

Влияние имплантации ионов меди на оптические свойства и низкотемпературную проводимость углеродных пленок

© И.А. Файзрахманов^{*,†}, В.В. Базаров^{*}, А.Л. Степанов^{*,+}, И.Б. Хайбуллин^{*}

^{*} Казанский физико-технический институт Российской академии наук, 420029 Казань, Россия

[†] Институт физики и институт наномасштабных исследований им. Э. Шрёдингера, Карл-Франценз-Университет, А-8010 Грац, Австрия

(Получена 6 июня 2005 г. Принята к печати 5 сентября 2005 г.)

Проведены исследования оптических и электрических свойств алмазоподобных пленок углерода, имплантированных ионами меди с энергией 40 кэВ дозами $3 \cdot 10^{14} - 3 \cdot 10^{17}$ ион/см², а также влияние на них постимплантационного термического отжига в условиях вакуума. Установлено, что имплантированные атомы меди при дозах менее $6 \cdot 10^{15}$ ион/см² не влияют на электронные свойства углеродных пленок. Постимплантационный термический отжиг при температурах отжига ниже 500°С не приводит к их активации. Однако формирование наночастиц меди ведет к характерным изменениям оптических и электрических свойств углеродных пленок. Установлено, что эффективная оптическая щель композитной пленки, определенная из зависимости Тауца, является функцией фактора заполнения металлической фазы и может принимать отрицательные значения. Показано, что оптическое поглощение синтезированной медь-углеродной композитной пленки в видимой и ближней ультрафиолетовых областях спектра хорошо описывается на основе двухслойной модели. При формировании наночастиц меди в углеродной матрице происходит изменение температурной зависимости электропроводности, однако механизм переноса заряда остается прыжковым.

PACS: 73.50.Dn, 78.20.Ci, 61.72.Ww

1. Введение

Исследования в области нанокompозитных систем представляют большой научный и практический интерес, поскольку их свойства могут существенно отличаться от свойств массивных материалов и варьироваться в широких пределах. Примером тому служат диэлектрические или полупроводниковые среды с диспергированными в них частицами металлов. В зависимости от свойств металлических частиц такие материалы могут использоваться для магнитной записи и хранения информации, в нелинейной оптике, в нанoeлектронике.

Электронный транспорт, оптические и магнитные свойства нанокompозитных материалов в значительной степени зависят не только от структурных характеристик системы металлических частиц, но и от свойств и структуры матрицы, а также от физико-химического взаимодействия между металлом и матрицей, что может привести к формированию сложных по структуре частиц типа ядро/оболочка. Более простыми в этом отношении являются металл-композитные системы на основе благородных металлов. В частности, интересным объектом фундаментальных исследований являются алмазоподобные пленки углерода или гидрогенизированного углерода, содержащие наночастицы меди. При этом необходимо отметить, что алмазоподобные пленки углерода уже сами по себе являются нанокompозитной системой, электронные свойства которой определяются размером и концентрацией графитоподобных нанокластеров, входящих в их структуру. Введение металла в

состав пленок ведет к формированию уникальной системы „полупроводниковых“ графитоподобных наночастиц и наночастиц меди.

Ранее гидрогенизированные углеродные пленки α -C:H(Cu), синтезированные методом магнетронного распыления, были исследованы в работах Иванова-Омского и соавторов (см., например, [1]) и касались изучения как самой углеродной матрицы [2], так и наночастиц меди [3]. Наиболее важным результатом этих исследований является обнаружение и построение модели медно-углеродных нанокластеров [4]. Согласно этой модели, при введении атомов меди в состав алмазоподобных пленок углерода имеет место специфический, так называемый интеркаляционный механизм легирования, характерный для графита. В более поздних исследованиях нами был обнаружен похожий по механизму эффект легирования при термическом отжиге алмазоподобных пленок углерода в атмосфере азота с небольшой примесью кислорода [5]. Такая обработка приводила к значительному уменьшению проводимости и коэффициента оптического поглощения, что связывается нами с взаимодействием примеси, в данном случае молекул азота, с графитоподобными нанокластерами по интеркаляционному механизму. Специфичное поведение электронных свойств углеродных пленок наблюдалось нами также и при введении азота методом ионной имплантации [6]. Поэтому представляется интересным исследовать влияние примесных атомов меди, введенных в углеродные пленки методом ионной имплантации, на структуру и электронные свойства углеродных пленок. Известно, что при высокодозной имплантации ионов металла в

[†] E-mail: fiak@kfti.knc.ru

полупроводниковые и диэлектрические матрицы образуются металлические наночастицы. Поэтому в настоящей работе также поставлена задача по проверке принципиальной возможности ионного синтеза металлических частиц в углеродной матрице. В этом случае можно ожидать формирования композитной среды, содержащей одновременно наночастицы меди и графитоподобные нанокластеры. В связи с этим представляется актуальным изучить влияние металлической фазы на параметры зависимости Тауца (величины эффективной оптической щели композитной среды E_{gT} и параметра B_1 , см. далее по тексту выражение (1)), которые для алмазоподобных пленок в основном определяются средними размерами и концентрацией графитоподобных нанокластеров.

