

УДК 538.945 + 620.22

Синтез высокотемпературных сверхпроводящих слоев

И. Б. Хайбуллин, В. Ю. Петухов, В. А. Жихарев, В. В. Базаров

ИЛЬДУС БАРИЕВИЧ ХАЙБУЛЛИН — доктор физико-математических наук, член-корреспондент РАН, заведующий лабораторией радиационной физики Казанского физико-технического института (КНЦ РАН). Область научных интересов: радиационная физика, импульсный отжиг, физика низкоразмерных систем, ВТСП материалы.

ВЛАДИМИР ЮРЬЕВИЧ ПЕТУХОВ — доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории радиационной физики КНЦ РАН. Область научных интересов: радиационная физика, ионно-лучевой синтез, ВТСП материалы, наноструктуры, магнетизм в низкоразмерных системах, радиоспектроскопия.

ВАЛЕНТИН АЛЕКСАНДРОВИЧ ЖИХАРЕВ — доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой Казанского государственного технологического университета. Область научных интересов: радиационная физика, физика низкоразмерных систем, ВТСП материалы.

ВАЛЕРИЙ ВЯЧЕСЛАВОВИЧ БАЗАРОВ — научный сотрудник лаборатории радиационной физики КНЦ РАН. Область научных интересов: радиационная физика, физика низкоразмерных систем, ВТСП материалы, радиоспектроскопия.

420029 Казань, ул. Сибирский тракт, д. 10/7, КФТИ КНЦ РАН, тел. (8432)92-06-88,
E-mail khaibul@dionis.kfti.knc.ru

Введение

С момента открытия высокотемпературной сверхпроводимости (ВТСП) Дж. Беднорцем и К. Мюллером в 1986 году [1] было проведено достаточно много работ по изучению влияния ионной имплантации на ВТСП материалы. Основная часть из них была выполнена с использованием керамики Y-Ba-Cu-O, La-Sr-Cu-O, Ti-Ca-Ba-Cu-O, кристаллов и тонких пленок, причем подавляющее число работ посвящено изучению влияния ионной имплантации на физические характеристики ВТСП материалов. Установлено (см., например, [2—4]), что с ростом дозы облучения удельное сопротивление в нормальном, несверхпроводящем состоянии увеличивается вплоть до диэлектризации слоя, уменьшается температура перехода в сверхпроводящее состояние T_c вплоть до подавления сверхпроводимости, причем ширина перехода при этом существенно возрастает. Кроме того, с увеличением дозы облучения возрастает количество радиационных дефектов, уменьшается степень ромбичности кристаллической структуры исходного материала и при определенной дозе происходит аморфизация образца, что сопровождается набуханием слоя на 2—3%. Иттриевые образцы — наиболее радиационно-стойкие среди ВТСП материалов.

В ряде работ [5—7] достигнуто улучшение сверхпроводящих свойств ВТСП материалов при воздействии ионных пучков, однако, как правило, эти улучшения были реализованы для некачественных пленок и при дозах, на порядок меньших доз, вызывающих деградацию сверхпроводящих свойств, менее $1 \cdot 10^{13}$ ион/см².

Что касается работ по ионно-лучевому синтезу, при котором исходные несверхпроводящие пленки переводятся в сверхпроводящее состояние, то их немного. В некоторых работах [8, 9] ионная имплантация проводилась в режиме ионно-лучевого перемешивания, причем

