лент. Увеличение концентрации MgO в составе лент ведет к увеличению плотности критического тока J_c , однако при высоких концентрациях (6 wt.%) абсолютное значение J_c значительно уменьшается. Поэтому оптимальная концентрация частиц MgO в лентах Bi-2212/Ag, исследованных в настоящей работе, составляет около 4 wt.%.

Список литературы

- [1] Kase J., Irisawa N., Morimoto T., Togano K., Kumakura H., Dieterich D.R., Maeda H. // Appl. Phys. Lett. 1990. Vol. 56. P. 970.
- [2] Walker M.S., Hazelton D.W., Gardner M.T., Rice J.A., Walker D.G., Trautwein C.M., Ternullo N.J., Shi X., Weloth J.M., Sokolowski R.S. // IEEE Trans. Appl. Supercond. 1997. Vol. 7. P. 889.
- [3] Huang S., Dew-Hughes D., Zheng D.N., dJenkins R. // Supercond. Sci. Technol. 1996. Vol. 9. P. 368.
- [4] Pavard S., Volland C., Bourgault D., Tournier R. // Supercond. Sci. Technol. 1998. Vol. 11. P. 1359.
- [5] Kase J., Togano K., Kumakura H., Dieterich D.R., Irisawa N., Morimoto T., Maeda H. // Jpn. J. Appl. Phys. 1990. Vol. 29. P. L1096.
- [6] Noji N., Zhou W., Glowacki B.A., Oota A. // Physica C. 1993. Vol. 205. P. 397.
- [7] Zhang W., Hellstrom E.E. // Physica C. 1993. Vol. 218. P. 141.
- [8] Buhl D., Lang T., Gauckler L.J. // Supercond. Sci. Technol. 1997. Vol. 10. P. 32.
- [9] Ni B., Tomishige Y., Xiong J., Zhao Z.X. // IEEE Trans. Appl. Supercond. 1999. Vol. 9. P. 2347.
- [10] Wei W., Schwartz J., Goretta K., Balachandran U., Bhargava A. // Physica C. 1998. Vol. 298. P. 279.
- [11] Wei W., Sun Y., Schwartz J., Goretta K., Balachandran U., Bhargava A. // IEEE Trans. Appl. Supercond. 1997. Vol. 7. P. 1556.
- [12] Ni B., Asayama K., Kiyuna S. // Physica C. 2002. Vol. 372–376. P. 1868.
- [13] Ni B. // Physica C. 2003. Vol. 386. P. 300.
- [14] Bhargava A., Alarco J.A., Mackinnon I.D.R., Page D., Ilyushechkin A. // Mater. Lett. 1998. Vol. 34. P. 133.
- [15] Ilyushechkin A.Y., Agranovski I.E., Altman I.S., Racha N., Choi M. // Supercond. Sci. Technol. 2005. Vol. 18. P. 1123.
- [16] Agranovski I.E., Ilyushechkin A.Y., Altman I.S., Bostrom T.E., Choi M. // Physica C. 2006. Vol. 434. P. 115.
- [17] Bhattacharaya R.N., Spagnol P., Miao H., Marken K., Willis J.O. // Phys. Stat. Sol. A. 2004. Vol. 201. P. 2880.
- [18] Ilyushechkin A.Y., Yamashita T., Mackinnon I.D.R. // Physica C. 2002. Vol. 377. P. 362.
- [19] Buhl D., Lang T., Gauckler L.J. // Supercond. Sci. Technol. 1997. Vol. 10. P. 32.
- [20] Bean C.P. // Rev. Mod. Phys. 1964. Vol. 36. P. 39.
- [21] Altman I.S., Agranovski I.E., Choi M. // Appl. Phys. Lett. 2004. Vol. 84. P. 5130.