2. Техника экспериментов и методики

Алмазоподобные пленки углерода синтезировались ранее разработанным нами методом ионно-лучевого распыления графита с одновременным ионным стимулированием растущей пленки [7]. Для распыления и ионного стимулирования использовались ионы ксенона с энергией 1 кэВ. Пленки осаждались на покровное стекло. Толщина пленок составляла ~ 60 нм, оптическая щель $E_{gT} \approx 1-1.2$ эВ, параметр зависимости Тауца $B_1 \approx 5.8 \cdot 10^4 \text{ см}^{-1} \text{ эВ}^{-1}$, показатель преломления $n \approx 2.0$.

Импантация проводилась на ускорителе ИЛУ-3 ионами меди с энергией 40 кэВ дозами $3 \cdot 10^{14} - 3 \cdot 10^{17}$ ион/см². Средний проекционный пробег ионов меди с энергией 40 кэВ в графите составляет $R_p = 26$ нм, а средний разброс пробегов $\Delta R_p = 7$ нм [8]. Плотность ионного тока не превышала 4 мкА/см². Образцы крепились на охлаждаемом водой держателе, и их температура не превышала 50°C в процессе ионной имплантации. Термический отжиг пленок проводился в условиях вакуума ($P = 10^{-6}$ торр) при температурах 400 и 450°C в течение 30 мин.

Толщина пленок определялась методом эллипсометрии.

Спектры отражения и пропускания образцов регистрировались на спектрофотометре Hitachi-330. По спектрам отражения и пропускания пленок была рассчитана спектральная зависимость коэффициента поглощения $\alpha(E)$ пленок в видимой и ближней ультрафиолетовых (УФ) областях спектра. С использованием полученных данных строилась зависимость Тауца

$$(\alpha E)^{1/2} = B_1^{1/2}(E - E_{gT}) \quad (1)$$

и определялись оптическая щель E_{gT} и параметр B_1 ; E — энергия фотонов в эВ, α — коэффициент поглощения в см⁻¹. По величине E_{gT} можно оценить средний размер графитоподобных нанокластеров, а по величине B_1 — их концентрацию (см. подробнее [9]).

Низкотемпературная проводимость пленок измерялась в интервале 20–300 К двухконтактным способом. Контакты из серебра наносились методом термического испарения серебра в вакууме. Проводимость алмазоподобных пленок углерода в области низких температур зависит от размеров графитоподобных нанокластеров через параметр туннелирования. Поэтому данные по проводимости также позволяют получать информацию о структуре алмазоподобных пленок (см. подробнее [9]).

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 1 приведена зависимость оптической щели E_{gT} пленок углерода от дозы имплантации ионов меди. Вплоть до дозы имплантации $\sim 9 \cdot 10^{15}$ ион/см² она качественно совпадает с аналогичными зависимостями для случаев облучения алмазоподобных пленок углерода ионами бора, углерода, азота, ксенона. Таким образом, до некоторой критической дозы имплантации изменение оптических свойств углеродных пленок не зависит от типа внедряемой примеси. Подобный же вывод можно сделать по результатам измерения низкотемпературной проводимости, которые будут обсуждаться позднее. Отметим только, что при дозах имплантации меньше $\sim 9 \cdot 10^{15}$ ион/см² угол наклона температурных зависимостей сопротивления монотонно уменьшается с увеличением дозы имплантации, и это характерно для большинства имплантированных элементов. При дальнейшем увеличении дозы имплантации величина E_{gT} вновь плавно уменьшается. Наиболее интересной особенностью является то, что эффективная величина E_{gT} становится отрицательной. Подобный характер дозовой зависимости оптической щели нами ранее наблюдался при имплантации ионов ксенона в углеродные пленки [10], однако природа осталась невыясненной. Отметим также, что и в этой области доз имплантации спектральная зависимость коэффициента погло-

