

Источники фликкер-шума и технология сверхпроводящих микрополосков на основе пленок иттрий-бариевого купрата

© С.Ф. Карманенко,¹ А.А. Семенов,¹ В.Н. Леонов,² А.В. Бобыль,³
А.И. Дедоборец,³ А.В. Лунев,³ А.В. Нащекин,³ Р.А. Сурис³

¹ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет,
197376 Санкт-Петербург, Россия

² Всероссийский научный центр "ГОИ им. С.И. Вавилова",
199034 Санкт-Петербург, Россия

³ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Поступило в Редакцию 1 апреля 1999 г.)

Моделирование процесса отжига эпитаксиальных пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ в рабочих диапазонах частоты и температуры показало, что преобладающими источниками фликкер-шума в сверхпроводниковых микрополосках являются переходы кислорода вблизи малоугловых границ блоков. Для изготовления сверхпроводящих микрополосков размером $\sim 1 \mu\text{m}$ применялись технологии магнетронного распыления и травления химическим и ионно-лучевым методами.

Введение

Для сравнительного анализа уровня фликкер-шума [1] пленочных микрополосков обычно применяется параметр Хоуге (α). Эпитаксиальные пленки высокотемпературных сверхпроводников $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ обладают высоким уровнем шумового параметра $\alpha > 10^{-3}$ при 93 К, что превышает на 2–3 порядка значения α для нормальных металлов [1–3]. Высокие значения α свидетельствуют о слабой конкурентной способности оксидных сверхпроводников для применений в криоэлектронных болометрах. Допустимые характеристики болометрических приборов на основе пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ обычно достигаются только за счет высокого значения температурного коэффициента сопротивления в области фазового перехода. Кроме этого, большие значения шумового параметра прогнозируют быструю деградацию рабочих характеристик болометров, поскольку высокий уровень α указывает на значительную концентрацию метастабильных дефектов и их интенсивную низкотемпературную диффузию [4]. Улучшение структурного совершенства и снижение дефектности пленок являются актуальной задачей технологии сверхпроводниковых болометрических приборов.

Для ряда перспективных приборов современной криоэлектроники необходимо добиваться субмикронного разрешения на пленочных топологиях [5–8]. Стандартные литографические процессы, разработанные для полупроводниковой микроэлектроники, и основанные на химическом способе травления, не обеспечивают необходимые разрешения [6]. Простая адаптация методов ионного и лазерного травления [9,10] также не дает удовлетворительных результатов из-за сильной деградации кислородной подрешетки и ухудшения сверхпроводящих и шумовых параметров пленок: критической температуры (T_c), ширины резистивного перехода (ΔT_c), плотности критического тока (j_c); α и др. [7,8].

Данная работа имела целью совершенствование технологии сверхпроводниковых микрополосков на основе модельных расчетов и экспериментальных исследований. На начальном этапе выявлялась природа источников фликкер-шума, преобладающих на рабочей частоте f и температуре T . Для этой цели проводилось Монте-Карло-моделирование пространственного распределения кислорода по базовой CuO плоскости $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$. В результате применения комплексного подхода к решению указанной задачи были получены следующие результаты: изготовлены микрополоски с размером $1-3 \times 1-5 \mu\text{m}$ и субмикронным разрешением по ширине края структур $\sim 0.2 \mu\text{m}$; снижена концентрация источников фликкер-шума, дефектов-флуктуаторов в области энергий 0.2–0.6 eV примерно в 3 раза по сравнению с предыдущими [6,11] лучшими результатами [12]; достигнуты рекордные значения параметра Хоуге $\sim 10^{-4}$ при 93 К на $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ микрополосках.

Монте-Карло-моделирование и источники шума на $f-T$ -плоскости

Распределение атомов кислорода по двум подрешеткам CuO плоскости рассчитывалось по схеме Метрополиса метода Монте-Карло в рамках модели ANNN [13–16], учитывающей отталкивающие взаимодействия ближайших атомов кислорода и притягивающее взаимодействие цепочечных атомов кислорода через орбитали находящихся между ними атомов Cu . Процесс модельного отжига начинался при высокой температуре и хаотическом распределении атомов кислорода по подрешеткам, а заканчивался при низкой температуре образованием упорядоченной фазы. Как показано в [3], эпитаксиальные $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ пленки состоят из малоугловых блоков и границы этих блоков являются основными каналами, через которые проходят потоки кислорода

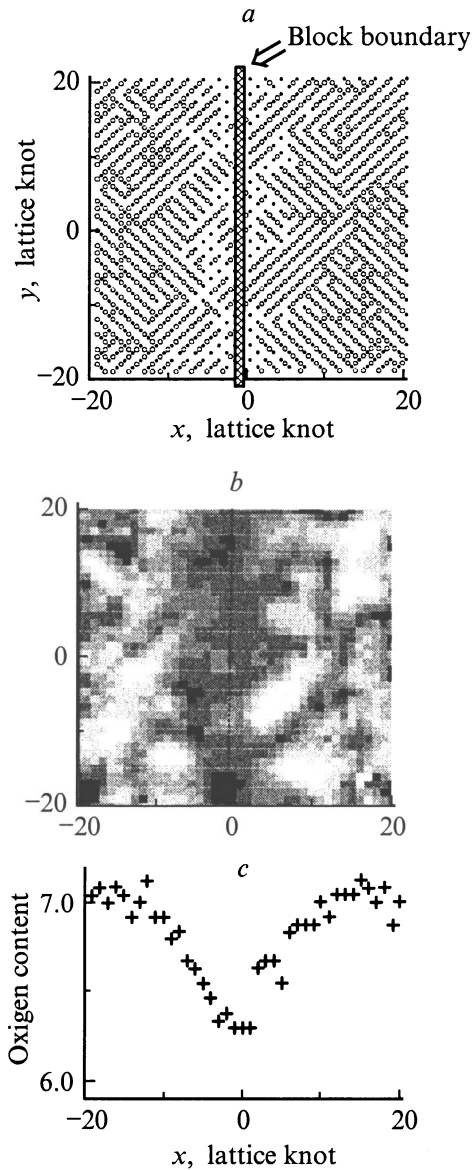


Рис. 1. Монте-Карло-моделирование пространственного распределения атомов кислорода (*a*) и энергии барьеров активации на CuO плоскости вблизи границы малоуглового блока $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ пленок (*b*), а также зависимость кислородного состава в перпендикулярном направлении к границе блока (*c*).

