

Исследование морфологии поверхности и химического состава кремния, имплантированного ионами меди

© В.В. Воробьев,^{1,2} А.И. Гумаров,^{1,2,¶} Л.Р. Тагиров,^{1,2} А.М. Рогов,^{1,2} В.И. Нуждин,² В.Ф. Валеев,² А.Л. Степанов²

¹ Казанский федеральный университет, Институт физики, 420008 Казань, Россия

² Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского — обособленное структурное подразделение ФИЦ КазНЦ РАН, 420029 Казань, Россия

¶ e-mail: amir@gumarov.ru

Поступило в Редакцию 24 января 2020 г.

В окончательной редакции 12 марта 2020 г.

Принято к публикации 31 марта 2020 г.

Представлены результаты исследований структуры и химического состава поверхности монокристаллических подложек кремния *c*-Si, имплантированных ионами Cu⁺ с энергией 40 keV и дозами в диапазоне $3.1 \cdot 10^{15} - 1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm² при плотности тока в ионном пучке $8 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Методами сканирующей электронной и зондовой микроскопии в сочетании с рентгеновской фотоэлектронной и оже-электронной спектроскопии установлено, что на начальной стадии облучения ионами Cu⁺ до величины дозы $6.25 \cdot 10^{16}$ ions/cm², в приповерхностном слое Si формируются металлические наночастицы Cu со средним размером 10 nm. При дальнейшем росте дозы имплантации, начиная со значения $1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm² и выше, происходит зарождение η -фазы силицида меди — $\eta\text{-Cu}_3\text{Si}$. Данное обстоятельство обусловлено разогревом приповерхностного слоя подложки Si во время ее облучения до температуры, способствующей фазообразованию $\eta\text{-Cu}_3\text{Si}$.

Ключевые слова: высокодозовая ионная имплантация, наночастицы меди, силицид меди.

DOI: 10.21883/JTF.2020.10.49804.31-20

Введение

На практике, для целенаправленной модификации поверхностных свойств слоев *c*-Si используются различные технологические приемы внедрения или осаждения примеси Cu, которые приводят к изменению морфологии, фазового состава поверхности, а также электрохимических, каталитических, электрических и оптических характеристик Si. К таким технологиям относятся, например, иммерсионное химическое осаждение Cu из раствора $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ на поверхность плоской пластины или пористого слоя Si (PSi) [1], приводящее к покрытию Si практически сплошным слоем из наночастиц Cu размером ~ 10 nm. Другой подход модификации PSi заключается в электрохимическом осаждении на поверхность образца наночастиц Cu из коллоидных растворов [2]. В обозначенных работах наблюдалось частичное окисление наночастиц Cu без образования какой-либо разновидности фазы силицида меди.

Помимо химических способов осаждения Cu на Si, применяются также и физические методы внедрения примеси металлов, например, ионная имплантация [3]. Известно, что данный подход широко используется в полупроводниковой промышленности при изготовлении электронных устройств [4]. По-видимому, одной из первых работ по имплантации Si ионами Cu⁺ следует

считать работу [5], в которой облучение Si проводилось относительно малыми дозами ($D < 5 \cdot 10^{15}$ ions/cm²).

В настоящей работе, с целью оценки возможности контролируемого формирования наночастиц Cu в Si методом ионной имплантации были проведены эксперименты по облучению монокристаллической подложки *c*-Si ионами Cu⁺ с энергией 40 keV и различными D , а также исследованы особенности изменения структуры и химического состава поверхности облученного Si.

1. Методика эксперимента

В качестве исходной подложки использовались полированные монокристаллические пластины *c*-Si. Имплантация проводилась ионами Cu⁺ с энергией $E = 40$ keV и D в диапазоне $3.1 \cdot 10^{15} - 1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm² при плотности тока в ионном пучке $J = 8 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Имплантация выполнялась на ионно-лучевом ускорителе ИЛУ-3 при комнатной температуре облучаемых подложек. Структура поверхности образцов исследовалась на сканирующих электронном (scanning electron microscope — SEM, Merlin, Carl Zeiss) и зондовом (scanning probe microscope — SPM, Dimension FastScan, Bruker) микроскопах. Элементный анализ выполнялся с помощью энергодисперсионного спектрометра (energy-dispersive X-ray spectrometer — EDX, X-Max, Oxford Instruments), интегрированного в SEM. Исследования химического