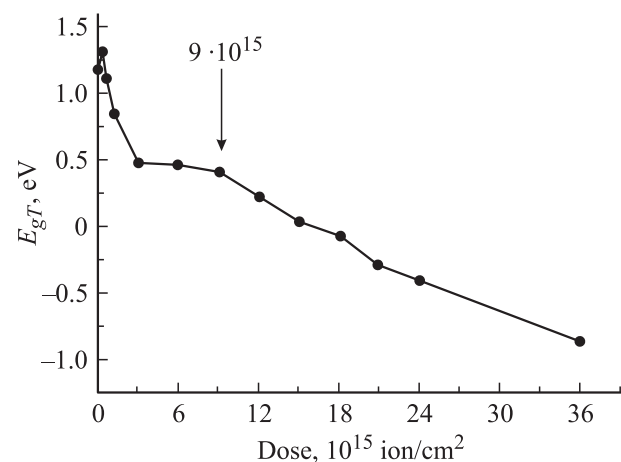


Рис. 1. Зависимость оптической щели E_{gT} пленок углерода от дозы имплантации ионов меди ($E = 40$ кэВ).

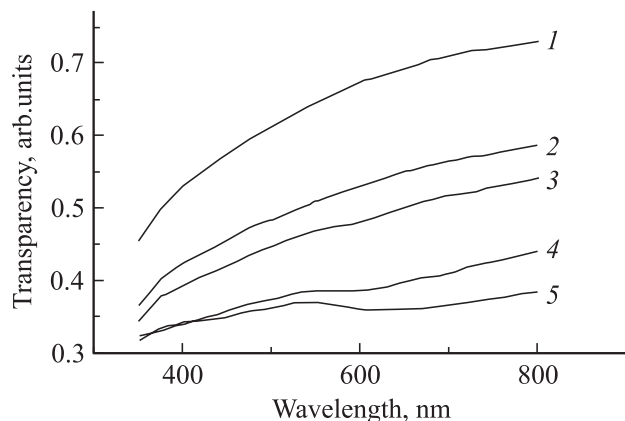


Рис. 2. Спектры поглощения пленок углерода, имплантированных ионами меди: 1 — исходная пленка, 2 — $6 \cdot 10^{15}$, 3 — $1.2 \cdot 10^{16}$, 4 — $2.4 \cdot 10^{16}$, 5 — $3.6 \cdot 10^{16}$ ион/см².

щения хорошо описывается функцией (1). Очевидно, что отрицательная величина E_{gT} не имеет физического смысла в целом и не может быть объяснена ранее рассматриваемыми эффектами, связанными с размерами графитоподобных нанокластеров. Поэтому должны быть рассмотрены иные физические причины, приводящие к дополнительному поглощению, неучтенному в (1). В этом случае (1) можно переписать как

$$\alpha = (B_1/E)(E - E_g)^2 + \alpha_2(E), \quad (2)$$

где первое слагаемое описывает поглощение графитоподобными нанокластерами со средней величиной оптической щели E_g , а второе слагаемое $\alpha_2(E)$ — добавочное поглощение. Можно показать, что только в случае, когда α_2 не зависит или очень слабо зависит от энергии фотонов, что характерно для поглощения электронами проводимости, можно получить согласие с экспериментальными результатами: зависимость Тауца сохраняется, $B_1 = \text{const}$, $E_{gT} < 0$. Тогда

$$(\alpha E)^{1/2} = B_1^{1/2}(E - E_g + \alpha_2/2B_1), \quad (3)$$

$$E_{gT} = E_g - \alpha_2/2B_1. \quad (4)$$

Из выражения (4) видно, что по мере увеличения $\alpha_2(E)$ экспериментально измеряемая величина E_{gT} уменьшается и может стать отрицательной.

Из полученных спектров пропускания имплантированных медью углеродных пленок следует, что добавочное поглощение $\alpha_2(E)$ может быть обусловлено формированием металлических наночастиц меди. На рис. 2 приведены спектры пропускания для исходной алмазоподобной пленки и пленок, имплантированных ионами меди дозами $6 \cdot 10^{15}$ ($\alpha_2 = 0$) и $1.2 \cdot 10^{16}$, $2.4 \cdot 10^{16}$, $3.6 \cdot 10^{16}$ ион/см² ($\alpha_2 \neq 0$). Действительно для последних трех образцов возникает и усиливается полоса поглощения в области 620 нм, типичная для случая

наночастиц благородного металла в окружении углеродной матрицы [11]. Эта полоса обусловлена резонансным плазмонным поглощением электронов проводимости наночастиц меди [12], что свидетельствует об их зарождении в углеродной матрице в интервале доз имплантации от $6 \cdot 10^{15}$ до $1.2 \cdot 10^{16}$ ион/см².