для получения ВТСП слоев требовался постимплантационный высокотемпературный отжиг (600—800 °С). В работах [10—17] необходимые изменения стехиометрии исходных несверхпроводящих образцов были достигнуты с помощью ионной имплантации. Так, в [10] получены ВТСП слои при имплантации ионов Y²⁺ в Y-дефицитную керамику Y-Ba-Cu-O, в [11, 12] путем имплантации ионов меди в Cu-дефицитную керамику той же системы синтезированы ВТСП слои с $T_c = 60—96$ К с широким переходом ΔT_c . Осуществлен ионный синтез сверхпроводящих пленок в кислород-дефицитных ВТСП материалах путем имплантации ионов O⁺ [13—15]. Однако во всех указанных выше работах сверхпроводящие свойства имплантированных слоев возникали только в результате длительного высокотемпературного, часто многоступенчатого отжига после имплантации. Отжиг производился в атмосфере кислорода, даже в случае бомбардировки ионами кислорода. Нами показана принципиальная возможность синтеза тонких сверхпроводящих слоев на поверхности массивных несверхпроводящих керамик системы Y-Ba-Cu-O путем имплантации ионов Cl⁺ или Cl²⁺ [16] и Cu⁺ или Cu²⁺ [17].

В связи с тем, что для целого ряда технологий, в особенности в области микроэлектроники, отсутствие длительных высокотемпературных обработок является весьма желательным, а зачастую обязательным условием, развитие идей ионного синтеза тонких сверхпроводящих пленок, предложенных в [16, 17], представляется весьма перспективным. Главными задачами работы, которой посвящена данная статья, являлись формирование тонких субмикронных пленок высокотемпературных сверхпроводников путем модификации структуры и состава исходно несверхпроводящих тетрагональных пленок системы Y-Ba-Cu-O методом ионной имплантации и изучение возможности формирования

пространственно локализованных ВТСП областей на полупроводниковых подложках.

Исходные материалы. Методы имплантации и исследования пленок

Для формирования тонких ВТСП пленок из исходно несверхпроводящих слоев была выбрана система Y-Ba-Cu-O как наиболее радиационно-стойкая среди ВТСП материалов. Исходные пленки имели дефектную по кислороду тетрагональную кристаллическую структуру. Для получения этих пленок использовали монокристаллические слои $YBa_2Cu_3O_7$ и пленки $YBa_2Cu_3O_x$, синтезированные методом ионно-лучевого осаждения.

Высококачественные тонкие ВТСП слои состава $YBa_2Cu_3O_7$ получали методом магнетронного осаждения. Подложками служили полированные пластины титаната стронция или сапфира с подслоем оксида циркония, стабилизированного иттрием (YSZ). Толщина нанесенных орторомбических пленок $YBa_2Cu_3O_x$ ($x = 6,9-7,0$) составляла 1100—1700 Å. Качество монокристаллических ВТСП пленок подтверждалось тем, что на рентгенограммах присутствовали только рефлексы типа $(00n)$, при этом углы мозаичности составляли 0,8—1,5°. Перевод пленок в тетрагональную фазу с концентрацией кислорода $x=6,1-6,6$ осуществляли путем термического отжига в вакууме при 450—550 °С в течение 5—30 мин.

Вторая серия образцов состава $YBa_2Cu_3O_x$ была получена на специализированной установке для ионно-лучевого осаждения ВТСП материалов. Установка позволяет получать однородные по толщине пленки системы Y-Ba-Cu-O на мишенях диаметром до 5 см при максимальной скорости осаждения ~1 нм/с. При этом состав пленки очень близок к составу распыляемой мишени. Были получены пленки толщиной от 0,1 до 1 мкм на подложках MgO, BaF₂, Al₂O₃, YSZ/Si, LaAlO₃. Первоначальные аморфные пленки системы Y-Ba-Cu-O отжигались затем в стандартных условиях. Состав пленок $YBa_2Cu_3O_x$ варьировался по x в пределах $6,1 \leq x \leq 6,4$. Приготовленные пленки использовали для последующей имплантации ионов кислорода или галогенов.