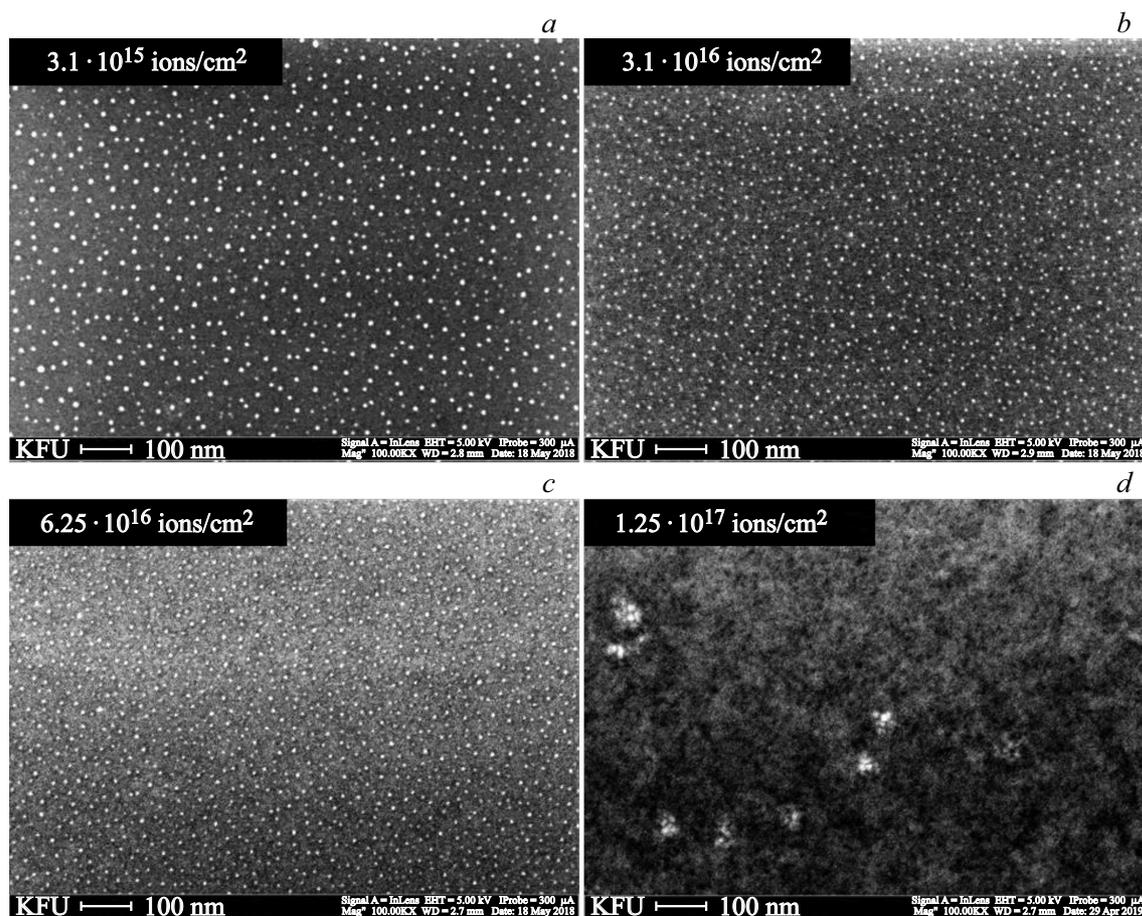


Рис. 1. SEM-изображения изменения поверхности Si, имплантированного ионами Cu^+ при $E = 40 \text{ keV}$ (D указана на вставках).

состава образцов и валентного состояния внедренной примеси Cu в Si проводились методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (X-ray photoelectron spectroscopy — XPS) и оже-электронной (Auger electron spectroscopy — AES) спектроскопии с применением техники профилирования ионами Ar^+ поверхности образцов. XPS- и AES-исследования выполнялись в сверхвысоковакуумной аналитической камере (SPECES, Германия), оборудованной немонахроматическим источником рентгеновского излучения $\text{MgK}\alpha$ с энергией фотонов $E = 1284.6 \text{ eV}$ и полусферическим анализатором энергий электронов SPECES Phoibos 150. Давление остаточных газов в камере во время измерений составляло $5 \cdot 10^{-10} \text{ mbar}$. Травление выполнялось ионной пушкой с энергией ускоряющего напряжения $E = 1 \text{ keV}$ при падении пучка заряженных частиц Ar^+ под углом 45° при размере раstra $10 \times 10 \text{ mm}^2$. XPS-анализ чередовался с ионным травлением с целью исследования валентного состояния примеси Cu в облученном слое Si на различной глубине от поверхности. Обзорный XPS-спектр регистрировался с шагом 1 eV и энергией пропускания анализатора $E = 100 \text{ eV}$. Подробные XPS- и AES-спектры записывались с шагом 0.1 eV и энергией пропускания 25 и 12 eV соответственно для каждой из методик.

Полученные спектры являлись результатом усреднения по 10-ти сканированиям. Анализ всех зарегистрированных спектров выполнялся при помощи компьютерной программы CasaXPS [6].

2. Результаты и обсуждения

На рис. 1 представлены SEM-изображения поверхности $c\text{-Si}$, имплантированного четырьмя различными D : $a — 3.1 \cdot 10^{15}$, $b — 3.1 \cdot 10^{16}$, $c — 6.25 \cdot 10^{16}$, $d — 1.25 \cdot 10^{17} \text{ ions/cm}^2$. Из рисунка видно, что на поверхности образцов присутствуют четкие округлые светлые области, расположенные на сером фоне. Известно, что на изображении, полученном с помощью SEM, области поверхности образца, которые состоят из атомов, характеризующихся более высоким атомным номером, будут выглядеть более светлыми по сравнению с областями, содержащими атомы с низким порядковым номером. Поэтому из рис. 1 следует, что светлые области соответствуют веществу, состоящему из более тяжелых атомов, например, наночастицам Cu или силицидам меди, а темные области соответствуют более легким атомам подложки Si. Подобная картина фазового химического состава поверхности имплантированных об-

