УДК 539.213

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ И СТРУКТУРЫ ПЛЕНОК GdFe₂, ПОЛУЧЕННЫХ В РАЗРЯДЕ С ОСЦИЛЛИРУЮЩИМИ ЭЛЕКТРОНАМИ

Г. В. Смирницкая, Э. М. Рейхрудель, Е. В. Яхшиева

(кафедра общей физики для естественных факультетов)

Изучение физических свойств тонких аморфных пленок представляет интерес в связи с использованием их в различных областях современной физики и техники. Недавно появились работы, в которых исследуются кристаллизация и температурная зависимость сопротивления аморфных пленок. Так, в [1] рассмотрен процесс кристаллизации пленок Gd_{1-x}Fe_x (0,34<x<0,92) в зависимости от соотношения компонент при длительном прогреве их до 600 °C. В [2] изучена температурная зависимость структуры и удельного сопротивления ρ аморфных пленок Ta—Si, полученных испарением и распылением. Резкое уменьшение ρ вблизи 300 °C авторы объясняют началом перехода аморфной фазы в кристаллическую. Показано отсутствие взаимодействия пленок с подложками из Si и сапфира при длительном прогреве их до 850 °C.

В настоящей работе исследуются зависимость удельного сопротивления от толщины d и температурные зависимости электросопротивления и структуры для пленок GdFe₂ разной толщины, полученных при различных режимах разряда с осциллирующими электронами. Описание метода и установки дано в работе [3]. В качестве подложек использовалось полированное стекло, ситалл и поликор. Перед нанесением пленок подложки прогревались в течение нескольких часов при температуре ~300-400 °C. Откачка системы производилась магниторазрядным насосом HMД-250, давление остаточных газов было $\sim 2 \cdot 10^{-7}$ мм рт. ст., в качестве рабочего газа использовался криптон. Катоды разряда из поликристалличес-

кого GdFe₂ очищались ионной бомбардировкой при закрытых подложках сначала при давлении остаточных газов, затем при давлении криптона $p_{\rm Kr} \sim 10^{-5}$ мм рт. ст. в течение нескольких часов. Нанесение пленок происходило при анодном напряжении $V_{a} = 2,5 \text{ KB}$ И напряженности магнитного поля $H = 275 \ \Im$ И при двух значениях p_{Kr}, соответствующих двум различным режимам разряда: I) $p_{\rm Kr} = 2 \cdot 10^{-4}$ мм рт. ст., ток разряда Ip=900 мкА (режим разряда с отрицательным пространственным заря $p_{\rm Kr} = 4 \cdot 10^{-4}$ MM pt. ct., дом); II) $I_{\rm D} = 3 - 4$ мА (плазменный режим).

Электросопротивление пленок измерялось на подложках из поликора размерами 0,5×1,5 см с пленочными контактами из никеля толщиной 1 мкм. Использовался двухзондовый метод измерения. Зависи-





Рис. 1. Зависимость удельного сопротивления от толщины пленки при разных режимах разряда (1 и II) мость $\rho(d)$ определялась в процессе нанесения пленки в условиях горящего разряда. Температурные зависимости R(T) определялись в вакууме без предварительного выноса пленок на воздух. Отжиг проводился при давлении $\sim 10^{-7}$ мм рт. ст. со скоростью 4—5 °С/мин. Температура пленки измерялась термопарой медь — константан с точностью до нескольких процентов.

На рис. 1 представлены зависимости $\rho(d)$ для пленок GdFe₂, напыленных при двух режимах разряда. Положение наблюдаемого на кривой $\rho(d)$ резкого изгиба зависит от условий нанесения пленок и соответствует величине среднего свободного пробега электронов проводимости λ . Из кинетического уравнения Больцмана, полагая коэффициент зеркальности $P \ll 1$, получаем следующие формулы, связывающие ρ , λ , d [4]:

$$\rho/\rho_{\infty} = 1 + (3/8)\lambda/d; \quad d/\lambda > 1,$$
 (1)

$$\rho/\rho_{\infty} = (4/3) (\lambda/d) (\ln(\lambda/d))^{-1}; \quad d/\lambda \ll 1.$$
 (2)

В таблице приведены значения λ , вычисленные по формулам (1) и (2) для пленок GdFe₂, полученных при двух режимах разряда, и определенные экспериментально из кривых *I* и *II* рис. 1. Значения $\lambda_{\text{теор}}$ совпадают с $\lambda_{\text{эксп}}$ с точностью до 10%.

Зная λ и ρ, по формуле [4]

$$\frac{1}{\rho} = \frac{e^2\lambda}{\hbar} \left(\frac{n^2}{3\pi^2}\right)^{1/2} \tag{3}$$

можно определить концентрацию электронов проводимости *n*, а из выражения

$$E_0 = (3\pi^2)^{2/3} \left(\frac{h^2}{2m}\right) n^{2/3}$$

найти энергию уровня Ферми E_0 . Соответствующие вычисленные значения n и E_0 также даны в таблице.