Ионный синтез (имплантацию) проводили на ионно-лучевом ускорителе ИЛУ-3, позволяющем вводить в исходный материал ионы любых химических элементов с энергиями до 100 кэВ и при плотности ионного тока до 100 мкА/см². В нашем случае для достижения стехиометрического состава, соответствующего орторомбической фазе сверхпроводника, в исходные образцы $YBa_2Cu_3O_x$ имплантировали ионы кислорода или хлора с энергиями 40 или 80 кэВ в интервале доз $(3-8) \cdot 10^{16}$ ион/см², плотность ионного тока варьировалась от 1 до 50 мкА/см². Известно, что процессы ионного синтеза очень чувствительны к температуре образца. Специально сконструированный приемник ионов позволял поддерживать и контролировать температуру образца с точностью ± 3 градуса в интервале от 300 до 850 К.

По отношению к модифицированным пленкам были проведены измерение СВЧ-импеданса, структурные исследования и элементный анализ.

Обычно используемый метод регистрации сверхпроводящего перехода — четырехзондовое измерение проводимости на постоянном или переменном токе встречает серьезные затруднения при экспресс-анализе полученных имплантированных слоев, главное из которых

связано с наличием слабо проводящей защитной пленки. Общепринятые методики измерения магнитной восприимчивости оказались неприемлемыми из-за недостаточной чувствительности при исследовании слоев очень малой толщины. В данной ситуации наиболее эффективным является метод измерения температурной зависимости СВЧ-импеданса ВТСП пленок [18]. При переходе пленки из нормального в сверхпроводящее состояние происходит изменение поглощения СВЧ-поля, связанное с движением вихревых линий [19]. Измерение температурной зависимости поглощения СВЧ-поля при переходе в сверхпроводящее состояние проводили на стандартном ЭПР радиоспектрометре «Varian E-12» (на частоте 9,5 ГГц) с использованием специально разработанной системы изменения и контроля температуры образца с точностью ± 1 К.

Структурные фазовые переходы, возникающие в приповерхностном слое образца в результате имплантации ионов, исследовались методами рентгеновской дифракции как в обычной геометрии, так и в геометрии параллельных скользящих пучков. Для повышения светосилы и разрешения в установке ДРОН-3М были использованы горизонтальные щели Соллера.

Элементный состав приповерхностных слоев имплантированных образцов контролировали методом электронной Оже-спектроскопии. Травление поверхности осуществляли облучением ионами Ag с энергией 3 кэВ со скоростью 20 Е/мин (либо 0,9 кэВ и скорость 10 Е/мин). Концентрацию элементов рассчитывали относительно данных, полученных для эталонного монокристаллического образца $YBa_2Cu_3O_7$.

Модифицирование тетрагональных пленок $YBa_2Cu_3O_x$

В нашей работе реализованы два направления получения тонких ВТСП пленок на основе фазы $YBa_2Cu_3O_x$: 1) введение ионов кислорода O^+ и O^{2+} в тетрагональные несверхпроводящие пленки и 2) введение ионов галогена Cl^+ и Cl^{2+} .

На качество тонких ВТСП пленок, синтезируемых ионно-лучевым методом, существенно влияет большое число факторов: режим имплантации (природа бомбардирующих ионов и их энергия, доза имплантации, плотность ионного тока, температура), метод получения толщины исходной пленки, состав и толщина буферного слоя и защитного покрытия. Разумеется, конечный результат ионного синтеза сильно зависит также от качества исходных образцов. Все это и объясняет тот факт, что опубликованные сведения из области получения ВТСП материалов методом ионной бомбардировки зачастую противоречивы и в ряде случаев результаты плохо воспроизводятся.

Согласно общепринятым представлениям при ионной бомбардировке ВТСП материалов возникает большое число радиационных нарушений в приповерхностном слое. При высоких дозах имплантации это приводит к аморфизации слоя и деградации сверхпроводящих свойств материала. Например, для системы Y-Ba-Cu-O доза ионов кислорода с энергией $E \approx 500$ кэВ, вызывающая аморфизацию в случае облучения при комнатной температуре, составляет $3 \cdot 10^{14}$ ион/см² [20], а для проведения ионного синтеза, как показывают расчеты, необходимы значительно более высокие дозы имплантации, более 10^{16} ион/см².

