

Рентгеноспектральное исследование деградации межфазовой границы Au/Si на воздухе

© А.С. Шулаков, А.П. Брайко

Институт физики при Санкт-Петербургском государственном университете,
198904 Петродворец, Россия

(Поступила в Редакцию 10 января 1997 г.
В окончательной редакции 29 апреля 1997 г.)

Исследована зависимость от энергии первичных электронов формы ультрамягких рентгеновских $SiL_{2,3}$ - и $AuN_{6,7}$ -эмиссионных полос в структурах Au/Si, взаимодействующих с кислородом воздуха. Использовалась методика количественной оценки фазового химического состава и его распределения по глубине, основанная на анализе формы полос и использующая самую общую интегральную форму зависимости интенсивности рентгеновских спектров от энергии первичных электронов. Обнаружено, что процесс окисления вызывает диффузию атомов кремния к поверхности и приводит к кардинальному изменению фазового состава исследованных структур. Характерной особенностью строения всех образцов становится появление на их поверхности относительно толстого слоя SiO_2 , толщина которого зависит от начального фазового состава интерфейса Au/Si.

Изучение межфазовой границы полупроводник–металл давно привлекает внимание исследователей в связи с широким применением этого контакта в электронных приборах. Представление об идеальной границе раздела оказалось сильно упрощенным. Протекающие на контактах диффузионные процессы и химические реакции могут кардинально изменять их электрофизические свойства. Это обстоятельство является побудительным мотивом изучения электронной структуры и фазового состава границ раздела не только для совершенствования технологии изготовления контактов, но и для установления наиболее общих закономерностей взаимодействия полупроводников и металлов различного типа.

Поскольку кремний остается базовым элементом современной микро- и наноэлектроники, исследованию формирования его межфазовой границы с переходными и особенно с благородными металлами посвящено большое число работ [1–11]. Несмотря на то что золото не образует с кремнием термодинамически устойчивых объемных соединений [1,2], формирование интерфейса Au/Si сопровождается диффузией и образованием метастабильного силицида золота [1–3,10,11].

Даже для больших покрытий область межфазовой границы имеет сложный многослойный характер.

Крупномасштабный перенос материала через границу золото–кремний наблюдается также и в процессе окисления этой системы [12,13]. Даже небольшой нагрев на воздухе пластины кремния, покрытой относительно толстым слоем золота, приводит к образованию на ее поверхности двуокиси кремния в несколько десятков nm толщиной. Очевидно, что эта особенность взаимодействия кремния с кислородом связана с необычным характером взаимодействия атомов кремния и золота на межфазовой границе. Детально механизм переноса кремния и окисления в системе Au/Si не исследован, хотя эти процессы могут оказать значительное влияние на характеристики контакта и приборов на его основе.

Основными методами экспериментального исследования процессов формирования межфазовой границы кремний–металл являются методы фотоэлектронной и Оже-электронной спектроскопии. Для исследования распределения фазового химического состава образцов в больших диапазонах толщин необходимо применение разрушающих поверхность методов ионного травления [14]. Этого недостатка лишен метод ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии с варьированием электронного возбуждения спектров, хорошо зарекомендовавший себя при исследовании фазового химического состава сложных многокомпонентных систем [15]. Однако методы ультрамягкой рентгеновской спектроскопии до сих пор не применялись для решения проблем формирования электронных и атомных свойств межфазовой границы в системе металл–кремний вообще и интерфейса Au/Si в частности.

Данная работа в какой-то степени ликвидирует этот пробел. Двумя ее основными целями являются анализ возможностей рентгеновской эмиссионной спектроскопии в исследовании системы Au/Si и опробование приемов количественных оценок структуры и фазового состава интерфейсов, а также исследование последствий взаимодействия с окружающей средой (воздухом) скрытой межфазовой границы Au/Si.

Для увеличения чувствительности измерений методом последовательных напылений изготавливались многослойные образцы. Толщины чередующихся слоев кремния и золота были одинаковыми и составляли 5 nm. В условиях высокого вакуума на охлаждаемую подложку Si(111) напылялись 24 двойных слоя, поэтому общая толщина сэндвича составляла 240 nm. Затем пластинки со слоями золота и кремния прогревались в атмосфере аргона без доступа воздуха до температур 120, 180, 190, 260°C. Одна из пластин не подвергалась термической обработке, пребывая в это время при комнатной температуре (RT). Температуры прогрева были выбраны по данным дифференциального термоанализа

образцов. Эти температуры соответствуют минимумам зависимости температуры образца от передаваемого ему теплового потока. В свою очередь эти особенности обычно возникают в точках изменения фазового состояния системы (экзотермические реакции).