Дифрактограммы, снятые с пленок на дифрактометре УРС-50, показывают, что пленки, полученные во втором режиме, аморфные. В пленках, полученных в первом режиме, наряду с основной аморфной

Режнм разряда	λ _{reop} , Å	λ _{эксп} , Å	п, эл/см³	<i>Е</i> , эВ
I II	153 1200	160 1300	$1 \cdot 10^{20}$ 2,5 · 10 ¹⁸	2,98 0,26
V _a == 2,5 кВ	, Н == 275 Э	1		I

фазой наблюдаются незначительные кристаллические включения окислов Gd_2O_3 , Fe_2O_3 и кубической структуры $GdFe_2$ (линия (222)) [3]. Определение плотности материала пленки D путем измерения толщины ее микроинтерферометром МИИ-5М и взвешивания подложки до и после напыления пленок показало, что для пленок, нанесенных в первом режиме, D=9,2 г/см³, а во втором D=7 г/см³.

Значения ρ_{∞} , λ , *n*, E_0 говорят о том, что пленки, полученные в первом режиме, обладают металлическими свойствами, они достаточно плотные и имеют мало дефектов. Последнее объясняется тем, что в этом режиме разряда распыление производится ионами высоких энергий (~1000 эВ) при низком давлении рабочего газа. На подлож-

ку поступают частицы металла большой энергии, не рассеивающие ее на соударения с молекулами газа. Пленки, нанесенные во втором режиме, более рыхлые, имеют больше пор и дефектов.

На рис. 2 приведены кривые зависимости сопротивления R от температуры T для пленок разной толщины, нанесенных в первом режиме. Видно, что ход кривых R(T) зависит от толщины пленки. Неболь-

шое уменьшение сопротивления тонкой аморфной пленки R_a с ростом Т в начальной части кривой 1 связано, по-видичастичным от-MOMV, C жигом дефектов. Последующий рост R_a говорит о том, что металлический проводимости характер здесь превалирует надотдефектов. При жигом $T = 230 \,^{\circ}\text{C}$ R достигает максимума; последующее резкое уменьшение с переходом $R_{\rm a}$ связано аморфного пленки ИЗ состояния в кристал-

Рис. 2. Зависимость сопротивления пленки от температуры (пленки получены в первом режиме): $d=10^3$ (a) и 2.8× ×10⁴ Å (b); 1-й (×) и 2-й (O) нагрев и охлаждение; Δ — 3-й нагрев и охлаждении после пребывания пленки на воздухе



лическое с сопротивлением $R_{\rm Kp}$. Кривая R(T) при охлаждении идет ниже кривой при нагреве. При повторном нагреве (кривая 2 рис. 2, a) сопротивление кристаллической пленки быстро растет с температурой, однако при охлаждении оно не возвращается к первоначальному значению, что, по-видимому, связано с окислением тонкой пленки при нагреве до высокой температуры.

На рис. 2, б приведены те же зависимости для толстой пленки. Небольшое уменьшение R при высоких T связано с отжигом дефектов и кристаллизацией пленки. Ход кривых при повторном нагреве и охлаждении близок к обратному ходу кривой 1, что говорит о стабилизации структуры и состава пленки.

Кривая 3 (см. рис. 2, б) показывает изменение R(T) для той же пленки после напуска в установку воздуха, выдержки в нем пленки в течение нескольких часов и последующего измерения R(T) в сверхвысоком вакууме. Увеличение R объясняется окислением поверхностного слоя пленки, однако характер зависимости остался тем же, и сопротивление при остывании возвращается к первоначальному значению, что говорит о незначительных изменениях состава пленки при пребывании ее на воздухе.

Следует заметить, что изгиб кривой R(T) в области 200—230 °С, сохраняющийся после отжига пленок, может быть связан с переходом их из ферромагнитного состояния в парамагнитное. Наши измерения

с использованием ЭПР показали, что точка Кюри для данных пленок лежит в этой области температур.

На рис. 3 показаны зависимости R(T) для пленок разной толщины, нанесенных во втором режиме. Для тонкой аморфной пленки (см. рис. 3, *a*) отжиг дефектов преобладает над увеличением сопротивления



с температурой, поэтому *R* сначала уменьшается. При T=210° С начинается кристаллизация, которая протекает с различной скоростью на разных стадиях [1]. Более высокие значения R_а и R_{кр} и бо́льшая разность (R_a---- R_{кр}) для пленок, полученных в этом режиме, говорят о том, что пленки, нанесенные в плазменном режиме, имеют

Рис. 3. Зависимость сопротивления пленки от температуры (пленки получены во втором режиме): $d = 1,5 \cdot 10^3$ (*a*) и 2,2 \cdot 10⁴ Å (*b*); $1 \cdot$ й (\times), $2 \cdot$ й (O) и 3-й (Δ) нагрев и охлаждение

больше пор и дефектов. Последующие нагревы пленки (кривые 2, 3) показывают, что температура кристаллизации смещается в сторону высоких температур, а гистерезис уменьшается, так как все меньшая масса оставшегося аморфного материала кристаллизуется. На рис. 3, б даны аналогичные кривые для толстой пленки.