Для предотвращения аморфизации мишени часто используют метод высокотемпературной имплантации, т.е. ионную бомбардировку осуществляют при повышенной температуре образца T_s . Например, при имплантации кислорода в кремний формирование аморфной фазы подавляется при $T_s = 400\text{--}600\text{ }^\circ\text{C}$ [21]. Аналогичный подход использовался нами для ионного синтеза сверхпроводящих слоев в системе Y-Ba-Cu-O.

Известно, что динамический отжиг радиационных дефектов усиливается при повышении интенсивности ионной бомбардировки. В частности, в нашей работе [22] путем имплантации ионов кобальта в кремний при $T_s = 400\text{ }^\circ\text{C}$ и повышенной плотности ионного тока ($J = 30\text{ мкА/см}^2$) были получены высококачественные эпитаксиальные слои CoSi_2 при дозах имплантации, превышающих $1 \cdot 10^{17}$ ион/см². В данной работе был реализован также самоотжигивый режим — имплантация ВТСП материалов при повышенных плотностях ионного тока.

Используемые режимы имплантации позволили избежать аморфизации исходной мишени при необходимых высоких дозах облучающих ионов и привели к позитивным результатам в случае ионного синтеза сверхпроводящих слоев в массивных образцах керамики $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ [16]. Однако при переходе к тонкопленочным ВТСП образцам мы столкнулись с серьезной проблемой, связанной с тем, что сверхпроводящие свойства синтезируемой фазы $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ радикальным образом зависят от содержания кислорода. В условиях радиационного воздействия коэффициенты диффузии атомов в имплантированном слое значительно возрастают, и в результате интенсивной диффузии кислорода к поверхности наблюдается кислородное обеднение поверхностного слоя, что особенно критично именно в случае имплантации кислорода в тонкие пленки при повышенных температурах. Для предотвращения этого процесса введение кислорода при высоких дозах имплантации в исходные ВТСП материалы осуществляли через предварительно нанесенные на их поверхность тонкие защитные покрытия — подходящие пленки, обеспечивающие достаточно высокие защитные свойства при минимальной толщине [23] (результаты — см. ниже).

Как известно, сверхпроводящие свойства ВТСП материалов определяются не только содержанием кислорода, но и количественным соотношением между другими элементами, входящими в их состав. Повышение температуры образцов в сочетании с радиационным воздействием вызывает существенное изменение пространственного распределения элементов в исходной пленке вследствие сегрегации атомов в имплантированном слое [13], внедрения атомов защитного покрытия и радиационно-ускоренной диффузии атомов материала подложки или буферного подслоя в имплантированный слой. Это приводит к значительной декомпозиции ионно-синтезированной пленки. Устранить или по крайней мере уменьшить процесс декомпозиции можно подбором оптимальных режимов и условий имплантации, в первую очередь температуры образца и дозы облучения.

Создание концентрации кислорода в пленке, требуемой для перехода системы $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ из тетрагональной фазы в орторомбическую, достигается

при определенном интервале дозы имплантируемых ионов. Математическое моделирование процесса имплантации различных ионов в матрицу $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ проводилось нами с помощью модифицированной программы DYNA. Эта программа, в отличие от обычных программ TRIM, дает возможность работать с многослойной структурой мишени (в данном случае — защитный слой/ $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ /буферный подслой), учитывает изменения элементного состава модифицированного слоя за счет имплантации и эффекта перемешивания на межфазных границах, а также позволяет учесть эффект распыления мишени путем задания коэффициентов распыления материала. На основе математического моделирования были рассчитаны профили распределения внедренных ионов при различных условиях имплантации.