Исследование приготовленных образцов с помощью трансмиссионного электронного микроскопа позволило качественно детализировать картину фазовых превращений. После напыления образец представлял собой чередование слоев аморфного золота (a -Au) и аморфного кремния (a -Si). Первая экзотермическая реакция, протекающая при 120°C , является реакцией образования метастабильного кристаллического силицида золота типа Au_3Si . Атомы кремния, не востребованные для образования силицида, остаются в аморфной фазе. Вторая реакция при 180°C соответствует кристаллизации этой аморфной фазы кремния. Во время третьей реакции при 190°C силицид распадается на кристаллические фазы золота (c -Au) и кремния (c -Si). Образуется смесь этих фаз, а слоистая структура образцов теряется. Последняя реакция при 260°C часто не воспроизводится на кривых дифференциального термоанализа и поэтому либо является артефактом, либо отражает увеличение среднего объема включений в смеси фаз c -Au и c -Si.

Первоначально предполагалось провести рентгено-спектральное исследование описанных выше образцов, но в силу сложившихся обстоятельств эксперимент со "свежими" образцами осуществить не удалось, и они хранились на воздухе в течение нескольких месяцев. Оказалось, что при этом кардинально изменился их фазовый химический состав, что в свою очередь вызвало соответствующую корректировку в постановке исследования. Теперь фазовый состав "свежих" образцов стал начальным состоянием системы Au/Si в реакции с кислородом воздуха, а цель рентгеноспектрального исследования трансформировалась в определение последствий этой реакции.

Для исследования фазового химического состава системы Au/Si использовались ультрамягкие рентгеновские характеристические эмиссионные полосы кремния и золота $\text{Si}L_{2,3}$ и $\text{Au}N_{6,7}$. Полоса излучения кремния возникает при переходе электронов валентной зоны на вакансию во внутренней $L_{2,3}(2p_{1/2,3/2})$ -оболочке атомов кремния. Спектральное распределение интенсивности в $\text{Si}L_{2,3}$ -полосе отображает, согласно дипольным правилам отбора, энергетическое распределение плотности электронных состояний, имеющих s - и d -симметрию относительно атомов кремния (т.е. локальную парциальную плотность состояний). $\text{Au}N_{6,7}(4f_{5/2,7/2})$ -эмиссионная полоса отображает энергетическое распределение локальной плотности валентных d - и g -состояний золота.

Как уже упоминалось, для распределения фазового химического состава по глубине использовалась зависимость глубины выхода возбуждаемого рентгеновского излучения от энергии первичных электронов [15,16].

Образцы помещались на анод рентгеновской трубки вакуумного спектрометра ультрамягкого рентгеновского

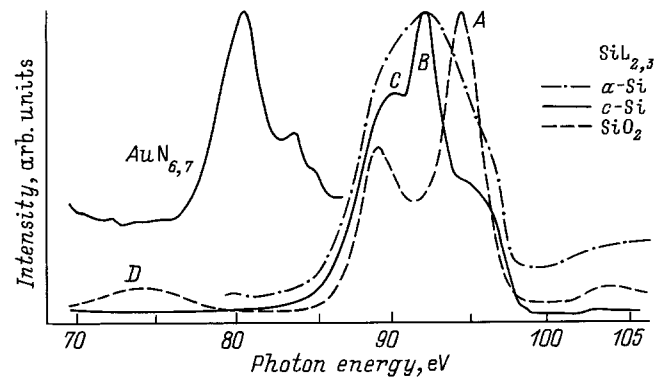


Рис. 1. Рентгеновские эмиссионные полосы кремния и золота, используемые для анализа фазового химического состава образцов Au/Si.