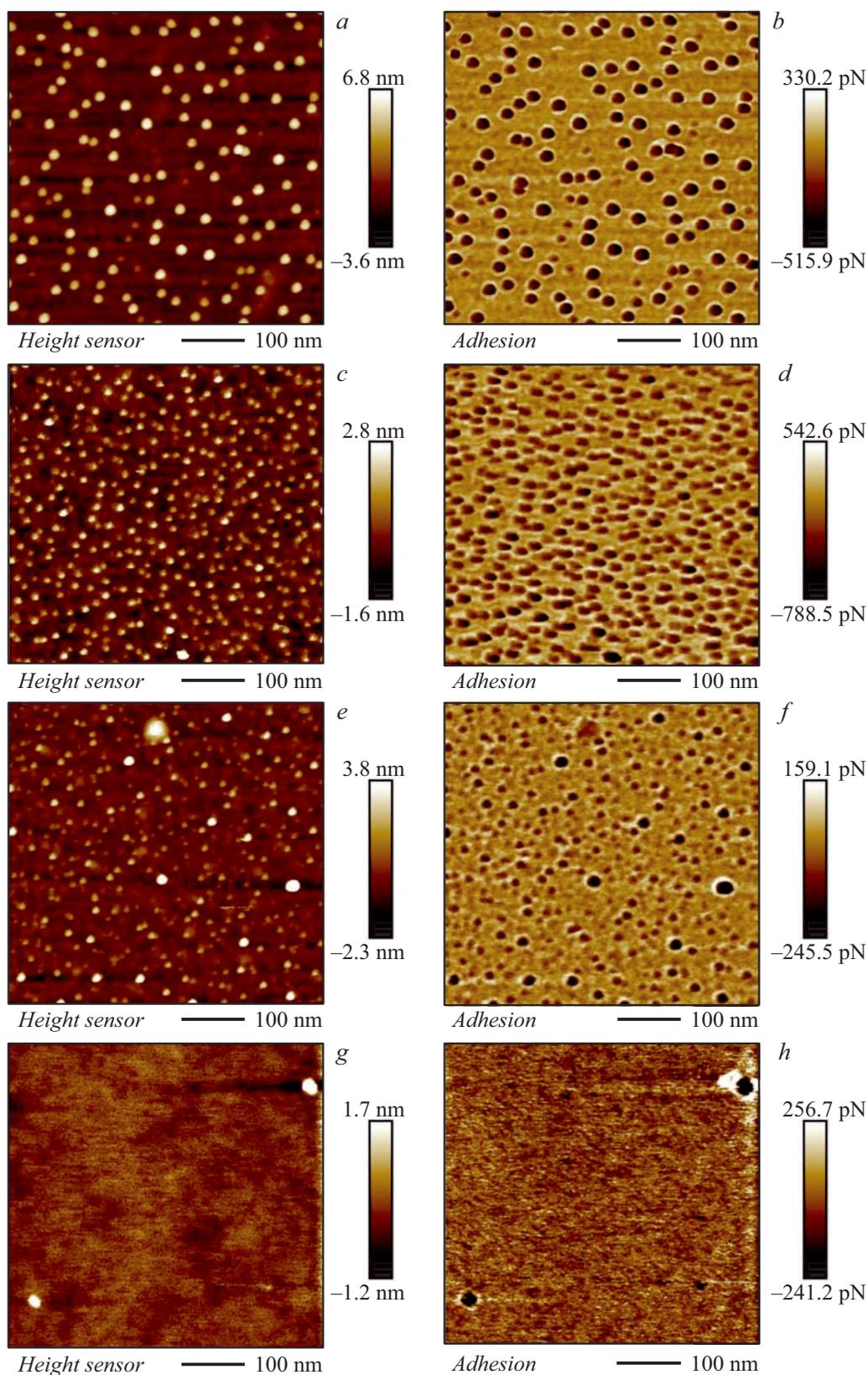


Рис. 2. Изображения топографии (*a, c, e, g*) и соответствующие им карты адгезии (*b, d, f, h*) поверхности Si, имплантированного ионами Cu^+ при $E = 40 \text{ keV}$ и $D: 3.1 \cdot 10^{15}$ (*a, b*), $3.1 \cdot 10^{16}$ (*c, d*), $6.25 \cdot 10^{16}$ (*e, f*) и $1.25 \cdot 10^{17} \text{ ions/cm}^2$ (*g, h*).

разцов наблюдается вплоть до $D = 6.25 \cdot 10^{16}$ ions/cm². Однако дальнейшее увеличение D имплантации приводит к уменьшению количества светлых участков, и при $1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm² наблюдается неравномерный, преимущественно темный фон, чередующийся с чуть более светлыми областями с нечеткими очертаниями. Следует отметить, что исходная подложка Si не загрязнена химическими примесями, а морфология ее поверхности является гладкой и однородной, как это было показано в работах [3,7,8].

С целью более детальной оценки размеров и фазового химического отличия, сформированных имплантацией наночастиц от подложки Si, были проведены SPM-измерения малых участков поверхности образцов в режиме количественного наномеханического картирования. На рис. 2 показаны SPM-изображения (левая колонка) поверхности образцов Si, имплантированных ионами Cu⁺ с различными D , а также соответствующие этим участкам карты адгезии (правая колонка). Распределение среднего размера наночастиц Cu для образцов Si, имплантированных с $D = 3.1 \cdot 10^{15}$ и $3.1 \cdot 10^{16}$ ions/cm², находится в достаточно узком диапазоне от 10 до 15 nm (рис. 2, a, c). При увеличении D облучения до $6.25 \cdot 10^{16}$ ions/cm² распределение становится бимодальным с доминирующими размерами частиц 5 nm и 15 nm (рис. 2, e). При дальнейшем росте D до $1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm² наночастицы исчезают, а среднеквадратичная шероховатость поверхности становится ~ 2 nm (рис. 2, g). Различная цветовая гамма на картах адгезии (рис. 2) отражает локальные области поверхности, отличающиеся характеристической адгезией, а следовательно, различным фазовым химическим составом. Приведенные изображения (рис. 2, b, d, f) подтверждают заключения, полученные из SEM-результатов (рис. 1, a–c), о наличии в имплантированных образцах двух различных фаз, одной, состоящей из наночастиц Cu

или силицидов Cu (темные круглые области), и другой, соответствующей подложке Si (светлый фон).

t, s	Относительная концентрация элементов, at.%			
	Cu2p	O1s	C1s	Si2p
0	0.89	43.859	22.144	33.108
600	6.251	39.010	4.468	50.271
1200	38.864	15.874	–	45.262
1800	44.529	11.043	–	44.429
2400	55.208	9.19	–	35.598

или силицидов Cu (темные круглые области), и другой, соответствующей подложке Si (светлый фон).