в зависимости от режимов послеростовых отжига и атмосферы хранения [4,6,17]. Предложенная модель учитывала обеднение кислородом границ блоков следующим образом. На квадрате 44×44 узлов разбрасывались 860 атомов, что соответствовало кислородной нестехиометрии $\delta = 0$. В процессе понижения температуры после каждых четырех Монте-Карло-шагов на атом из расчетов исключали атомы, попавшие на узлы с координатами $x = 0$ и $x = -1$, $y = -22 \div 22$, которые отмечены на рис. 1, *a* темной полосой. Там же показано окончательное распределение атомов, возникавшее после завершения отжига, в результате 10^3 шагов и суммарного удаления ~ 100 атомов. Высота барьера E при переходе атома

в соседний пустой узел рассчитывалась в приближении гармонического потенциала ямы узла [14]. Пространственное распределение барьеров, усредненное по 8 соседним узлам, показанное на рис. 1, соответствует распределению атомов кислорода (светлые и темные кружки обозначают атомы кислорода и меди соответственно) и энергии барьеров активации на CuO плоскости вблизи границы малоугловых блоков. На рис. 1, *b* выделены семь уровней шкалы серых оттенков, соответствующих приращению энергии активационного барьера ($\Delta E_b = 0.15 \text{ eV}$ на один уровень), начиная от нижнего (темного) уровня $E_b = 0.5 \text{ eV}$. Аналогичное распределение внутри блока имеет однородный, случайный характер. Спектр энергий дефектов-флуктуаторов, показанный на рис. 2, определялся в результате подсчета количества барьеров при переходе атома кислорода с энергией E на устойчивый соседний узел. Приведенные на рис. 2 спектры 3 и 4 получены путем соответствующих комбинаций спектров 1 и 2 с учетом зависимости доли дефектов-флуктуаторов на границе и внутри блока в зависимости от его размера. Штриховые прямые на спектрах 3 и 4 примерно соответствуют результатам шумовых измерений, приведенным в [3], для пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ на Si и MgO подложках, имеющих аналогичные размеры блоков. Из рис. 1 и 2 видно, что атомы кислорода, расположенные вблизи границы блока, цепочек дефектов и в упорядоченной фазе имеют следующие энергии барьеров: менее 0.5, 0.5–1.4 и более 1.4 eV соответственно. Используя эти значения, а также известное соотношение для величины энергии, которую атом может получить термоактивационным путем за время $1/f$ при температуре T [1],

$$E = kT \ln(2\pi f \tau_\vartheta), \quad (1)$$

где τ_ϑ^{-1} — дебаевская частота ($\approx 10^{-13} \text{ s}^{-1}$), можно на f - T -плоскости обозначить области, показанные на рис. 3, в пределах которых преобладающими будут соответствующие источники фликкер-шума. Пунктир разделяет область актуальных частот регистрации сигналов

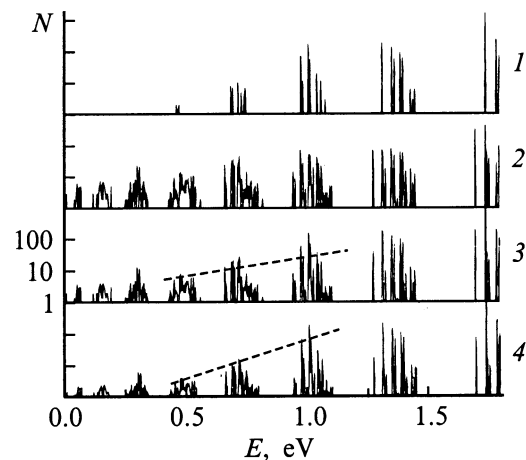


Рис. 2. Спектр дефектов-флуктуаторов внутри блока (1) и вблизи блока (2), а также моделирование реальных пленок с размерами блоков 40 nm (3) и 200 nm (4).

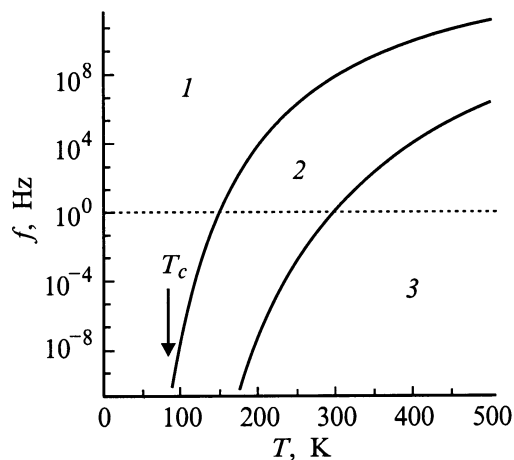


Рис. 3. Преобладающие источники фликкер-шума на f – T -плоскости. В областях 1–3 дефектами-флуктуаторами являются атомы кислорода, расположенные вблизи границы блока, вблизи дефектов цепочек и в упорядоченной фазе соответственно.

(> 1 Hz) и область частот деградиационных процессов. В приборах, работающих вблизи T_c , при $f > 1$ Hz основными источниками шума являются границы блоков или другие планарные и топологически близкие микродефекты, пересекающие CuO плоскость. К подобным планарным дефектам относятся одиночные дислокации и их скопления, угловые и двойниковые границы, вблизи которых энергия активации диффузии атомов кислорода не превышает 0.5 eV.

Таким образом, на основании проведенного моделирования, можно сделать выводы о целесообразности специального контроля за наличием двухмерных (планарных) микродефектов в пленках; применения технологических операций, преобразующих планарные дефекты в поверхностные трехмерные или катионные дефекты; обеспечения избыточного давления кислорода в процессе термообработки пленок $YBa_2Cu_3O_7$ с целью подавления потока кислорода, покидающего пленку вблизи планарных дефектов.

Технология выращивания и диагностика пленок $YBa_2Cu_3O_7$

Пленки $YBa_2Cu_3O_7$ выращивались в *in situ* процессе магнетронного распыления керамической мишени диаметром ~ 90 mm [18–20]. Давление смеси газов $Ar+O_2$ при соотношении парциальных давлений $\sim 1:1$ варьировалось в диапазоне $p = 40$ – 80 Pa. Область однородного осаждения пленок в указанном режиме составляла ~ 50 mm в диаметре. В работе исследовались пленки, полученные в двух типовых технологических процессах. В первом из них [18] выращивались пленки при скорости роста $V_g = 1.0$ – 1.5 nm/min, при этом технологический режим не изменялся в период осаждения.