Распределение элементов по глубине пленки при имплантации ионов O^+ в фазу $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ с защитным покрытием MgO толщиной 300 Е (рис. 1) показывает размытие межфазной границы защитное покрытие/пленка и увеличение содержания кислорода свыше $x = 6,5$ в области толщин пленки 200—1000 Е. Таким образом, для получения поверхностных слоев с концентрацией кислорода, превышающей минимальное для орторомбической фазы значение $x \approx 6,5$ (для исходной пленки $x = 6,1$), доза имплантации ионов кислорода может быть более $3 \cdot 10^{16}$ ион/см² (при $E = 80\text{ кэВ}$).

Как было указано выше, чтобы предотвратить образование и накопление радиационных дефектов и аморфизацию пленки, имплантацию проводили при повышенных температурах. Исследование влияния T_s на степень кристалличности модифицированного слоя показало, что имплантация без дополнительного подогрева (при комнатной температуре) приводит к аморфизации облучаемой области образца, с повышением T_s степень кристалличности модифицированного слоя возрастает. Однако при $T_s > 600\text{ }^\circ\text{C}$ начинает играть существенную роль увеличение коэффициента распыления материала мишени, что в случае тонких пленок приводит к полному их удалению с подложки.

Заметное повышение степени кристалличности облучаемой пленки достигается при увеличении плот-

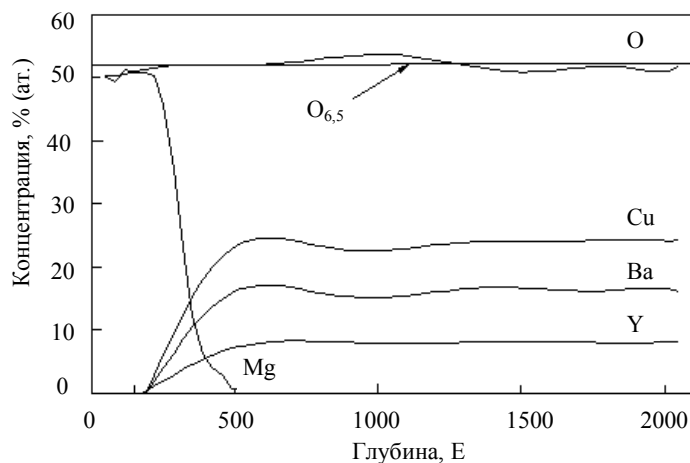


Рис. 1. Распределение элементов по глубине слоя в системе $\text{MgO}(300\text{ Е})/\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6.1}$, имплантированной ионами кислорода.

Расчет по модифицированной программе DYNA. Доза имплантации $3 \cdot 10^{16}$ ион/см²

ности ионного тока от 5 до 20 мкА/см², когда реализуется самоотжигивый режим имплантации.

Таким образом, применение оптимальных режимов имплантации позволяет избежать аморфизации имплантированной области и сохранить кристаллическую структуру. Однако наличие кристаллической структуры еще не гарантирует появления сверхпроводящих свойств пленки после имплантации.

Важным фактором при синтезе тонких ВТСП пленок (толщина порядка десятков нанометров) является обеспечение стабильности стехиометрического состава, в основном по кислороду, в условиях интенсивного взаимодействия пленки с окружающей средой. Как известно, ионная бомбардировка вызывает сильное возбуждение системы и, как следствие, увеличение на два и более порядков коэффициентов диффузии, что приводит к интенсивным процессам выхода атомов из имплантированного слоя и усилению эффекта распыления, которое часто имеет селективный характер по отношению к химическим элементам мишени. Более того, поскольку имплантацию необходимо проводить при повышенных температурах образца, то потери кислорода в пленке могут превышать количество внедряемых атомов кислорода, делая невозможным достижение стехиометрического состава, необходимого для перехода в орторомбическую фазу. Чтобы избежать всех этих нежелательных эффектов, в нашей работе на ВТСП пленки наносились защитные покрытия [24].