Предположение о том, что уменьшение E_{gT} для пленок, облученных в области доз $D > 9 \cdot 10^{15}$ ион/см², связано с формированием наночастиц меди, находит свое подтверждение в экспериментах по термическому отжигу ($T = 400^\circ\text{C}$) имплантированных ионами меди пленок углерода в вакууме (рис. 3). Видно, что термический отжиг ведет к еще большему уменьшению эффективной величины E_{gT} по сравнению с рис. 1. Особенно это проявляется для образца, имплантированного дозой $9 \cdot 10^{15}$ ион/см², у которого E_{gT} уменьшается от значения 0.4 до 0.2 эВ. При этом на спектре оптического пропускания отожженного образца появляется пик плазмонного поглощения, который отсутствовал у имплантированного образца до термической обработки (данный спектр не приводится). Поскольку известно [13], что термический отжиг способствует сегрегации имплантированных атомов вследствие повышения диффузионной подвижности примеси, то он также стимулирует образование наночастиц меди, что и наблюдается в оптических спектрах.

Следует заметить, что полученные в данной работе закономерности по изменению E_{gT} композитного материала при отжиге существенно отличаются от результатов термической обработки пленок углерода, облученных ионами ксенона. Для последних наблюдался противоположный эффект, т.е. термический отжиг приводил к увеличению E_{gT} от отрицательного значения до ~ 0.5 эВ, что было связано с отжигом радиационных дефектов [10]. Нельзя исключать возможность отжига дефектов и в образцах, имплантированных медью, но, очевидно, эффект поглощения металлическими частицами преобладает над просветлением углеродных пленок,

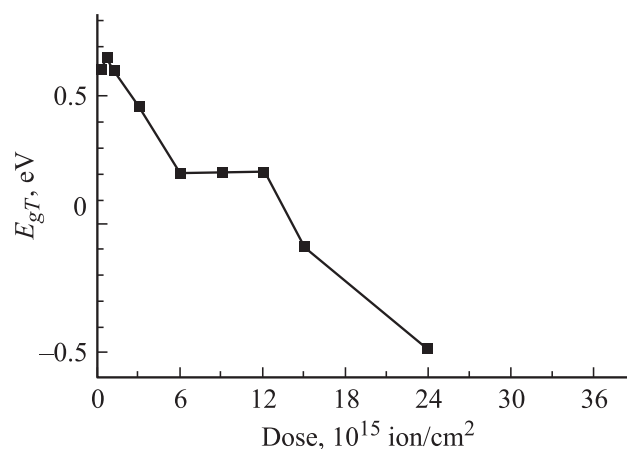


Рис. 3. Дозовая зависимость оптической щели пленок углерода после термического отжига в вакууме, $T = 400^\circ\text{C}$, 30 мин.

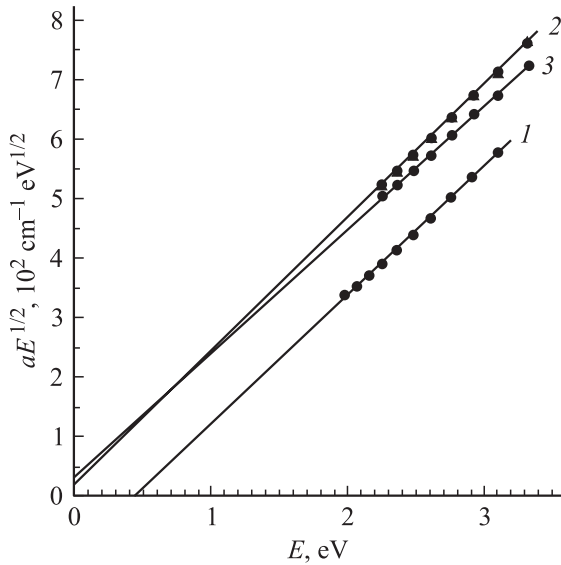


Рис. 4. Зависимости Тауца: 1 — экспериментальная зависимость для матрицы; 2, точки — экспериментальная зависимость для образца с $D = 1.5 \cdot 10^{16}$ ион/см² + ТО; 2, прямая — расчетная зависимость, $f = 0.096$ (формула 6); 3 — расчетная зависимость по теории Максвелла–Гарнета, $f = 0.05$ (формула 5).