Проведенные экспериментальные и модельные исследования [3,18–21] привели к выводу о необходимости

снижения скорости роста и изменении режимов в начальный период роста и процесса термической обработки пленок. В усовершенствованном технологическом процессе по сравнению с тем, который применялся в работах [3,18,19], в начальный период осаждения устанавливалось пониженное значение удельной мощности магнетронного разряда w ($\sim 30\%$ от номинального значения), которое плавно увеличивалось до 4 – 5 W/cm² в течение 20–25 min. Температура подложки также постепенно снижалась на 20–30 K в течение указанного времени. Значение температуры подложки в установившемся процессе роста составляло ~ 1000 K. Значение V_g варьировалось в диапазоне 0.7–1.0 nm/min посредством управления p и w . Толщина пленок составляла 200–1000 nm. После окончания процесса осаждения проходила термообработка пленок в атмосфере кислорода. Температура плавно понижалась до ~ 750 K и после выдержки не менее 20 min пленки плавно охлаждались в течение ~ 1 h. Указанная операция термообработки способствовала понижению плотности планарных угловых границ, образующихся при тетраортоструктурном переходе [22].

В качестве подложек для выращивания эпитаксиальных пленок $YBa_2Cu_3O_7$ использовались пластины двух типов, различающихся значением параметра рассогласования решеток $\xi = 2(a_1 - a_2)/(a_1 + a_2)$, где a_1 , a_2 — параметры элементарной ячейки для материала подложки и пленки соответственно. Перовскитные подложки алюмината лантана $LaAlO_3$ и галлата неодима $NdGaO_3$ обладают $\xi = 1.0$ – 2.0% , а подложка другого типа — оксид магния MgO отличается сильным структурным рассогласованием ($\xi \sim 9\%$).

Для анализа структуры применялась диагностика комбинационного рассеяния света [18,19]. Спектры возбуждались Ar^+ лазером и измерялись спектрометром, созданным на базе двойного монохроматора. Для определения содержания компонентов использовался микроанализатор "Camebax" и метод рентгено-спектрального анализа [21] по интенсивности линий YLa , $BaLa$, $CuKa$, $CuL\alpha$ и $OK\alpha$. Наблюдения морфологии поверхности пленок проводились в электронном микроскопе типа "CamScan".

Структура и морфология пленок $YBa_2Cu_3O_7$

Известно, что c_{\perp} -ориентированная структура является метастабильной фазой соединения $YBa_2Cu_3O_7$ [20,22]. Образование блоков альтернативной c_{\parallel} -ориентации приводит к формированию межблочных границ, "сбою" ориентированного механизма роста и ухудшению характеристик пленок. Низкая плотность потока атомов-компонентов и повышенная температура способствуют усилению поверхностной диффузии и препятствуют формированию зародышей конкурирующей фазы.

На структурно-согласованных перовскитных подложках, начиная с толщины около трех c_{\perp} -монослоев, на-

блюдается послойный рост (механизм Франка–ван-дер-Мерве) [23]. На подложках MgO проявляются трехмерные зародыши, спиральный рост островков и последующая коалесценция с полным покрытием поверхности при толщине более $10c_{\perp}$ -монослоев [24]. Для стабилизации сверхпроводящей ортофазы на подложках с малым параметром ξ могут служить катионные и планарные дефекты. Как показали термодинамические оценки [26], для применяемых режимов выращивания не существует условий образования равновесной фазы (123), но вероятны механизмы стабилизации перовскитного соединения. Анализ равновесия в системе $Y_{0.5}CuO-BaO$ с применением методов геометрической термодинамики [25] позволил оценить потенциал Гиббса ΔG фазы (123), который необходимо понизить с помощью неравновесных дефектов на величину не менее чем 50 kJ/g/atom , т.е. на 20–25%. Одним из вероятных механизмов катионного дефектообразования является формирование дефектной ортофазы с предполагаемым составом $\langle 235 \rangle$ [26]. Предположение основано на исследованиях катионного состава структур $YBa_2Cu_3O_7/LaAlO_3$, установивших, что пленки, обладающие наиболее высокими параметрами, отличаются слабым дефицитом бария и меди. Данный вывод согласуется с исследованиями структур $YBa_2Cu_3O_7/LaAlO_3$, проведенными в работе [27]. Дефицит бария и меди в пленках $YBa_2Cu_3O_7$ может обеспечиваться "on axis" режимом осаждения при давлении рабочего газа 30–40 Pa. На подложки, расположенные в прямой проекции зоны эрозии мишени, воздействует плазма тлеющего разряда, способствующая слабому дефициту компонента, наиболее подверженного распылению, — бария [28]. Избыточные атомы иттрия могут занимать позиции бария и образовывать дефекты замещения типа Y_{Ba} , которые способствуют стабилизации c_{\perp} -ориентированной фазы.

На рис. 4 приведены поверхности пленок $YBa_2Cu_3O_7$ разной толщины, выращенных на подложках $LaAlO_3$. Рис. 4, *a* показывает сравнительно гладкую морфологию, которую проявляет пленка толщиной $\sim 600 \text{ nm}$. На поверхности присутствуют отдельные светлые кристаллиты (предположительно $BaCuO_2$), которые появляются на поверхности при толщине пленки $YBa_2Cu_3O_7 \sim 500 \text{ nm}$. Известно, что подложки алюмината лантана обладают большой плотностью двойниковых и малоугловых границ [29], которые могут при эпитаксиальном выращивании переходить в пленку. Формирование угловых границ приводит к понижению ΔG пленки и стабилизации структурно совершенной фазы $YBa_2Cu_3O_7$. Из рис. 4, *a* видно, что кристаллиты конкурирующей фазы на поверхности пленки располагаются вдоль определенных линий, вероятно, угловых границ. Закрепление зародышей конкурирующей фазы является энергетически выгодным, поскольку свободная поверхностная энергия вдоль линий дефектности понижена по сравнению с основной поверхностью. На рис. 4, *b* показана поверхность пленки толщиной $\sim 1200 \text{ nm}$. Отдельные кристаллиты правильной формы, расположенные на сравнительно гладкой поверхности, при дальнейшем росте преобразуются в