излучения [17]. Энергия первичных электронов менялась от 0.3 до 7.0 эВ при токе, не превышающем 1 mA. При этих режимах облучения образцов, держатели которых охлаждались водой, их температура не превосходила значений 40 – 50°C . С особой тщательностью контролировалась воспроизводимость результатов, что гарантировало отсутствие изменений фазового состава образцов в пределах точности измерений. Для регистрации излучения использовался позиционно-чувствительный детектор, регистрирующим элементом в котором являлись микроканальные пластины, покрытые слоем CsI [18]. Энергетическое разрешение спектров составляло 0.8 эВ.

На рис. 1 показаны рентгеновские эмиссионные полосы, используемые для анализа фазового химического состава образцов. Это $L_{2,3}$ -полосы кремния в c -Si, a -Si и в диоксиде SiO_2 , а также $N_{6,7}$ -полоса золота c -Au (поликристалл). Видно, что форма полос атомов кремния в различных химических и даже структурных фазовых состояниях различна, причем различия очень велики. Это, несомненно, упрощает анализ сложных, накладывающихся друг на друга спектров многофазных систем. Согласно общепринятой точке зрения, максимумы A и C в высокоэнергетической части $\text{Si}L_{2,3}$ -полосы в SiO_2 отображают гибридные электронные орбитали, сформированные в основном $\text{Si}3s$ - и $\text{O}2p$ -атомными валентными состояниями. Низкоэнергетический максимум D спектра SiO_2 соответствует несвязывающей орбитали, основной вклад в которую вносят $2s$ -состояния кислорода [19]. В случае сложных спектров наличие максимума D свидетельствует об образовании химической связи атомов кремния с кислородом. Спектр a -Si в отличие от $\text{Si}L_{2,3}$ -полосы c -Si имеет вид широкого бесструктурного максимума. Полосы кремния и золота близки по энергетическому положению, но тем не менее практически не перекрываются, что делает измерения быстрыми и удобными, а анализ результатов более надежным.

На рис. 2 показаны рентгеновские эмиссионные спектры двух образцов исследуемой системы, один из ко-

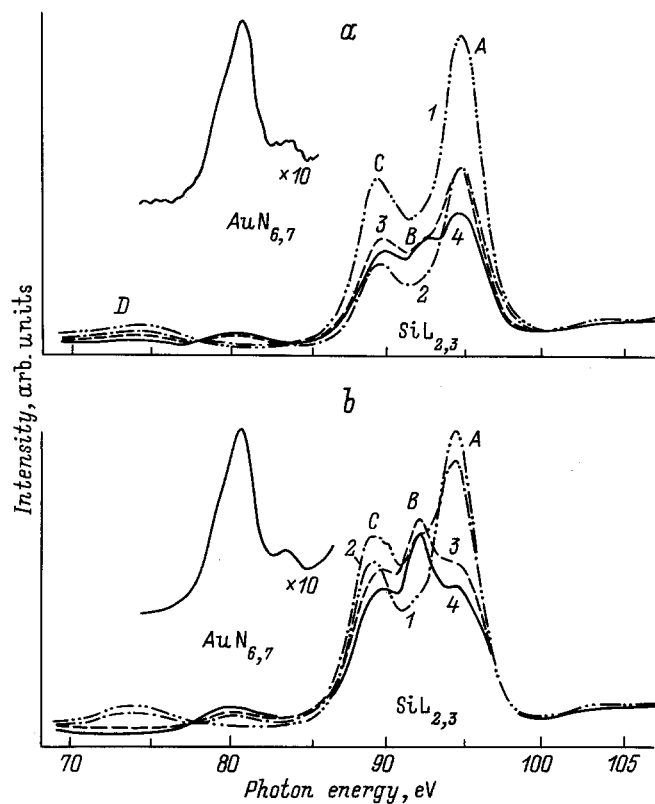


Рис. 2. Возбуждаемые электронами различных энергий рентгеновские эмиссионные спектры образцов Au/Si: не прошедшего предварительной термической обработки RT (а) и прогретого при температуре 260°C (б). E (keV): 1 — 0.5, 2 — 1, 3 — 3, 4 — 5.

которых не подвергался термической обработке (RT), а другой был прогрет при максимальной температуре (260°C). Спектры получены при различной энергии электронов первичного пучка для проведения зондирования по глубине. Полосы нормированы по интенсивности в самой высокоэнергетической точке спектра.