Защитные покрытия должны удовлетворять одновременно нескольким условиям: они должны быть достаточно толстыми, чтобы предотвратить уход кислорода и чтобы защитный слой не распылялся в процессе ионной бомбардировки, и в то же время достаточно тонкими, чтобы не возникали препятствия для имплантации ионов в синтезируемый слой, и наконец, химические элементы, входящие в состав защитного покрытия, не должны приводить к подавлению сверхпроводимости. Одновременное выполнение всех указанных условий является достаточно сложной задачей.

Нами исследованы защитные свойства тонких покрытий из α -С, Al_2O_3 и MgO (толщина защитного слоя 300 Е, после нанесения покрытия образцы отжигались в вакууме при температуре 400 °С в течение 20—110 мин в вакуумной камере ионного ускорителя). Изменения в кристаллической структуре пленок в системе Y-Ba-Cu-O, связанные с варьированием концентрации кислорода, контролировались по положению пика (005) в рентгеновском дифракционном спектре. Положения рефлекса (005) на дифрактограмме от защищенной и незащищенной частей образца существенно различаются. Для исходных образцов рефлекс наблюдался при $2\theta = 49,05^\circ$, что соответствует содержанию кислорода $x = 7,0$. В незащищенной части образцов отжиг (400 °С, 110 мин) приводил к сдвигу рефлекса до положения $2\theta = 48,43^\circ$, что соответствует составу пленки $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6,1}$. Защитное покрытие из MgO практически сохраняет концентрацию кислорода ($2\theta = 48,95^\circ$, что соответствует $x = 6,9$) после отжига (400 °С, 110 мин). В то же время в образцах с защитным покрытием из α -С такой же толщины концентрация ки-

слорода уменьшается до уровня $x = 6,69$ уже после 20-минутного отжига при 400 °С.

В условиях ионной бомбардировки защитные свойства покрытий могут существенно изменяться из-за возникновения радиационных дефектов, ускоряющих диффузию кислорода через покрытие, эффектов распыления, внедрения атомов покрытия в пленку вследствие диффузии и путем отдачи. Измерения методом Оже-спектроскопии профиля защитного покрытия по глубине после проведения имплантации ионов Cl^+ с дозой $6 \cdot 10^{16}$ ион/см² при $T_s = 400$ °С позволило выявить, что атомы покрытия из α -С распыляются и диффундируют на всю толщину $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ пленки, в то время как профиль защитного покрытия из MgO не претерпевает заметных изменений. Это показывает, что покрытие из MgO более стойкое к бомбардировке даже ионами хлора, радиационное воздействие которых выше, чем ионов кислорода.

Таким образом, наилучшими защитными свойствами среди исследованных покрытий обладают пленки MgO , их защитные свойства практически не изменяются с уменьшением толщины пленки вплоть до ~300 Е. Кроме того, оксид MgO инертен по отношению к фазе $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$, не обладает геттерирующими свойствами и не приводит к обеднению ВТСП пленки кислородом. Дополнительным преимуществом оксида MgO является то, что параметры его кристаллической решетки и теплофизические характеристики близки к параметрам фазы $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$, что не приводит к возникновению напряжений в исходной ВТСП пленке при различных энергетических обработках.

Вместе с тем, при высокотемпературной имплантации в условиях высоких температур (свыше 500 °С) все же возможно обеднение кислородом имплантированного слоя даже при наличии защитного покрытия MgO . Из анализа профилей распределения элементов по глубине, полученных из Оже-спектров в системе $\text{MgO}(300 \text{ Е})/\text{YBaCuO}/\text{ZrO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$, имплантированной ионами кислорода с разными дозами и при различных температурах (400 и 500 °С), получены следующие результаты. При имплантации ионов O^+ с дозой $3 \cdot 10^{16}$ ион/см² при температуре $T_s = 500$ °С концентрация кислорода в приповерхностном слое не увеличивается. Следовательно, эта температура слишком высока и ухудшает защитные свойства покрытия. Имплантация при 400 °С с одновременным увеличением дозы до $6 \cdot 10^{16}$ ион/см² привела к неожиданному результату: с ростом дозы концентрация кислорода в модифицированном слое уменьшилась. Более того, в обоих случаях наблюдается значительное перераспределение всех элементов мишени в слое: атомы меди диффундируют в глубь образца, а атомы бария сегрегируют к границе с защитным покрытием, что делает невозможным проведение ионного синтеза сверхпроводящего слоя.