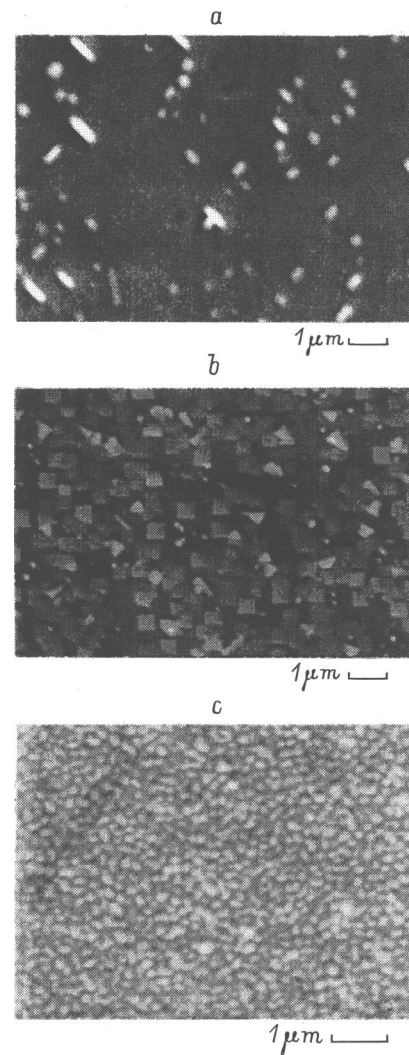


Рис. 4. Поверхности пленок $YBa_2Cu_3O_7$ различной толщины, выращенных на подложках $LaAlO_3$.

блочные пирамиды. На рис. 4, *c* приведена поверхность пленки $YBa_2Cu_3O_7$ большой толщины $\sim 1.6 \mu\text{m}$, которая имеет форму сросшихся пирамидальных микроблоков.

Вероятно, послойный механизм роста пленок $YBa_2Cu_3O_7$ на подложках $LaAlO_3$ в рассмотренном выше технологическом режиме реализуется до определенной толщины. При достижении $\sim 500 \text{ nm}$ на поверхность пленки могут выходить отдельные примесные кристаллиты, которые по мере роста основной пленки вытесняются на поверхность и увеличиваются в размере. Кристаллиты конкурирующей фазы играют роль стоков избыточных катионов. При толщине около $1 \mu\text{m}$ на поверхность пленки выходят винтовые дислокации, которые проявляются в формировании отдельных кристаллитов правильной формы идентичной ориентации. На данной стадии послойный рост преобразуется в рост отдельных кристаллитов вокруг оси дислокации в виде колонн или пирамид. Из рис. 4, *c* можно оценить размер отдельного микроблока

250–300 nm. На этом основании плотность микроблоков составляет $1-2 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$, что соответствует значению плотности центров зародышеобразования c_{\perp} -ориентированной фазы, определенной в работе [30].

Изготовление микрополосок: процессы фотолитографии и химического травления пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$

Нанесение контактных площадок на пленки $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ выполнялись через специальные маски в процессе термического испарения в вакууме при давлении $\sim 10^{-5}$ Торр и температуре образцов $\sim 450 \text{ K}$. В качестве основного материала для контактных слоев применялось серебро, которое покрывалось тонким слоем золота. Общая толщина электродного слоя составляла $\sim 500 \text{ nm}$. Пленки с контактными площадками проходили процесс размерной обработки. Наиболее критичной стадией данного процесса по отношению к параметрам микрополосок является травление образца через фоторезистивную маску.

Процесс химического травления определяется выбором травящего раствора, который должен обеспечивать точное воспроизведение топологического рисунка и сохранение параметров пленок. В качестве химического травителя пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ обычно используются растворы таких кислот, как серная, соляная, азотная, ортофосфорная, уксусная, которые при слабых концентрациях раствора (менее 5 vol.%) проявляют высокую скорость травления (V_{et}) [9,31,32]. Линейная зависимость V_{et} от концентрации раствора характерна для кислотных растворов с $pH < 7$. Процесс травления в растворах кислот имеет невысокую воспроизводимость, поэтому в данной работе исследовалась возможность применения в качестве травителя соединения Трилон-Б — раствора динатриевой соли этилен-диамин-тетраацетата (ЭДТА). Трилон имеет близкую к линейной зависимость V_{et} от концентрации, которая характерна для щелочных растворов с $pH > 10$ [9,32].

Пленочная структура покрывалась слоем фоторезиста ФП-383 или типа AZ. После сушки в термостате при $\sim 360 \text{ K}$ выполнялось экспонирование и проявление фоторезиста в растворе КОН с последующей промывкой

Таблица 1. Режимы травления пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ в 30%-ном растворе Трилон-Б

№	Режим		Подтрав, %
	$T, ^\circ\text{C}$	t, s	
1	20	150	21
2	45	17	-10
3	50	15	0
4	50	25	5
5	55	15	12
6	60	20	15
7	70	10	22

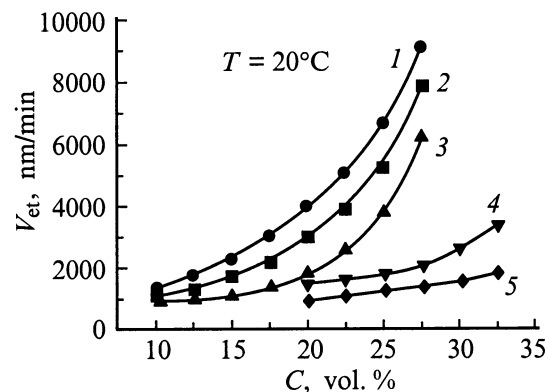


Рис. 5. Скорость травления пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ в зависимости от концентрации растворов различных кислот и соединения Трилон-Б: 1 — HNO_3 , 2 — H_2SO_4 , 3 — H_3PO_4 , 4 — HCl , 5 — Трилон (масштаб V_{et} увеличен в 30 раз).

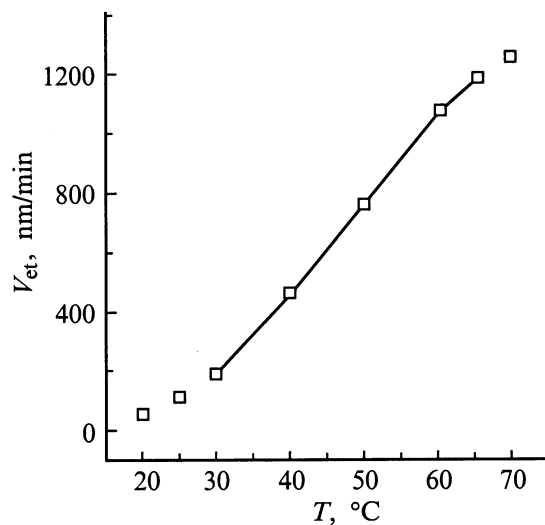


Рис. 6. Температурная зависимость скорости травления пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ 30%-ным раствором соединения Трилон-Б.