Учитывая простейшее правило: чем больше энергия первичных электронов E , тем больше глубина зондирования, — и анализируя только тенденции изменения формы спектров, можно сделать очень важные выводы о фазовом строении образцов.

1) На поверхности образцов находится слой диоксида кремния SiO_2 , так как спектры, полученные при минимальных E , идентичны $\text{SiL}_{2,3}$ -полосе кремния в этом соединении (рис. 1).

2) Толщина слоя SiO_2 , образовавшегося на поверхности образца (RT), превышает толщину окисла на поверхности образца (260°C), так как спектры образцов (RT) остаются идентичными спектру SiO_2 при $E = 0.5$ и 1 keV, а спектры образца (260°C) — только при $E = 0.5$ keV.

3) Поверхностный слой SiO_2 в обоих образцах покоится на подложке, состоящей из атомов Si и Au, координированных так же, как и в кристаллах (c -Si

и c -Au). Скорее всего, это — смесь конгломератов c -Si и c -Au. Об этом свидетельствуют появление в спектре кремния при $E > 1.0$ keV узкого максимума B, соответствующего главному максимуму в спектре c -Si (рис. 1), уменьшение интенсивности максимума D и одновременное с максимумом B появление в спектре излучения $\text{AuN}_{6,7}$ -полосы, форма которой соответствует форме полосы поликристалла чистого золота.

Следует отметить, что форма спектров других образцов аналогична показанной на рис. 2. Следовательно, и распределение фазового химического состава в них также подобно описанному выше.

Для более детального анализа распределения фазового состава разложим полученные спектры кремния на составляющие, соответствующие по форме $\text{SiL}_{2,3}$ -полосам в c -Si и SiO_2 . Это можно сделать методом наименьших квадратов, минимизируя разницу между измеренным спектром и модельным

$$I_{\text{mod}}(E, \omega) = a_1(E)I_{\text{Si}}(\omega) + a_2(E)I_{\text{SiO}_2}(\omega) + a_3(E)\omega + a_4, \quad (1)$$

где $I_{\text{Si}}(\omega)$ и $I_{\text{SiO}_2}(\omega)$ — $\text{SiL}_{2,3}$ -полосы в c -Si и SiO_2 соответственно, линейная функция $a_3(E)\omega + a_4$ аппроксимирует фон тормозного излучения, $\hbar\omega$ — энергия рентгеновского фотона. По оценкам абсолютных интенсивностей $L_{2,3}$ -спектров в c -Si и SiO_2 , интегральная интенсивность полосы c -Si считалась в 3 раза выше таковой в SiO_2 .

Описанная процедура позволяет количественно оценить взаимный вклад полос c -Si и SiO_2 в измеренные спектры. На рис. 3 показаны результаты разложения на составляющие спектров всех образцов в виде зависимо-

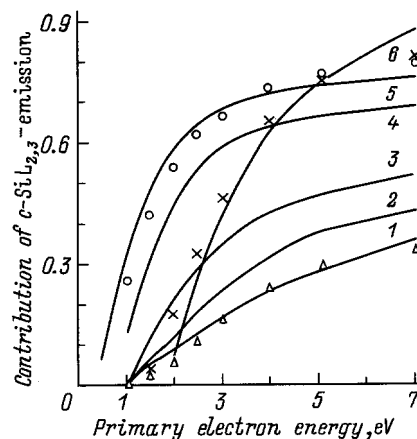


Рис. 3. Зависимости от энергии первичных электронов величин вклада интенсивности c - $\text{SiL}_{2,3}$ -полосы в спектры образцов Au/Si и SiO_2/Si , полученные разложением на составляющие (сплошные линии). Точки — результаты моделирования указанных зависимостей для образцов Au/Si, прогретых предварительно до 120 (треугольники) и до 260°C (кружки), а также образца $\text{SiO}_2(70 \text{ nm})/\text{Si}$ (крестики). В скобках указаны рассчитанные значения толщин поверхностного слоя SiO_2 для образцов Au/Si (в nm): 1 — 120°C (45), 2 — RT (40), 3 — 180°C (35), 4 — 190°C (20), 5 — 260°C (15), 6 — SiO_2/Si .