Анализ совокупности полученных в рамках настоящей работы зависимостей состава и структуры синтезированного ВТСП слоя от условий ионной имплантации позволил определить область значений температур, доз, энергий, плотностей ионных токов, состава и толщины защитных покрытий, при которых возможно формирование сверхпроводящего поверхностного слоя в исходно несверхпроводящей тетрагональной пленке $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$. В качестве примера на

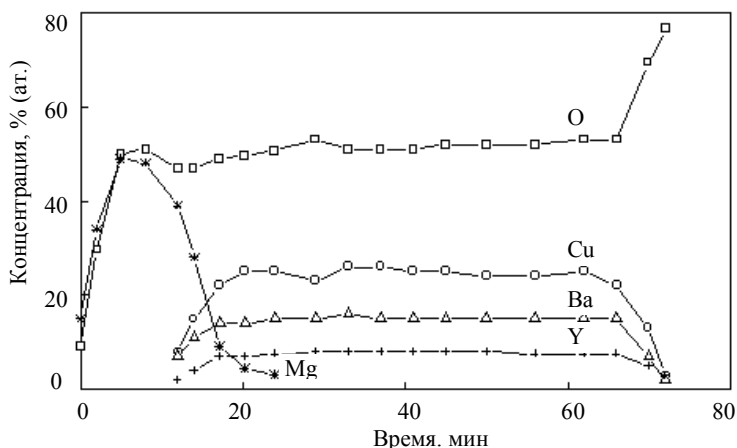


Рис. 2. Распределение элементов в образце MgO(300 E)/YBaCuO(1650 E)/YSZ/Al₂O₃, имплантированном ионами кислорода.

Данные Оже-спектроскопии в зависимости от продолжительности ионного облучения. Доза имплантации $3 \cdot 10^{16}$ ион/см², 350 °C

рис. 2 показан профиль распределения концентраций элементов в образце, полученном имплантацией ионов кислорода, в зависимости от продолжительности ионного облучения.

Сверхпроводящие свойства полученных ВТСП пленок иллюстрирует температурная зависимость нерезонансного СВЧ-поглощения в монокристаллическом слое системы Y-Ba-Cu-O, покрытом MgO, до и после ионной имплантации ионов кислорода (рис. 3). Видно, что имплантация приводит к повышению температуры сверх-

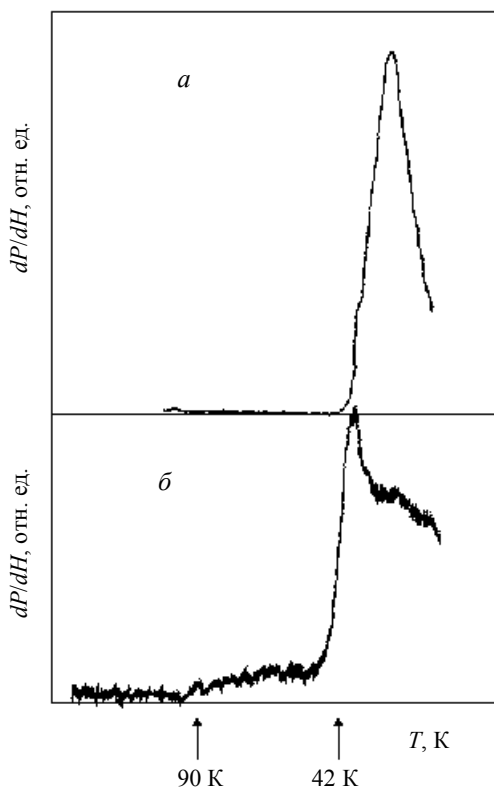


Рис. 3. Температурная зависимость СВЧ-поглощения образца, приведенного на рис. 2, до (а) и после (б) ионной имплантации