в деионизованной воде. При последующем задубливании фоторезиста температура не превышала 410 K. После подготовки и нагрева травителя пленочная структура погружалась в раствор на определенное время и промывалась в проточной воде. Концентрационные зависимости скорости травления пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ приведены на рис. 5. Значения V_{et} в растворе Трилон-Б существенно ниже по сравнению с другими растворами кислот. Температурная зависимость V_{et} водного раствора Трилон-Б с концентрацией 30% показана на рис. 6. Размер подтрав определялся по отношению $z = (w_0 - w_1)w_0$, где w_0 и w_1 — ширина полоски на фотошаблоне, и на пленке после травления соответственно. Результаты экспериментов приведены в табл. 1, из которых следует, что наилучшие результаты получены в режиме 3.

Таблица 2. Электрические параметры пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ при химическом травлении

№ образца	Режим травления	T_c , К		ΔT_c , К		$r = R_{300}/R_0$	
		до ФЛ	после	до ФЛ	после	до ФЛ	после
1.1	HCl (20%), 20°C	88.1	< 77	6.2	—	1.6	1.3
1.2		88.7	88.6	2.1	2.7	2.7	2.5
1.3		90.7	91.2	1.0	0.7	2.9	2.9
2.1	H ₃ PO ₄ (10%), 20°C	87.1	85.7	2.2	3.1	2.1	1.9
2.2		89.2	89.0	1.5	1.6	2.5	2.5
3.1	Трилон-Б, 50°C	89.1	89.0	2.3	2.5	2.7	2.5
4.1	Трилон-Б, 60°C	86.7	86.4	4.0	5.1	2.3	2.0
		90.2	90.5	0.7	0.6	2.7	2.8

Пр и м е ч а н и е. Значение T_c соответствует нулевому сопротивлению образца, ΔT_c — ширина резистивного перехода, $r = R_{300}/R_0$ — отношение сопротивления образца при 300 К к сопротивлению перед началом перехода.

Для технологических экспериментов были выбраны образцы, имевшие различные T_c и структурное качество. Пооперационный контроль параметров высококачественных пленок (с T_c , близкой к 90 К, и гладкой поверхностью) на этапах задубливания фоторезиста, проявления и вскрытия топологического рисунка не обнаружил влияния на T_c . Пленки с гранулированной структурой имели $T_c = 80$ –85 К и были чувствительны к операциям размерной обработки. Результаты измерений параметров $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ пленок для различных режимов травления приведены в табл. 2. По сравнению с травлением в растворах кислот обработка в Трилон-Б слабее влияет на параметры пленок. Величина подтравы после травления в растворе Трилон-Б составляет 0–6%, тогда как после H₃PO₄ — 12–27%. Таким образом, было установлено, что для химического травления пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ предпочтительными являются раствор Трилон-Б и режим 3, приведенный в табл. 2.

После окончания операций микропрофилирования пленочной топологии и удаления с поверхности остатков фоторезистивной маски микрополоски проходили термообработку в атмосфере кислорода, аналогичную обработке пленки после завершения процесса осаждения. Термообработка устраняла возможные нарушения в пленке, возникшие в процессе размерной обработки, и снижала омическое сопротивление контактных площадок. Приемлемое разрешение и незначительные нарушения в процессе размерной обработки указывают на то, что химическое травление является перспективным методом для изготовления сверхпроводниковых интегральных приборов.

Технология ионного травления пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$

Для процесса ионного травления применялась установка ВУП-5, в которой был установлен специально изготовленный дуопигатронный ионный источник [5,33].

Технологическая камера откачивалась до давления 10^{-6} Торр, а в процесс травления давление не поднималось выше 10^{-3} Торр. Ионный источник формировал нейтрализованный пучок ионов аргона диаметром 35 мм

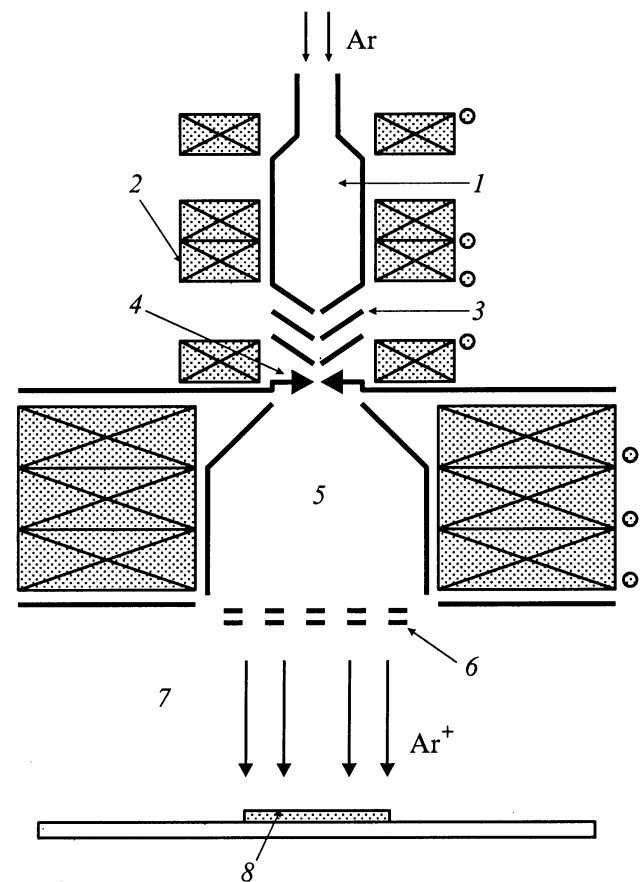


Рис. 7. Источник ионизированных атомов Ar дуопигатронного типа для травления пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$. 1 — ионизационная камера, 2 — магниты, 3 — фокальные электроды, 4 — углеродная диафрагма, 5 — эмиссионная камера, 6 — эмиссионные электроды, 7 — вакуумная камера, 8 — образец.

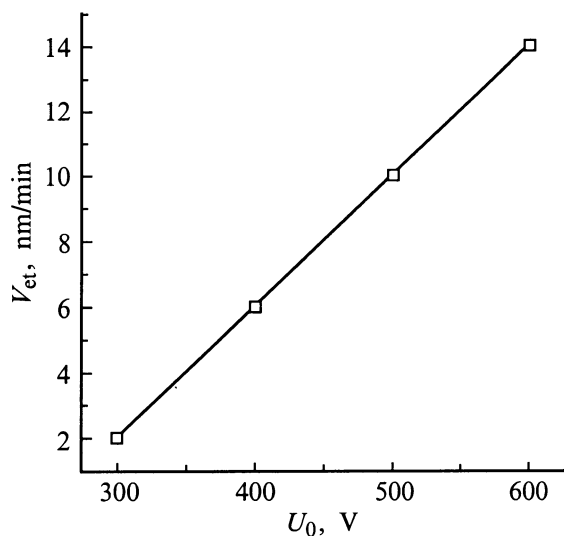


Рис. 8. Зависимость скорости ионного травления пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ от величины ускоряющего напряжения U_0 .