сти $a_1(E)/(a_1 + a_2)$, описывающей вклад излучения *c*-Si в экспериментальные спектры. Суммарная погрешность разложения составляла примерно 5%. На этом же рисунке приведены результаты исследования образца, представляющего собой двухфазную систему — слой SiO₂ толщиной 70 nm, выращенный на подложке Si (111). Ошибка разложения на составляющие спектров этого образца также была не выше 5%. Это свидетельствует о том, что с погрешностью 5% можно утверждать, что в наших образцах кремний присутствует только в двух фазах: *c*-Si и SiO₂.

Видно, что общая тенденция изменения спектров — увеличение вклада излучения *c*-Si с ростом температуры предварительной обработки образцов Au/Si в атмосфере аргона. Однако наименьший вклад наблюдается не в спектре образца без термообработки, а в спектре образца, прогретого при минимальной температуре 120°C. Обнаруженная зависимость означает, что толщина поверхностного слоя SiO₂ и, следовательно, скорость вызывающих его появление реакций уменьшаются в ряду 120°C–RT–180°C–190°C–260°C. Другими словами, начальное структурное и химическое состояние межфазовой границы Au/Si влияет на скорость окислительной реакции при комнатной температуре на воздухе (включая не только непосредственно реакцию атомов кремния с кислородом, но и их транспорт к поверхности).

Попытаемся еще более детализировать распределение фазового состава образцов. Воспользуемся для этого наиболее общим выражением, описывающим зависимость интенсивности рентгеновского характеристического спектра от энергии возбуждающих его электронов,

$$I(E, \omega) \sim \int_0^{\infty} \varphi(c_i(x), E, x/\sin \theta_0) \times \exp[-\mu(\omega)x/\sin \theta] dx, \quad (2)$$

где $c_i(x)$ — распределение концентрации излучающих атомов сорта *i* по глубине *x*, θ_0 и θ — скользкие углы падения пучка первичных электронов и отбора рентгеновского излучения соответственно, $\mu(\omega)$ — линейный коэффициент поглощения выходящего излучения в материале образца, а $\exp[-\mu(\omega)x/\sin \theta]$ — доля поглощенного в образце излучения (количественная характеристика эффекта самопоглощения), $\varphi(c_i(x), E, x/\sin \theta_0)$ — функция генерации излучения, описывающая распределение по глубине плотности возбуждения первичными электронами с энергией *E* характеристического излучения атомов сорта *i*. Именно эта функция определяет основные черты зависимости $I(E, \omega)$. В самом общем виде ее можно выразить следующим образом:

$$\varphi(c_i(x), E, x) dx \sim c_i(x) \int_{E_i}^E n(E, \varepsilon, x) \sigma_i(\varepsilon) d\varepsilon, \quad (3)$$

где E_i — потенциал ионизации сканирующего уровня атомов сорта *i*, $\sigma_i(\varepsilon)$ — сечение ионизации этого уров-

ня электронным ударом, $n(E, \varepsilon, x)$ — нормированное на первичный электрон энергии *E* распределение по энергии ε ансамбля электронов (первичных, вторичных, Оже) в слое единичной толщины, расположенном на глубине *x*. Распределение $n(E, \varepsilon, x)$ формируется в результате процессов многократного упругого и неупругого рассеяния электронов на электронах, плазмонах, фононах, дефектах и т. д., его расчет из первых принципов очень сложен даже для однофазных твердых тел.

Формула (2) используется для оценки интенсивности характеристических линий в рентгеноспектральном микроанализе, причем для описания функции генерации используются либо эмпирические аналитические формулы [20], либо результаты численного моделирования методом Монте-Карло [21]. В области относительно высоких энергий первичного пучка (более десятка keV) эмпирические формулы и данные численного моделирования хорошо совпадают. Однако их пригодность в области сравнительно невысоких энергий, используемых в настоящей работе, не очевидна. Тем не менее за неимением лучшего воспользуемся формулой Филибера [20], позволяющей детально описать нашу систему при минимальном количестве вычислений,

$$\varphi(c_i(x), E, x) \sim c_i(x) \left[\exp(-\sigma \rho x) - (1 - 1.2(1 - 0.9E_i/E)\eta) \exp(-\sigma \rho x(h + 1)) \right], \quad (4)$$

где $\sigma = 4.5 \cdot 10^5 / (E^{1.65} - E_i^{1.65})$, $\rho(x)$ — массовая плотность вещества на глубине *x* (g/cm³), η — коэффициент обратного рассеяния электронов, $h = 1.2 \sum c_k(x) A_k / Z_k^2$, $c_k(x)$ — массовая доля элемента *k*, находящегося в слое на глубине *x*, Z_k и A_k — атомный номер и атомный вес элемента *k*.