вызванным уменьшением концентрации радиационных дефектов.

Таким образом, при имплантации ионов меди дозы $\sim 10^{16}$ ион/см² и выше происходит формирование металл-углеродной нанокомпозитной пленки. Оптические свойства такой композиционной среды определяются как оптическими параметрами матрицы, так и металлических включений. Для их описания на практике используется теория эффективной среды Максвелла–Гарнета [12]. При этом предполагается, что среда состоит из матрицы с диэлектрической проницаемостью ϵ^s и малыми сферическими частицами металла с диэлектрической проницаемостью ϵ^m . Тогда эффективная диэлектрическая проницаемость композитной среды ϵ^{eff} описывается следующим выражением [12]:

$$\epsilon^{\text{eff}} = \epsilon^s \left[1 + 3f(\epsilon^m - \epsilon^s) / [\epsilon^s(2 + f) + \epsilon^m(1 - f)] \right], \quad (5)$$

где f — объемное содержание металлической компоненты.

С использованием выражения (5) нами были рассчитаны комплексные эффективные диэлектрические функции и коэффициент поглощения для образца, имплантированного ионами меди дозой $1.5 \cdot 10^{16}$ ион/см² и отожженного при температуре 400°C. В качестве ϵ^s были использованы экспериментально определенные значения оптических констант для образца, имплантированного ионами меди малой дозой $3 \cdot 10^{15}$ ион/см² и отожженного в аналогичных условиях, поскольку при данных условиях обработки образования наночастиц меди еще не происходит. Значения ϵ^m соответствовали диэлек-

трической функции массивного образца меди. Максимальное значение объемного содержания металлической фазы при рассматриваемых условиях облучения можно оценить из приведенных выше параметров R_p и ΔR_p профиля распределения имплантированных атомов меди в углеродной матрице и оно составило $f = 0.1$. По величине действительной и мнимой части диэлектрической функции ϵ^{eff} вычислялся коэффициент поглощения композитной пленки. На рис. 4 приведена рассчитанная зависимость Тауца (кривая 3). Видно, что расчетная зависимость удовлетворительно согласуется с экспериментальной (график 2, точки) при факторе заполнения $f = 0.05$, что в 2 раза меньше приведенной выше оценочной величины. На этом же рисунке приведена расчетная зависимость Тауца (график 2, прямая линия) с использованием следующего соотношения:

$$\alpha^{\text{eff}} = \alpha^s(1 - f) + \alpha^m f, \quad (6)$$

где α^{eff} — коэффициент поглощения композитной пленки, α^s — коэффициент поглощения углеродной матрицы, α^m — коэффициент поглощения металла. Как видно из рис. 4, данное приближение дает хорошее согласие с экспериментом для значения фактора заполнения $f = 0.096$.

Полученные результаты по моделированию оптического поглощения синтезированных композитных пленок можно объяснить, если предположить, что реальная структура рассматриваемого медь-углеродного композиционного материала отличается от той идеализированной структурной модели, которая лежит в основе теории Максвелла–Гарнета. В этой модели полагается, что композитная среда состоит из диэлектрической матрицы с однородно распределенными частицами металла. Однако при ионном синтезе композитной пленки при относительно низкой энергии имплантации (40 кэВ) распределение зарождающихся наночастиц по глубине углеродной пленки неоднородно — наночастицы формируются непосредственно вблизи поверхности (с учетом ионного распыления) [14]. Кроме того, форма металлических частиц может отличаться от сферической. Все эти факторы указывают на то, что структура композиционного слоя отличается от структуры объемного материала, что делает предпочтительной простую двухслойную модель, которая лежит в основе выражения (6). Подставив в (3) значение α^{eff} из (6), получим

$$(\alpha E)^{1/2} = B_1^{1/2}(1 - f)^{1/2}(E - E_g + f\alpha^m/2(1 - f)B_1). \quad (7)$$

Таким образом, наблюдаемое на рис. 1 и 3 уменьшение величины „оптической щели“ в области доз имплантации, где происходит формирование и рост наночастиц меди, связано с увеличением объемного содержания металлической фазы. Поскольку в наших условиях эксперимента $f \ll 1$, то, как следует из (7), наклон зависимости Тауца практически не меняется.