и однородностью $\sim 95\%$. Энергия ионов варьировалась в пределах 50–1500 eV при плотности тока до 1 mA/cm^2 .

Дуопигатронное распылительное устройство, схематически показанное на рис. 7, является модификацией дуоплазмотронного ионного источника, в котором плотная низкотемпературная плазма создается посредством газоразрядных плазменных эмиттеров, имеющих большую поверхность эмиссии ионов. Конструкция устройства позволяет получать ток эмиссии ионов в десятки миллиампер на 1 cm^2 и формировать точечный источник с малой величиной перетекания холодного газа из разрядной камеры в ускоряющий промежуток. Для создания пучка с широкой апертурой и высокой плотностью ускоренных частиц требуется применение расширителя плазмы, который имеет потенциал анода и антикатода и обеспечивает режим разряда с осциллирующими электронами. Газоразрядная плазма дуопигатрона состоит из двух частей: катодной и анодной плазмы, разделенных областью двойного слоя. Наличие продольного магнитного поля приводит к неоднородности радиального распределения $j+$ и появлению радиального электрического поля в плазме. Введение наряду с продольным поперечного многополюсного магнитного поля на периферии анодной области позволяет уменьшить потери ионов и электронов плазмы и существенно улучшает однородность распределения $j+$ по эмиссионной поверхности. Поперечное магнитное поле создается набором постоянных магнитов с чередующимися полюсами, расположенными вдоль образующей цилиндрического анода. На поверхности анода поле составляет около 0.1 T и быстро падает к оси разрядной камеры.

Для контроля длительности процесса травления применялись образцы-свидетели из пленки $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ с нанесенными контактными площадками, экранированными от воздействия пучка ионов. В процессе травления измерялось сопротивление пленки. Момент резкого воз-

растания сопротивления соответствовал полному травлению пленки, и процесс прекращался. На рис. 8 представлена зависимость скорости ионного травления пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ от величины ускоряющего напряжения U_0 в пределах 300–600 eV при значении плотности ионного тока $j \approx 0.3 \text{ mA/cm}^2$. Температура поверхности пленки во время травления не превышала 350 K.

Геометрические размеры и состояние поверхности образцов определялись с помощью сканирующего электронного микроскопа "CamScan" с разрешением не хуже $0.1 \mu\text{m}$. На рис. 9 показаны микрополоски, полученные различными методами травления. Из рисунков следует, что технология химического и ионного травления обеспечивает высокое разрешение, определяемое по ширине края топологии, которое составляет не более $0.2 \mu\text{m}$. Микрополоски, полученные в процессе ионного травления, имеют более ровный край и лучшее разрешение, но следует учитывать то, что при использовании химического процесса травления отсутствует радиационное воздействие и дополнительная генерация дефектов.

Технология лазерного травления пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$

Для лазерного травления применялась установка ретуши фотосаблонов МЭ-551Б и азотный лазер ЛГИ-505: длина волны $0.37 \mu\text{m}$, длительность импульса 7 ns, плотность энергии в импульсе на образце до 4 J/cm^2 , диаметр пучка на образце $5 \mu\text{m}$, частота следования импульсов до 1 kHz , шаг смещения пучка между импульсами $1 \mu\text{m}$.

На рис. 9, е, показывающем край топологии после проведения процесса лазерного травления, виден диэлектрический бортик шириной около $3 \mu\text{m}$, который возникает в результате выброса волны расплава за край лазерного пучка. По данным рентгеноспектрального микроанализа область бортика содержит избыток атомов Y и Ba (не более 10–15%). Вероятно, размер этой области определяется глубиной сильного прогрева края пленки (около $3 \mu\text{m}$), необходимого для адгезии вышедшего расплава [7,34]. Капли на поверхности указывают на то, что волна расплава выбрасывается на край пленки под воздействием факела лазерной плазмы. Поскольку на указанной длине волны лазера глубина поглощения составляет $\sim 0.1 \mu\text{m}$ [7], а толщина пленки 200–500 nm, то вся энергия поглощается в пленке $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ и после первых нескольких импульсов происходит полное удаление пленки. Однако наличие неоднородностей изображения на всей обрабатываемой поверхности указывает на необходимость увеличения количества лазерных импульсов, что приводит к дополнительной тепловой нагрузке и, вероятно, к избыточному фликкер-шуму.

На рис. 9, d присутствуют светлые (по сравнению с исходным изображением) полосы шириной около $30 \mu\text{m}$, прилегающие к краю пленок и обусловленные приповерхностными повреждениями. Две линии данного ри-