В соответствии с результатами анализа формы спектров представим поверхностную область образцов состоящей из слоя SiO₂, лежащего на подложке из смеси фаз *c*-Si и *c*-Au, причем подложка имеет некоторый переходный слой, в котором концентрация атомов Si и Au отличается от практически эквивалентной, характерной для основного объема подложки. Таким образом, распределение фазового химического состава характеризуется толщинами поверхностного и переходного слоев и концентрацией атомов в переходном слое. Первичную оценку толщины слоя SiO₂ можно провести, используя описанную в [15,16] зависимость глубины выхода SiL_{2,3}-излучения из SiO₂ от энергии первичных электронов. Используя (2) с функцией генерации (4), можно рассчитать модельную зависимость $a_1(E)/(a_1 + a_2)$, а варьируя толщину переходного слоя, — концентрацию атомов в нем; ”подправляя” толщину слоя SiO₂ для наилучшего совпадения рассчитанных кривых и кривых, полученных из разложения на составляющие экспериментальных спектров, можно получить оценку величин варьируемых параметров.

При расчете использовались табличные значения массовой плотности *c*-Si, *a*-SiO₂ и *c*-Au; линейные коэффици-

енты поглощения c -Si и SiO₂ в области энергии фотонов 92 eV принимались равными 10^5 cm^{-1} [22], а коэффициент поглощения золота — равным $5 \cdot 10^5 \text{ cm}^{-1}$ [23]. Для использованных энергий первичных электронов коэффициент обратного рассеяния электронов слабо зависит от E [24], поэтому он принимался равным среднему между коэффициентами для упругого и неупругого рассеяния, $\eta = 0.1$. На основе измерений интенсивности спектральной интенсивности $L_{2,3}$ -полосы в c -Si в 3 раза больше интенсивности спектра SiO₂.

Проведенные вычисления показали, что зависимость формы всех образцов от E можно удовлетворительно описать, полагая толщину переходного слоя равной 10 nm, а концентрацию атомов в переходном слое соответствующей Au_{0.2}Si_{0.8}. Наибольшей чувствительностью спектры обладают к изменению толщины поверхностного слоя SiO₂. Результаты подгонки показаны на рис. 3 для двух образцов системы Au/Si, прогретых до 120 и 260°C соответственно. Для остальных образцов совпадение рассчитанных и экспериментальных зависимостей имеет сходный характер. Погрешность совпадения по точкам составляет не более 10%. Для наилучшего совпадения с экспериментальными данными значения рассчитанного вклада излучения c -Si пришлось увеличить в 1.3 раза. Это связано, по-видимому, с уточнением разницы выхода флуоресценции атомов Si в c -Si и SiO₂. На рис. 3 показаны также результаты расчета для системы SiO₂/Si.

Из рис. 3 видно, что подгонка действительно дает результаты, удовлетворительно совпадающие с экспериментальными зависимостями для Au/Si. Рассчитанные толщины слоев SiO₂ уменьшаются от 45 до 15 nm. Эти толщины на порядок и более превышают толщину слоя естественного окисла, возникающего на воздухе на поверхности c -Si. Наиболее активно процессы диффузии кремния и его окисления протекают в образцах, где присутствует фаза a -Si в контакте с метастабильным силицидом золота (120°C) или с a -Au (RT). Кристаллизация кремния при наличии фазы силицида (180°C) несколько уменьшает скорость окисления, но оставляет ее заметно выше, чем в случае формирования трехмерных межфазовых границ c -Au/ c -Si (190 и 260°C).

Рис. 3 демонстрирует заметное расхождение экспериментальной и рассчитанной зависимостей для образца SiO₂/Si. Наиболее вероятной причиной расхождения может оказаться ошибка в описании функции генерации и ее эволюции с E (расчетную зависимость можно подправить, если предположить, что φ имеет более узкий максимум). Для образцов Au/Si эта ошибка может компенсироваться увеличением самопоглощения в глубине, на скрытой межфазовой границе SiO₂/(Au/Si), из-за сильного поглощения атомов золота.