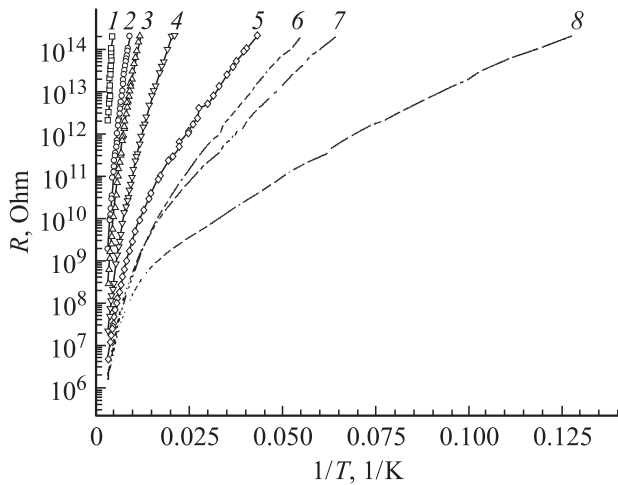


Рис. 5. Температурные зависимости сопротивления пленок углерода, имплантированных различными дозами ионов меди ($E = 40$ кэВ), 10^{15} ион/см 2 : 1 — 1.2, 2 — 3, 3 — 6, 4 — 9, 5 — 12, 6 — 18, 7 — 21, 8 — 24.

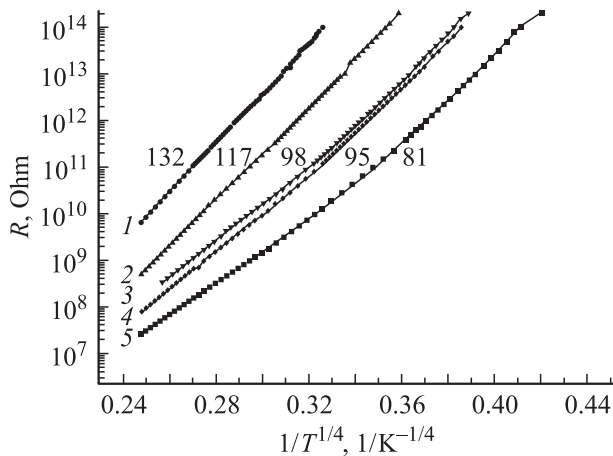


Рис. 6. Температурные зависимости сопротивления пленок углерода, имплантированных ионами меди ($E = 40$ кэВ) после термического отжига ($T = 400^\circ\text{C}$, 30 мин): 1 — $3 \cdot 10^{14}$, 2 — $6 \cdot 10^{14}$, 3 — $1.2 \cdot 10^{15}$, 4 — $3 \cdot 10^{15}$ ион/см 2 , 5 — 0. Цифры у кривых — значения $T_0^{1/4}$.

На рис. 5 приведены температурные зависимости сопротивления пленок углерода, имплантированных различными дозами ионов меди. Все они (за исключением кривой 8) могут быть описаны экспоненциальной функцией [15]

$$R = R_0 \exp(T_0/T)^m, \quad (8)$$

где R_0 — предэкспоненциальный множитель, T_0 — параметр прыжковой проводимости, T — температура. Полученные температурные зависимости нельзя охарактеризовать только одним параметром T_0 , поскольку они описываются различными функциями: кривые 1–4 — зависимостью Мотта с $m = 1/4$, что свидетельствует о прыжковой проводимости с переменной длиной прыжка [16]; 5–7 — экспоненциальной, $m = 1$ (прыж-

ковая проводимость с постоянной длиной прыжка) [15]; 8 — полуметаллической [17,18]. Однако все эти зависимости сгруппированы, и переход между ними происходит в характерном интервале доз имплантации. Переход от экспоненциальной зависимости с $m = 1/4$ к зависимости с $m = 1$ наблюдается в той области доз ($9 \cdot 10^{15} - 1.2 \cdot 10^{16}$ ион/см 2), где происходит зарождение и формирование металлических наночастиц меди. Наличие в матрице металлических наночастиц ведет к уменьшению параметра туннелирования a . Кроме того, формально это можно рассматривать в эффективной среде как увеличение концентрации локализованных состояний вблизи уровня Ферми $N(E_F)$, по которым осуществляется перенос заряда. Действие двух этих факторов приводит к резкому уменьшению тангенса угла наклона (параметра T_0) температурной зависимости сопротивления и переходу от зависимости с $m = 1/4$ к зависимости с $m = 1$ (нарушается условие $R_{\text{opt}} > d$, где $R_{\text{opt}} = (3/8a)(T_0/T)^{1/4}$ — оптимальная длина прыжка электрона, d — среднее расстояние между локализованными состояниями вблизи уровня Ферми [15]). Наконец, переход от зависимости (7) к зависимости (8) (рис. 5) имеет не только количественный, но и качественный характер, поскольку происходит изменение механизма проводимости от прыжкового к полуметаллическому [16,17]. Этот переход связан с тем, что по мере увеличения размеров металлических наночастиц они начинают контактировать друг с другом и в конечном итоге образуют бесконечный проводящий кластер (перколяционный переход). Таким образом, на этапе формирования металл-углеродной композитной пленки происходят существенные изменения низкотемпературной проводимости углеродных пленок.