Дифрактограммы, снятые с пленок после их отжига в вакууме, показывают, что все пленки являются кристаллическими. На них наблюдаются максимумы (111), (220), (311), (222), относящиеся к ГЦК структуре GdFe₂. Наряду с ними присутствуют линии Gd₂O₃ и Fe₂O₃ вследствие окисления пленки при выносе на воздух.

Исследования состава пленок рентгеновским микроанализатором XMA-5В показали, что пленки, отожженные в вакууме, после выноса их на воздух имели следующий химический состав: Fe=66,7 ат. %, Gd— 33,2 ат. %, причем состав не изменялся при длительном пребывании их на воздухе. Аморфные же пленки, полученные в плазменном режиме и неотожженные в вакууме, через несколько дней после выноса их на воздух изменяли свой состав вследствие окисления: неокисленного Fe оставалось 47 ат. %, неокисленного Gd — 12,1 ат. %. Данные химического анализа также подтверждают, что отжиг дефектов, уменьшение пор и переход к более плотноупакованной кристаллической фазе делает пленки устойчивыми к окислению при выносе их на воздух.

Таким образом, в работе определена зависимость удельного сопротивления от толщины для пленок GdFe₂, напыленных в двух режимах разряда с осциллирующими электронами. Вычисленные значения длины свободного пробега и концентрации электронов проводимости зависят от режима разряда при получении пленок. Измерена температурная зависимость сопротивления для пленок разной толщины, нанесенных в двух режимах. Резкое уменьшение R при температуре 200— 230 °C связано с началом кристаллизации, а также с переходом пленок из ферромагнитного состояния в парамагнитное. Обнаружен гистерезисный ход температурной зависимости электросопротивления, объясняющийся отжигом дефектов и кристаллизацией материала. Показано, что повторный отжиг уменьшает гистерезис и стабилизирует значение R. Определены структура и химический состав пленок до и после отжига их в вакууме.

Авторы выражают глубокую благодарность Н. Н. Кононковой за помощь при получении некоторых экспериментальных результатов и С. А. Никитину за интерес и участие в обсуждении результатов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Lee S. R., Miller A. E. // J. Appl. Phys. 1984. 55, N 10. P. 3465—3470. [2] Tien T., Ottaviani G., Tu K. N. // Ibid. 1983. 54, N 12. P. 7047—7057. [3] Смирницкая Г. В., Рейхрудель Э. М., Кононкова Н. Н. // Вестн. Моск. ун-та. Сер. 3, Физ. Астрон. 1984. 25, № 3. С. 30—34. [4] Комник Ю. Ф. Физика металлических пленок. М., 1979.

Поступила в редакцию 28.06.85

ВЕСТН. МОСК. УН-ТА. СЕР. 3, ФИЗИКА. АСТРОНОМИЯ. 1986. Т. 27, № 5

УДК 621.315.592

О ПРИРОДЕ ЛОВУШЕК В ОКСИДНОМ СЛОЕ НА ПОВЕРХНОСТИ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

А. В. Зотеев, П. К. Кашкаров, А. Н. Образцов, Ю. Н. Сосновских, И. Н. Сорокин

(кафедра общей физики для химического факультета)

Успех применения GaAs в микроэлектронике во многом зависит от решения проблемы формирования на поверхности этого полупроводника надежного диэлектрического слоя. Одним из перспективных путей получения изолирующих покрытий на материалах A^{III}B^V является низкотемпературное электрохимическое окисление [1, 2]. Ранее [2] было показано, что анодный оксид (AO) арсенида галлия характеризуется наличием глубоких ловушек носителей заряда. Последнее, с одной стороны, обусловливает зарядовую нестабильность полупроводниковых приборов, с другой стороны, может быть использовано при разработке элементов памяти. В связи с этим становится очевидной необходимость изучения природы глубоких ловушек с целью поиска путей управления их свойствами. В литературе до настоящего времени не сообщалось об экспериментах в этом направлении.

В настоящей работе методом оптического заряжения исследовано влияние условий получения и различных активных воздействий на электронные и дырочные ловушки в АО на GaAs.

Методы исследования. Образцы получали анодным окислением монокристаллов GaAs *n*-типа ($n = 10^{17} - 10^{18}$ см⁻³) в электролите на основе органических растворителей до толщины AO $d_1 = 100$ нм и $d_2 =$ = 200 нм [3]. Заряжение поверхности образца в результате освещения регистрировалось по изменению темнового значения контактной разности потенциалов (КРП) ΔU между образцом и полупрозрачным никелевым электродом. КРП измерялась методом динамического конденсатора на частоте 65 Гц [4]. Спектры $\Delta U(hv)$ снимались путем последовательных засветок в диапазоне hv = 1,0--5,4 эВ с шагом 0,2 эВ. Осве-