Для того, чтобы установить точный химический состав наночастиц, содержащих атомы Cu, наблюдаемых на рис. 1 и 2, из возможных вариантов (металлический Cu, α -твердый раствор Si в Cu, γ -Cu₅Si пентамедисилицида, ϵ -Cu₁₅Si₄ и η -Cu₃Si тримедисилицид [9]) был проведен анализ поверхности имплантированных образцов методами XPS и AES с применением техники профилирования (поверхностного травления) ионами Ag⁺.

С целью анализа химического состояния внедренной примеси Cu в Si, для сравнения были измерены обзорный и подробный (для фотоэлектронов Cu2p) спектры от Cu фольги (99.99% чистоты). Энергетическое положение пика Cu2p_{3/2} от чистой меди с энергией связи 932.5 eV служило для калибровки всех зарегистрированных XPS-спектров.

На рис. 3 приведен обзорный XPS-спектр для подложки Si, имплантированной с $D = 1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm², после ионного травления в течение $t = 600$ s, который показал наличие энергетических пиков, характерных для Cu, Si, O и C в пределах разрешающей способности метода XPS (0.1 at.%). По-видимому, интенсивный сигнал от углерода обнаруживается в спектре образца вследствие загрязнения его поверхности органическими соединениями (осадок в виде углеводородов) при использовании масляных вакуумных насосов во время ионной имплантации. После более длительного мягкого травления ионами Ag⁺ при $E = 1$ keV интенсивность углеродной линии, характеризующей загрязнение, быстро уменьшается и пропадает (см. таблицу). Поэтому в дальнейших анализах спектров линия углерода не рассматривалась и не учитывалась.

Дополнительно, после каждого этапа травления, для Cu, Si и O были зарегистрированы подробные спектры фотоэлектронов внутренних оболочек Cu2p, Si2p и O1s, а также получены соотношения их концентраций в атомных процентах (at.%), рассчитанные с помощью интегральной интенсивности фотоэлектронных спектров, скорректированных на соответствующие факторы элементной чувствительности (см. таблицу).

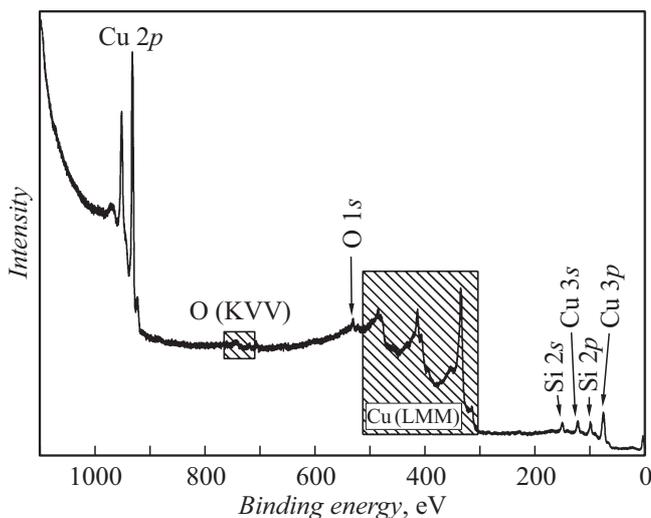


Рис. 3. Обзорный XPS-спектр, зарегистрированный для Si, имплантированного ионами Cu⁺ с $D = 1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm². Спектр измерен после предварительной очистки поверхности ионами Ag⁺ при $E = 1$ keV в течение 600 s.