Одной из целей работы является изучение влияния примесных атомов на электронные свойства углеродных пленок. Из приведенных выше результатов следует, что примесные атомы меди, имплантированные при низких дозах ($< 6 \cdot 10^{15}$ ион/см 2), когда их концентрация меньше предела растворимости в углеродной матрице, не влияют на оптические свойства и проводимость углеродных пленок в области низких температур. Нами были проведены исследования низкотемпературной проводимости имплантированных малыми дозами ионов меди пленок углерода после термического отжига при температурах 400 и 450 $^\circ\text{C}$. На рис. 6 приведены результаты соответствующих измерений. Для каждой зависимости приведены значения параметра $T_0^{1/4}$, величина которого в отсутствие наночастиц меди определяется структурными характеристиками углеродных пленок — средним размером графеновых нанокластеров и плотностью локализованных состояний вблизи уровня Ферми.

Из рис. 6 видно, что минимальное значение $T_0^{1/4} = 81$ у неимплантированного образца, тогда как у имплантированных образцов этот параметр оказывается выше. Исследования оптических свойств этих образцов свидетельствуют о том, что они отличаются друг от

друга средими размерами графитоподобных нанокластеров — максимальное значение у неимплантированного образца и минимальное значение у образца, который имеет максимальное значение $T_0^{1/4}$. Образцы, которые характеризуются зависимостями 2, 3 и 4 на рис. 6, практически не отличаются величиной оптической щели и соответственно средними размерами графитоподобных нанокластеров. Поэтому различие в значениях $T_0^{1/4}$ связано с различной плотностью дефектных состояний вблизи уровня Ферми — она увеличивается с ростом дозы имплантации (если показатель экспоненты $m = 1/4$, то $T_0 \propto 1/N(E_F)$). Из этого следует, что термический отжиг в исследованном интервале температур не приводит к полному отжигу радиационных дефектов. Наконец, то обстоятельство, что сопротивление имплантированных образцов остается выше по сравнению с неимплантированным образцом, говорит об отсутствии допирующего влияния примесных атомов меди после термического отжига в исследованном нами интервале температур термического отжига. Одной из причин этого может быть метастабильность интеркаляционного положения атомов меди в графитоподобных нанокластерах. Согласно [1], медно-углеродные нанокластеры необратимо разрушаются при температурах отжига 330–350°C.

4. Заключение

Проведены исследования оптических свойств и низкотемпературной проводимости алмазоподобных пленок углерода, имплантированных ионами меди в широком интервале доз имплантации. Впервые показано, что высокодозовая имплантация ведет к формированию наночастиц меди в облучаемой углеродной матрице.

Получены зависимости величины эффективной оптической щели Тауца E_{gT} и параметра прыжковой проводимости $T_0^{1/4}$ от дозы имплантации. Установлено, что основным процессом, определяющим существенные изменения электронных свойств углеродных пленок в области низких доз имплантации, является увеличение размеров графитоподобных нанокластеров. При этом влияние типа имплантированной примеси на оптические свойства и низкотемпературную проводимость углеродных пленок не обнаружено. Установлено, что в области больших доз имплантации наблюдаются изменения параметров зависимости Тауца, обусловленные наличием наночастиц меди в углеродной матрице. Показано, что присутствие наночастиц меди ведет к уменьшению эффективной величины E_{gT} композитной пленки, что связано с вкладом в поглощение от металлических частиц. Синтезируемая металлическая фаза существенно влияет на низкотемпературную проводимость металлокompозитного слоя — вначале меняется температурная зависимость, а затем — механизм проводимости.

Показано, что термический отжиг пленок углерода, имплантированных низкими дозами ионов меди, когда наночастицы меди не формируются, ведет к изменению

оптических и электрических свойств, характерных для неимплантированных образцов. Это свидетельствует об отсутствии электрической активации внедренных атомов меди в исследованном интервале температур отжига ($T < 500^\circ\text{C}$). В области доз имплантации, несколько меньших порога формирования наночастиц меди непосредственно при облучении, постимплантационный отжиг ведет к сегрегации имплантированных атомов меди и образованию наночастиц металла.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект N 03-02-96217), гранта президента РФ НШ-1904.2003.2 и ОФН РАН „Новые материалы и структуры“.