проводящего перехода. По данным рентгенодифракционных исследований содержание кислорода в модифицированном слое увеличивается до $x = 6,7$ (начальное значение $x = 6,55$), причем структура этого слоя — орторомбическая. Увеличение концентрации кислорода в пленке YBa₂Cu₃O_x после имплантации подтверждают также результаты Оже-спектроскопии (см. рис. 2). Имплантация при данных условиях не приводит к декомпозиции имплантированного слоя.

Для дальнейшего успешного практического использования результатов данной работы требуется проведение дополнительных исследований. В частности, необходимо изучить процессы генерации, накопления и отжига радиационных дефектов, самоотжига радиационных нарушений в режиме высокоинтенсивного облучения; изучить влияние постимплантационного импульсного энергетического воздействия на параметры синтезированных структур и воспроизводимости получаемых результатов; разработать методы формирования локальных субмикронных ВТСП областей на поверхности образца с субмикронным разрешением.

Работа выполнена в рамках проекта МНТЦ № 0130.

ЛИТЕРАТУРА

1. Bednorz J.G., Muller K.A. Z. Phys. B, 1986, Bd. 64, № 2, S. 189.
2. Geerk J. e. a. Ibid., 1987, Bd. 67, S. 507.
3. Antonenko S.V. e. a. Physica C, 1988, v. 153-155, p. 336.
4. White A.E. e. a. Nucl. Instr. Meth., 1989, v. 37/38, p. 923.
5. Wang G. e. a. Phys. Letter A, 1988, v. 130, p. 405.
6. Gupta R.P. e. a. Appl. Phys. Letter, 1989, v. 54, p. 570.
7. Shiraishi K. e. a. Japan. J. Appl. Phys., 1989, v. 28, p. L409.
8. Rauschenbach B. e. a. Z. Phys. B - Cond. Matter., 1989, p. 155.
9. Lilienfeld D.A. e. a. Mater. Sci., 1991, v. B7, № 4, p. 261.
10. Nastasi M. e. a. Appl. Phys. Lett., 1988, v. 52, p. 1729.
11. Rubin M. e. a. J. Appl. Phys., 1989, v. 66, p. 3940.
12. Hubbard K.M. e. a. Ibid., 1991, v. 69, p. 2397.
13. McCallum e. a. Materials Lett., 1988, v. 6, p. 374.
14. He Q.J. e. a. Physica C., 1991, v. 184, p. 295.
15. White C.W. e. a. Materials Science and Engineering, 1989, v. A199, p. 311.
16. Григорьев Л.С. и др. Сверхпроводимость: физика, химия, техника, 1991, т. 4, № 4, с. 797.
17. Petukhov V.Yu. e. a. Phys. Res., 1989, v. 13, p. 495.
18. Львов С.Г. и др. Сверхпроводимость: физика, химия, техника, 1993, т. 6, № 6, с. 1175.
19. Yeh N-C Phys. Rew. B, v. 43, № 1, p. 523.
20. Clark G.J. e. a. Appl. Phys. Lett., 1987, v. 51, p. 1462.
21. Ion Implantation and Beam Processing. Ed. J.S. Williams, J.M. Poate. Academic Press, 1984.
22. Авт. свид. № 1795821, 1990.
23. Petukhov V.Yu. e. a. Abstr. Int. Conf. I³BE, Elenite, 1990, p. 8.
24. Bazarov V.V. e. a. Physica C, 1997, v. 282, p. 589