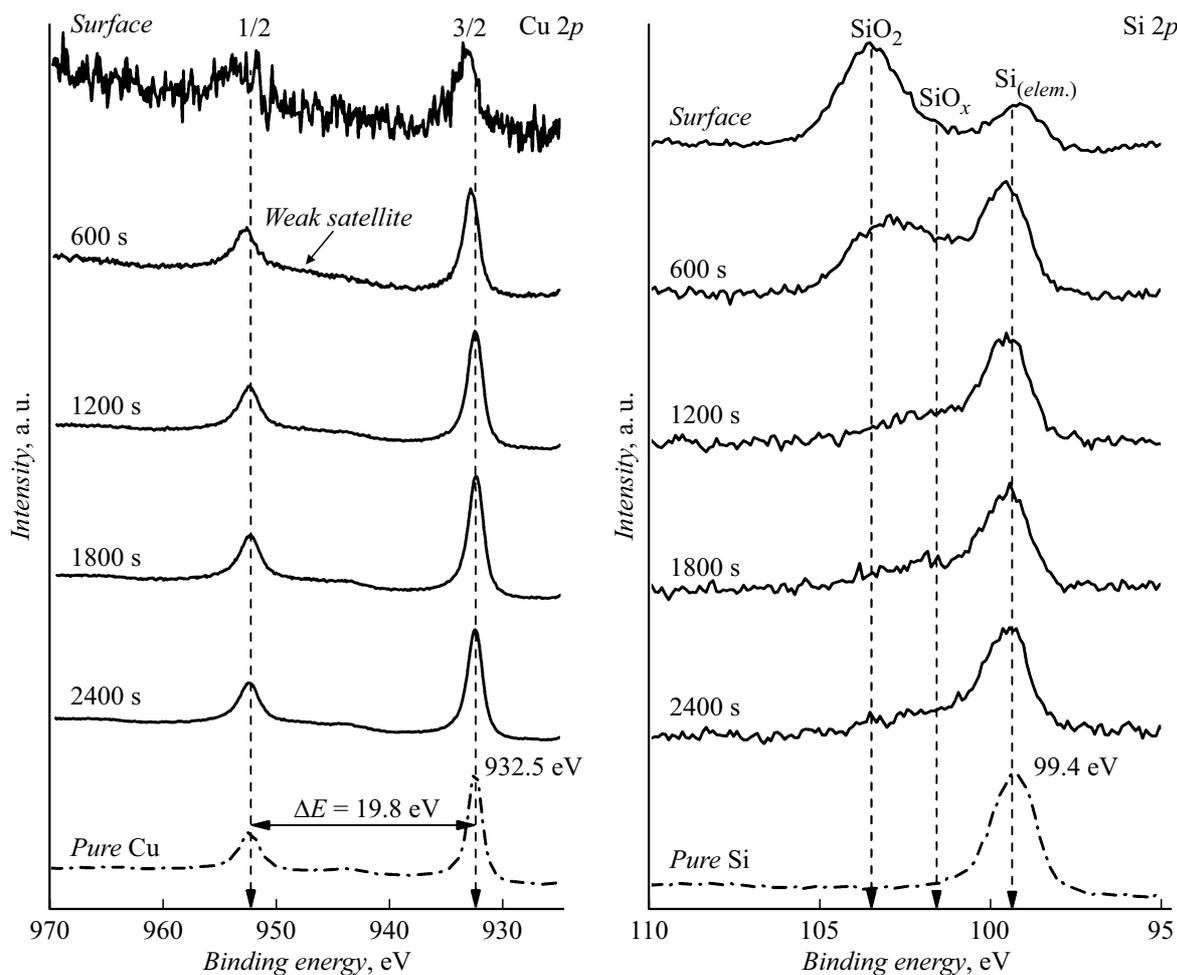


Рис. 4. Картина эволюции формы линии XPS в зависимости от времени ионного травления t для спектров фотоэлектронов $\text{Cu}2p$ (левая панель) и $\text{Si}2p$ (правая панель), зарегистрированных на различных этапах (глубине образца) травления ионами Ar^+ образца Si, имплантированного ионами Cu^+ с $D = 1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm².

На рис. 4 представлена эволюция форм линий спектров $\text{Cu}2p$ и $\text{Si}2p$ фотоэлектронов, зарегистрированных на различном этапе травления в имплантированном образце при $D = 1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm². Положение основного пика Cu соответствует энергии связи ~ 933 eV. В результате травления ионами Ar^+ интенсивность пика резко возрастает, что говорит об увеличении концентрации Cu. Этот пик сдвигается по спектру к энергии связи 932.5 eV, что соответствует энергетическому положению связи Cu–Cu в металлическом состоянии (Cu^0) [10]. Известно, что XPS-анализ Cu и разделение между пиками для валентности Cu^0 и Cu^{1+} являются достаточно сложной задачей, поскольку разница в величинах энергий связи соответствующих валентностей Cu для $\text{Cu}2p$ -спектра составляет 0.2 eV, в то время как ошибка определения энергетического положения XPS-пика составляет 0.1 eV [11]. С достаточной большой уверенностью можно утверждать, что CuO с валентностью Cu^{2+} отсутствует, так как чувствительный к этой степени окисления Cu сателлитный пик (943 eV) не наблюдается в подробных $\text{Cu}2p$ -спектрах, в отличие от, например, работы [12], где

данный сателлитный пик для двухвалентной меди CuO присутствует при энергии связи 943 eV.

Для того, чтобы убедиться в возможном присутствии Cu_2O с валентностью Cu^{1+} , производилась регистрация подробных спектров оже-линии Cu CuLMM, по которым определялось положение кинетической энергии основной оже-линии L_3VV . Зная значение энергии связи для фотоэлектронов $\text{Cu}2p E_b$ (932.5 eV) и величину кинетической энергии для основной оже-линии CuLMM E_k (918.5 eV), можно рассчитать оже-параметр α , чувствительный к степени окисления Cu. Тогда по определению $\alpha = E_b(\text{Cu}2p) + E_k(L_3VV) = 1851.0$ eV величина параметра α соответствует Cu с валентностью Cu^0 . Данное обстоятельство указывает на то, что имплантированная примесь Si находится в металлическом состоянии, т.е. в виде наночастиц Cu.

При анализе энергетического спектра Si наблюдается два ярко выраженных пика фотоэлектронов с энергиями связи 103.5 и 99.4 eV (рис. 4, правая панель). Спектр линии кислорода $\text{O}1s$ также регистрировался, данные по концентрации для различных этапов травления при-