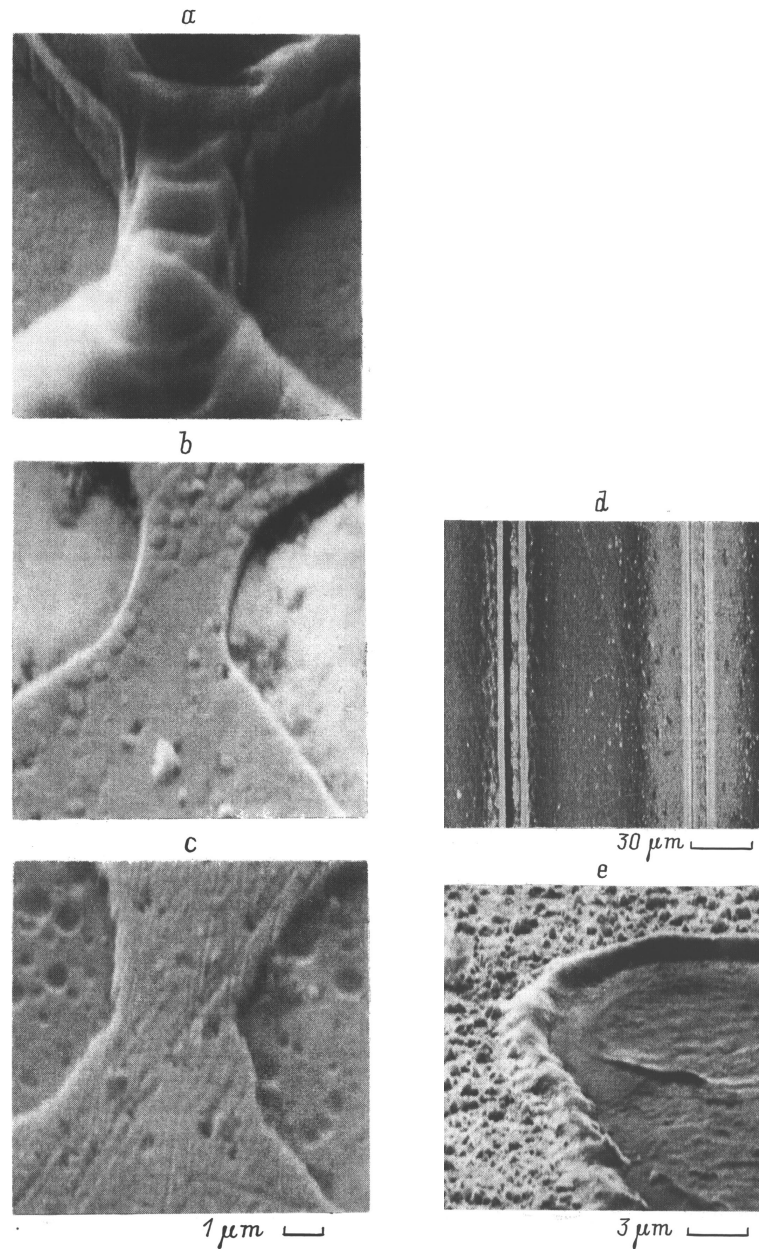


Рис. 9. Структуры в сканирующем электронном микроскопе: *a* — ионное травление до удаления фоторезиста; *b* — после; *c* — химическое травление в растворе Трилон-Б (режим 3 в табл. 1); *d, e* — различный масштаб структур, полученных лазерным травлением.

сунка соответствуют разной мощности лазера, левая получена при $U = 165W$, а правая при $U = 220W$. Улучшения режимов лазерной обработки, связанные с модернизацией оптического оборудования и обеспечением гибкого регулирования мощности лазерного пучка, позволили уменьшить размер области повреждений.

Таким образом, технология лазерного травления значительно уступает процессам химического и ионного травления. Однако данный метод весьма удобен для формирования контактных площадок и корректировки топологии сверхпроводниковых структур с характерным размером более $100 \mu m$.

Шумовая характеристика $YBa_2Cu_3O_7$ микрополосков

В работе проводился сравнительный анализ шумовых характеристик образцов, полученных химическим и ионным травлением, и выявление природы источников фликкер-шума.

Образцы микрополосков монтировались на специальном держателе в вакуумном объеме металлического криостата заливного типа. Размеры микрополосков позволяли проводить измерения спектральной плотности шума напряжения S_V в широком диапазоне

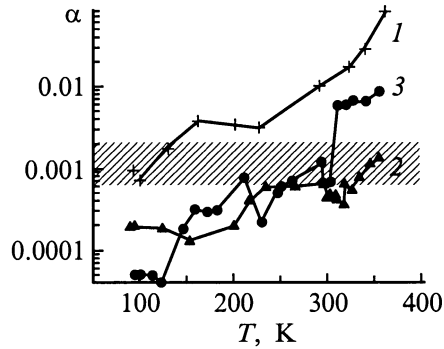


Рис. 10. Температурная зависимость параметра Хоуге $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ микрополосков шириной 2.3–3.0 μm : 1 и 2 — получены жидкостным травлением в растворе Трилон-Б до и после совершенствования технологии изготовления микрополосков соответственно; 3 — микрополоски, изготовленные ионным травлением. Полосой выделена область параметров Хоуге, достигнутая до настоящих работ.

$S_V = 10^{-19} - 10^{-8} \text{ V}^2 \cdot \text{Hz}^{-1}$ на частоте $f = 1 - 10^5 \text{ Hz}$ [11]. Величина параметра Хоуге рассчитывалась по формуле

$$\alpha(f, T) = N_e f S_V(f, t) V^{-2}, \quad (2)$$

где N_e и V — количество заряженных носителей тока в образце и его объем.

Результаты измерений и соответствующих расчетов с использованием выражения (2) представлены на рис. 10. Уровень шума в образцах, полученных в условиях усовершенствованной технологии, существенно уменьшился, на что указывает сравнение кривых 1 и 2. Сопоставление кривых 2 и 3 указывает также на повышенный уровень шума при высокой температуре (более 300 К), который проявляют образцы, полученные ионным травлением, по сравнению с шумовым параметром микрополосков, полученных химическим травлением. Вместе с этим при температуре около 93 К шум нормальной фазы мостиков, полученных ионным травлением, достигает очень низких значений ($\alpha < 10^{-4}$), свидетельствующих о подавлении источников шума, созданных в пленке в процессе ионной обработки. Вероятно, наибольшие повреждения образуются в кислородных цепочках плоскости CuO , пересекающей планарные дефекты. Соотношение между уровнем шума, наблюдаемым при разной температуре, указывает на некоторую стабилизацию кислородных дефектов в CuO плоскости, расположенных вблизи границ малоугловых блоков, при низкой температуре.

Заключение

Проведенное усовершенствование технологии выращивания и размерной обработки сверхпроводниковых пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ позволило существенно снизить уровень фликкер-шума в пленках. Моделирование процесса отжига пленок показало, что преобладающие источники

фликкер-шума в эпитаксиальных структурах обусловлены переходами кислорода вблизи малоугловых и двойниковых границ, которые являются основными видами планарных дефектов в пленках. Вероятно, в образцах происходит преобразование планарных дефектов в трехмерные дефекты на поверхности пленок или катионные дефекты. Дефекты замещения типа Y_{Ba} способствуют понижению термодинамического потенциала сверхпроводящей фазы, ее структурной стабилизации и понижению шумового параметра пленок. Основными факторами усовершенствования технологии выращивания пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ в процессе магнетронного распыления являлись понижение скорости роста пленок (ниже, чем $\sim 0.8 \text{ nm/min}$) и применение "плавного" выхода на заданный технологический режим.