Список литературы

- [1] В.И. Иванов-Омский, Э.А. Сморгонская. ФТП, **32**, 931 (1998).
- [2] Т.К. Звонарева, В.М. Лебедев, Т.А. Полянская, Л.В. Шаронова, В.И. Иванов-Омский. ФТП, **34**, 1135 (2000).
- [3] В.И. Иванов-Омский, В.И. Сиклицкий, С.Г. Ястребов. ФТТ, **40**, 568 (1998).
- [4] В.И. Иванов-Омский, Э.А. Сморгонская. ФТТ, **41**, 868 (1999).
- [5] И.А. Файзрахманов, В.В. Базаров, Н.В. Курбатова, И.Б. Хайбуллин, А.Л. Степанов. ФТП, **37**, 230 (2003).
- [6] И.А. Файзрахманов, В.В. Базаров, Н.В. Курбатова, И.Б. Хайбуллин. Ежегодник Казанского физико-технического института им. Е.К. Завойского, 2002. (Казань, ФизтехПресс) с. 68.
- [7] И.А. Файзрахманов, И.Б. Хайбуллин. Поверхность, **5**, 88 (1996).
- [8] А.Ф. Буренков, Ф.Ф. Комаров, М.А. Кумахов, М.М. Темкин. *Таблицы параметров пространственного распределения ионно-имплантированных примесей* (Минск, Изд-во БГУ, 1980).
- [9] И.А. Файзрахманов, В.В. Базаров, В.А. Жихарев, И.Б. Хайбуллин. ФТП, **35**, 612 (2001).
- [10] И.А. Файзрахманов, В.В. Базаров, А.Л. Степанов, И.Б. Хайбуллин. ФТП, **37**, 748 (2003).
- [11] A.L. Stepanov. In: *Metal-Polymer nanocomposites* (John Wiley & Sons, Hoboken, 2005) p. 241.
- [12] U. Kreibitz, M. Vollmer. *Optical properties of metal clusters* (Berlin, Springer, 1995).
- [13] A.L. Stepanov, D.E. Hole, P.D. Townsend. J. Non.-Cryst. Sol., **260**, 65 (1999).
- [14] A.L. Stepanov, I.B. Khaibullin. Rev. Adv. Mater. Sci. **9**, 34 (2005).
- [15] C.J. Adkins. J. Phys.: Condens. Matter., **1**, 1253 (1989).
- [16] Н. Мотт, Э. Дэвис. *Электронные процессы в некристаллических веществах* (М., Мир, 1974).
- [17] А.Г. Забродский. ФТП, **11**, 595 (1977).
- [18] A. Heines, M. Karpovski, M. Pilosof, M. Witcomb, R. Rosenbaum. Phys. Status Solidi B, **205**, 237 (1998).

Редактор Л.В. Беляков

Influence of the copper ion implantation on optical properties and low temperature conductivity of carbon films

I.A. Faizrahmanov*, V.V. Bazarov*,
A.L. Stepanov*,+, I.B. Khaibullin*

* Kazan Physical-Technical Institute,
Russian Academy of Sciences,
420029 Kazan, Russia

+ Institute Physics and
E. Schrödinger Institute for Nanoscale Research,
Karl-Franzens-University Graz,
A-8010 Graz, Austria

Abstract The optical properties and low-temperature conductivity of carbon films, implanted by Cu ions with 40 keV energy of $3 \cdot 10^{14} - 3 \cdot 10^{17}$ ion/cm², have been investigated. It was established, that implanted copper atoms with dose smaller $6 \cdot 10^{15}$ ion/cm² are not influenced on the electronic properties of carbon films. The post implantation thermal annealing of carbon films at $T < 500^\circ\text{C}$ is not activated implanted copper atoms. However, the formation of copper nanoparticles leads to significant changing of optical and electrical properties of composite carbon films. The effective optical bandgap of composite, determined from Tauc dependence, is the function of filling factor of the copper and may be as negative. It was shown, that the optical absorption on the copper-carbon composite films in visible and near ultraviolet range of optical spectra may be best circumscribe by two-layer model. The formation of copper nanoparticles change the temperature dependence of conductivity, but the mechanism of conductivity still remains hopping.