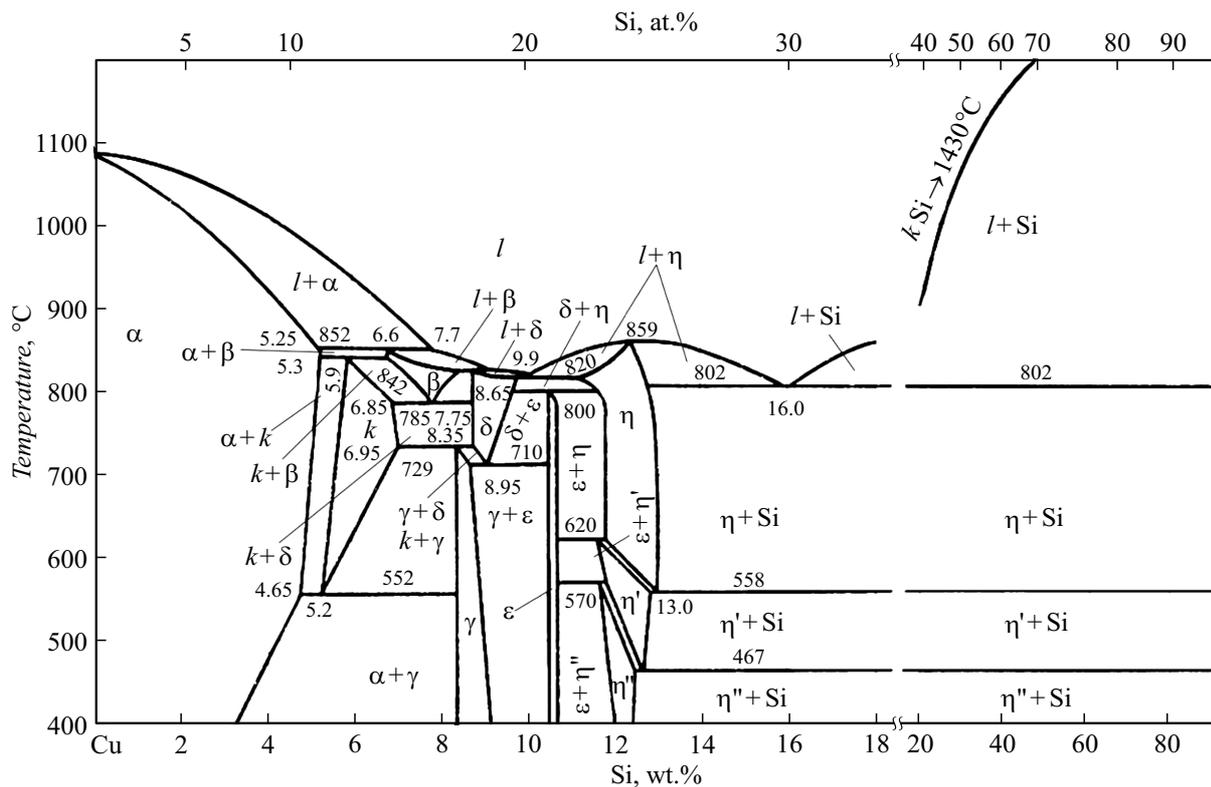


Рис. 5. Фазовая диаграмма бинарной системы Si-Cu [9].

ведены в таблице. Согласно атласу фотоэлектронных спектров, первый пик (103.5 eV) соответствует энергетическому положению для атомов Si с валентностью Si^{4+} в соединении диоксида кремния (SiO_2), а второй пик с энергией связи 99.4 eV — элементарному кремнию (Si^0). С увеличением времени ионного травления и, следовательно, глубины XPS-анализа интенсивность первого пика падает и сдвигается в сторону меньших энергий. Такое поведение формы и интенсивности пика говорит о том, что в облученном слое присутствует смешанный оксид кремния $Si_{1-x}O_x$, а не только SiO_2 .

После нескольких этапов травления первый пик (103.5 eV) полностью исчезает, и у фотоэлектронов $Si2p$ в спектре наблюдается только один интенсивный пик при энергии связи 99.4 eV. Поскольку при данных режимах ионного травления образца и вследствие того, что эффективность распыления атомов O выше, чем у Si, потенциально возможна ситуация, когда образец лишится O. Однако, этого не происходит (процесс селективного распыления отсутствует), и поэтому становится очевидным, что SiO_2 присутствует только на поверхности исследованного образца и, согласно картине эволюции, исчезает после нескольких этапов травления.

Таким образом, имплантация ионами Cu^+ с использованием относительно больших D порядка 10^{16} ions/cm² приводит к образованию дефектов в облучаемой матрице c -Si с последующей ее аморфизацией. Накопление примеси Cu в Si сверх предела растворимости приводит

к зарождению и росту наночастиц Cu, затем к их выходу на поверхность облучаемой подложки в результате ее распыления, как это наблюдалось ранее для различных имплантированных материалов [3,13]. В то же время, как следует из полученных SEM- и SPM-данных (рис. 1, d) и (рис. 2, g, h), наночастицы Cu в имплантированном Si не наблюдаются для образца, имплантированного с более высокой $D = 1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm². Поэтому очевидно, что наночастицы Cu, сформированные при меньшей D , при ее увеличении разрушаются.

Как было указано в работах [6,14], атомы Cu способны составлять с атомами Si различные химические соединения такие, как α -твердый раствор Si в Cu, γ - Cu_5Si пентамедисилицида, ϵ - $Cu_{15}Si_4$ и η'' - Cu_3Si тримедисилицида. Фазовая диаграмма бинарной системы Cu-Si из работ [6,14] приведена на рис. 5. Можно предположить, что с увеличением длительности ионной имплантации (повышения D), при разрушении наночастиц Cu образуются какие-либо бинарные соединения Cu-Si из перечисленных выше. Причиной, приводящей к фазовому изменению Cu-соединений, вероятнее всего, является заметный нагрев имплантированного образца свыше $100^\circ C$, который, как известно, неизбежно возникает при длительном облучении на ионном ускорителе. Как было показано выше, XPS-измерения, вследствие ограничения по энергетическому разрешению, не могут выявить возможный тип бинарного Cu-Si, образующегося при высокой D . В частности, например, согласно литературным