Генерация дефектов в пленочных топологиях происходит и в процессе размерной обработки. Для изготовления сверхпроводящих микрополосков с размерами на уровне 1 μm применялись технологии химического и ионного травления пленок $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$. С точки зрения минимальности нарушений, вносимых в пленку, и "ухода" заданных топологических размеров, предпочтительным является процесс химического травления в растворе соли органической кислоты ЭДТА–Трилон-Б. Вместе с этим только процесс травления низкоэнергетичным пучком ионов аргона из дуопигатронного источника обеспечивает на пленках $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ субмикронное разрешение по ширине края топологии ($\sim 0.2 \mu\text{m}$) при сохранении высоких параметров сверхпроводящего состояния пленок. Разработанная технология микропрофилирования позволила значительно снизить уровень шума в сверхпроводниковых микрополосках и получить рекордную величину параметра Хоуге — 10^{-4} при 93 К на частоте 10 Hz.

Работа проводилась при поддержке проектов № 98031 и 98055 по государственной программе "Сверхпроводимость".

Авторы благодарны И.А. Хребтову за участие в работе и полезные обсуждения, Т.И. Анохиной за проведение экспериментов по химическому травлению и М.Е. Гаевскому за исследования морфологии пленок.

Список литературы

- [1] Kogan Sh. *Electronic Noise and Fluctuations in Solids*. Cambridge: University press, 1996. 354 p.
- [2] Pelz J., Clarke J. // *Phys. Rev. B*. 1987. Vol. 36. P. 4479–4482.
- [3] Bobyl A.V., Gaevskii M.E., Karmanenko S.F. et al. // *J. Appl. Phys.* 1997. Vol. 82. N. 2. P. 1274–1281.
- [4] Rothman S.J., Routbort J.L., Welp U. et al. // *Phys. Rev. B*. 1991. Vol. 44. N 4. P. 2326–2332.
- [5] Karmanenko S.F., Barchenko V.T., Dedyk A.I. et al // *Supercond. Sci. Technol.*, 1998. Vol. 11. N 3. P. 284–288.
- [6] Bobyl A.V., Gaevskii M.E., Konnikov S.G. et al. // *Scanning Microscopy*. 1996. Vol. 10. P. 679–684.
- [7] Eidelloth W., Gallagher W.J., Robertazzi R.P. // *Appl. Phys. Lett.* 1991. Vol. 59. N 10. P. 1257–1259.
- [8] Barth R., Spangenberg B., Langheirich W. // *J. Vac. Sci. Technol.* 1992. Vol. A 10. N 6. P. 3411–3413.

- [9] *Моро У.* Микролитография. Ч. 2. М.: Мир, 1990. 632 с.
- [10] VLSI Electronics Microstructure Science. Plasma Processing for VLSI/Ed. N.G. Einspruch, D.M. Brown. Orlando: Academic Press, 1984. Vol. 8. 469 p.
- [11] *Хребтов И.А., Леонов В.Н., Карманенко С.Ф.* и др. // Сверхпроводимость. Физ. Хим. Технол. 1993. Т. 6. Вып. 4. С. 786–796.
- [12] *Fardmanesh M., Rothwarf A., Scoles K.J.* // J. Appl. Phys. 1996. Vol. 79. N 4. P. 2006–2011.
- [13] *Fontaine D., Wille L.T., Moss S.C.* // Phys. Rev. B. 1987. Vol. 36. P. 5709–5714.
- [14] *Khachataryun A.G., Morris J.W.* // Phys. Rev. Lett. 1988. Vol. 61. N 1. P. 215–219.
- [15] *Goldman M., Burmester C.P., Wille L.T., Gronsky R.* // Phys. Rev. B. 1994. Vol. 50. P. 1337–1341.
- [16] *Березкин А.А., Бобыль А.В., Дедоборец А.И.* и др. // ФТТ. 1999. Т. 41. Вып. 6. С. 957–965.
- [17] *Куликов Д.В., Суриц Р.А., Трушин Ю.В.* // ФТТ. 1994. Т. 36. Вып. 11. С. 2975–2980.
- [18] *Karmanenko S.F., Velousov M.V., Davydov V.Yu.* et al // Supercond. Sci. Technol. 1993. Vol. 6. N 1. P. 23–29.
- [19] *Карманенко С.Ф., Давыдов В.Ю., Митрофанов А.П., Семенов А.А.* // Письма в ЖТФ. 1996. Т. 22. Вып. 23. С. 69–74.
- [20] *Karmanenko S.F.* // Supercond. Sci. Technol. 1999. Vol. 12. N 1. P. 36–44.
- [21] *Bert N.A., Bobyl A.V.* et al. // Physica C. 1997. Vol. 280. N 2. P. 121–136.
- [22] *Вишняков А.В.* // Высокотемпературная сверхпроводимость. Фундаментальные и прикладные исследования. Л., 1990. С. 377–404.
- [23] *Savvides N., Katsaros A.* // Physica C. 1994. Vol. 226. N 1. P. 23–35.
- [24] *Афросимов В.В., Ильин Р.Н., Карманенко С.Ф.* и др. // ФТТ. 1999. Т. 41. Вып. 4. С. 588–595.
- [25] *Соколовская Е.М., Гузей Л.С.* Металлохимия. М.: Изд-во МГУ, 1986. 264 С.
- [26] *Карманенко С.Ф., Свищев А.А., Семенов А.А.* и др. // Письма в ЖТФ. Т. 25. Вып. 15. С. 79–88.
- [27] *Schneider P., Linker G., Schneider R.* et al. // Physica C. 1996. Vol. 266. P. 271–277.
- [28] *Карманенко С.Ф., Митрофанов А.П., Някиев К.Ф.* и др. // ЖТФ. 1995. Т. 65. Вып. 1. С. 64–69.
- [29] *Морозов А.Н., Морозова О.Ю., Пономарев Н.М.* // Сверхпроводимость: Физ. Хим. Технол. 1992. Т. 5. Вып. 2. С. 388–392
- [30] *Nieh C.W., Anthony L., Josefowicz J.Y., Krajenbrink F.G.* // Appl. Phys. Lett. 1990. Vol. 56. P. 2138–2141.
- [31] *Широкова Л.М., Петренко Н.А.* // Изв. ЛЭТИ. 1991. Вып. 437. С. 46–50.
- [32] *Ginley S., Ashby C.I.H., Plut T.A.* et al. // Appl. Phys. Lett. 1993. Vol. 63. N 17. P. 2429–2431.
- [33] *Stirling W.L., Tsai C.C., Ryan P.M.* // Rev. Sci. Instr. 1977. Vol. 48. P. 533–550.
- [34] *Vase P., Yueqiang S., Freltoft T.* // Appl. Surf. Sci. 1990. Vol. 46. P. 61–66.