Авторы выражают благодарность W. Schroeter и U. Gnauert (IV Институт физики Геттингенского университета, Германия) за приготовление и паспортизацию образцов и полезные обсуждения постановки исследования.

Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований (грант 96-03-33319).

Список литературы

- [1] L. Braicovich, C.M. Garner, P.R. Skeath, C.Y. Su, P.W. Chye, I. Lindau, W.E. Spicer. Phys. Rev. **B20**, 5131 (1979).
- [2] L. Braicovich, I. Abbati, J.N. Miller, I. Linday, S. Schwarz, P.R. Skeath, C.Y. Su, W.E. Spicer. J. Vac. Sci. Technol. **17**, 1005 (1980).
- [3] O. Bisi, C. Calandra, L. Braicovich, I. Abbati, G. Rossi, I. Lindau, W.E. Spicer. J. Phys. C. Sol. Stat. Phys. **15**, 4707 (1982).
- [4] K. Hricovini, J.E. Bonnet, B. Carriere, J.P. Deville, M. Hanbuecken, G. Le Lay. Surf. Sci. **211/212**, 630 (1989).
- [5] J.-J. Yeh, J. Hwang, R. Cao, K.A. Berness, I. Lindau. J. Vac. Sci. Technol. **A6**, 1557 (1988).
- [6] M. Twami, M. Kabota, T. Kogama, H. Tochihara, Y. Murata. Phys. Rev. **B38**, 1047 (1988).
- [7] J. Derrien, G. Le Lay, F. Salwau. Phys. Rev. Lett. **39**, L287 (1978).
- [8] В.К. Адамчук, И.В. Любинецкий, А.М. Шикин. Письма в ЖТФ **12**, 1056 (1986).
- [9] M. Hanbuecken, G. Le Lay. Surf. Sci. **168**, 122 (1986).
- [10] S.L. Molodtsov, C. Laubschat, G. Kaindl, A.M. Shikin, V.K. Adamchuk. Phys. Rev. **B44**, 8850 (1991).
- [11] J.-J. Yeh, J. Hwang, K. Bertness, D.J. Friedman, R. Cao, I. Lindau. Phys. Rev. Lett. **70**, 3768 (1993).
- [12] A. Hiraki, M.A. Nicolet, J.W. Mayer. Appl. Phys. Lett. **18**, 178 (1970).
- [13] A. Hiraki. Surf. Sci. Rep. **3**, 357 (1984).
- [14] L.C. Feldman, J.W. Mayer. Fundamentals of Surface and Thin Film Analysis. North Holland, N.Y.—Amsterdam—London (1986). 350 p.
- [15] A.S. Shulakov. Cryst. Res. Technol. **23**, 835 (1988).
- [16] А.С. Шулаков, А.П. Степанов. Поверхность. Физика, химия, механика, **1**, 146 (1988).
- [17] А.П. Лукирский, В.А. Фомичев, А.В. Руднев. В сб.: Аппаратура и методы рентгеновского анализа. Л. (1970). В. 9. С. 89.
- [18] В.И. Алавердов, А.П. Степанов, А.С. Шулаков. ПТЭ, **2**, 102 (1992).
- [19] И.А. Брытов, Ю.А. Ромашенко. ФТТ **20**, 3, 664 (1978).
- [20] С. Рид. Электронно-зондовый микроанализ / Пер. с англ. под ред. А.И. Козленкова. Мир, М. (1979). 410 с.
- [21] В.И. Лебедь, В.П. Афонин. В сб.: Рентгеновская и электронная спектроскопия. Изд-во АН СССР, Черноголовка (1985). С. 51–62.
- [22] А.С. Виноградов, Е.О. Филатова, Т.М. Зимкина. ФТТ **25**, 4, 1120 (1983).
- [23] R. Hensel, K. Radler, B. Sonntag, C. Kunz. Solid State Commun. **7**, 1495 (1969).
- [24] И.М. Бронштейн, Б.С. Фрайман. Вторичная электронная эмиссия. Наука, М. (1969). 407 с.