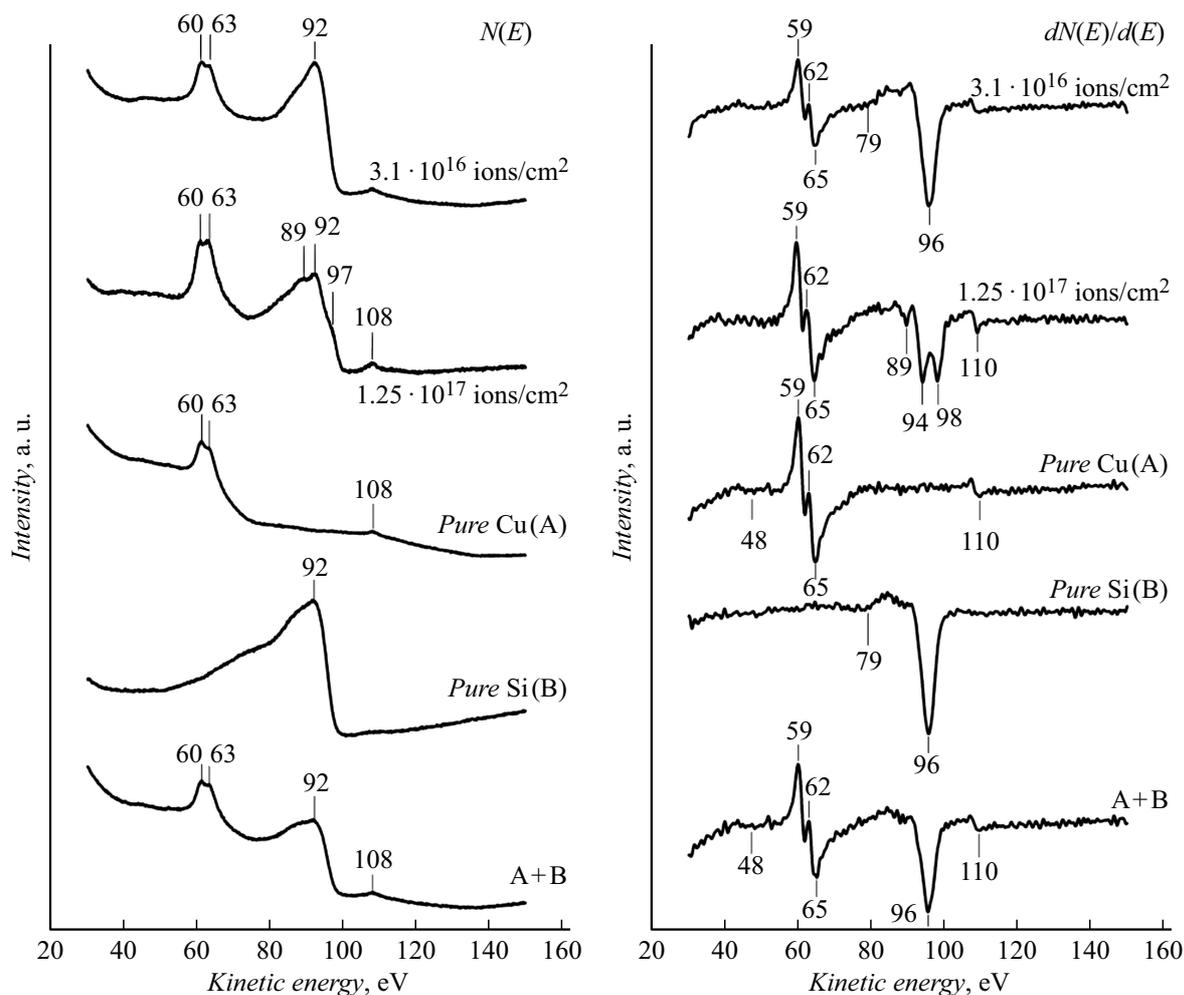


Рис. 6. Интегральная (левая панель) и соответствующая ей дифференциальная (правая панель) формы оже-спектров, зарегистрированных на подложках Si, имплантированных ионами Cu^+ при $D = 3.1 \cdot 10^{16}$ и $1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm², а также фольге Cu (A), подложки Si (B) и их сумма (A + B).

данным [15], исследования соединения Cu_3Si методом XPS показывают, что Cu и Si находятся в элементном (не связанном) состоянии с валентностями Cu^0 и Si^0 и энергиями связи 932.5 и 99.4 eV соответственно. В работе [15] также сказано, что более эффективным методом идентификации соединений Si–Cu, в частности, отличия η -фазы (Cu_3Si) от других силицидов Cu, является AES с применением подробного анализа формы оже-линии Si ($L_{2,3}VV$). Поэтому, в настоящей работе образцы Si, имплантированные ионами Cu^+ при $D = 3.1 \cdot 10^{16}$ и $1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm², были исследованы методом AES. Регистрация оже-линий Si ($L_{2,3}VV$) и Cu ($M_{2,3}N_{4,5}N_{4,5}$) для образца с $D = 1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm² проводилась без его эвакуации на воздух, непосредственно после последнего этапа травления ($t = 2400$ s). Дополнительно, для сравнения, были зарегистрированы оже-спектры для чистой фольги Cu и монокристаллической подложки c-Si.

На рис. 6 показаны оже-спектры Cu и Si в интегральной (левая панель) и дифференциальной (правая панель) формах. Был проведен анализ их формы, а энер-

гетические положения пиков сопоставлены с данными атласов оже-электронных спектров [16] и работы [15]. Из зарегистрированных оже-спектров было установлено, что имплантация ионами Cu^+ при $D = 3.1 \cdot 10^{16}$ ions/cm² не приводит к образованию какой-либо фазы силицида Cu, что хорошо согласуется с данными XPS по образованию наночастиц Cu. На интегральном оже-спектре хорошо различим пик при 92 eV, отвечающий за Si в элементарном состоянии, а также прослеживаются два пика при 60 и 63 eV, характерных для металлической меди. На дифференциальном спектре присутствуют два синглета при энергиях 79 и 96 eV, соответствующие элементарному Si, а также пик при 65 eV, относящийся к металлической меди.

На оже-спектре образца Si, имплантированного с $D = 1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm², помимо линий 60 и 63 eV, также обнаруживается плечо при энергии связи 97 eV, что является характерной особенностью спектра (L_3VV) Si в соединении Cu_3Si . В дифференциальной форме спектра это плечо дает дублет при энергиях 94 и 98 eV. Спектр

с аналогичной формой линии наблюдался также и в работе [15] для η -фазы Cu_3Si .

Таким образом, механизмы зарождения, разрушения наночастиц меди и образования силицидов при росте дозы облучения можно представить следующим образом. Имплантация с дозой $D = 3.1 \cdot 10^{15}$ ions/cm² уже приводит к образованию наночастиц Cu в приповерхностной области торможения ионов меди, в которой превышен порог равновесной растворимости меди в кремнии, и их выходу на поверхность за счет распыления кремния. При дальнейшем росте дозы, заглубленный слой кремния под слоем торможения постепенно аморфизуется, что приводит к уменьшению его теплопроводности на один-два порядка (согласно работам [17–20], теплопроводность аморфного кремния лежит в интервале 1.5–2.6 W/(m·K), тогда как у кристаллического кремния она составляет 146–152 W/(m·K)). В результате, с ростом дозы начинается распыление вышедших на поверхность наночастиц меди, а усиливающийся разогрев приповерхностного слоя имплантируемого образца приводит к повышенному оттоку атомов меди вглубь за счет термически стимулированной диффузии (см. [21], рис. 1, b, c и рис. 2, c, e), и к уменьшению скорости роста наночастиц меди. При продолжении облучения и росте толщины аморфизированного и „загрязненного“ имплантом заглубленного слоя температура области торможения над ним растет, и имплантируемая медь вступает в реакцию с кремнием, рост наночастиц меди прекращается. В результате, ко времени достижения дозы $D = 1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm² все вышедшие на поверхность наночастицы меди распыляются, а ионы меди, оставшиеся в образце, оказываются в основном в виде силицида Cu_3Si , согласно нашему анализу спектров рентгеновских фото- и оже-электронов. По данным работы [22], твердотельная реакция меди и кремния с образованием Cu_3Si происходит уже при температуре от 230°C и выше, до которой может разогреваться приповерхностный слой толщиной несколько десятков нанометров. Вероятно, часть примеси меди может оставаться и в элементарном металлическом или атомарном состоянии, однако это находится за пределами чувствительности нашего оборудования.

Выводы

В работе приведены результаты исследований структуры и фазового химического состава поверхности подложек Si, имплантированных ионами Cu^+ с $E = 40$ keV и D в диапазоне от $3.1 \cdot 10^{15}$ до $1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm². Показано, что при облучении с D до $6.25 \cdot 10^{16}$ ions/cm², на поверхности облученной подложки Si образуются металлические наночастицы Cu. При имплантации Cu^+ и дальнейшем росте $D \geq 1.25 \cdot 10^{17}$ ions/cm² в облученном слое Si формируется η -фаза Cu_3Si как результат его нагрева при длительном облучении.

Благодарности

Исследования образцов методами XPS и AES выполнены с использованием оборудования Федерального центра коллективного пользования физико-химических исследований Казанского федерального университета. А.И. Гумаров и Л.Р. Тагиров благодарят Программу повышения конкурентоспособности КФУ за поддержку их работы.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 17-12-01176 „Формирование слоев пористого кремния и германия с металлическими наночастицами методом ионной имплантации“.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] *Bandarenko H., Prischepa S.L., Fittipaldi R., Vecchione A., Nenzi P., Balucani M., Bondarenko V.* // *Nanoscale Res. Lett.* 2013. Vol. 8. N 85. P. 1–8. <https://doi.org/10.1186/1556-276X-8-85>
- [2] *Соцкая Н.В., Долгих О.В., Кашикарров В.М., Леньшин А.С., Котлярова Е.А., Макаров С.В.* // Сорбционные и хроматографические процессы. 2009. Т. 9. Вып. 5. С. 643–652. <http://www.sorpchrom.vsu.ru/articles/20090507.pdf>
- [3] *Степанов А.Л., Нуждин В.И., Воробьев В.В., Рогов А.М.* Формирование слоев пористого кремния и германия с металлическими наночастицами. Казань: Изд-во ФИЦ КазНЦ РАН, 2019. 188 с.
- [4] *Nastasi M., Mayer J., Hirvonen J.* Ion-Solid Interactions: Fundamentals and Applications (Cambridge Solid State Science Series). Cambridge: Cambridge University Press. 1996. DOI: 10.1017/CBO9780511565007
- [5] *Cullis A.G., Webber H.C., Poate J.M., Chew N.G.* // *J. Microsc.* 1980. Vol. 118. N. 1. P. 41–49. <https://doi.org/10.1111/j.1365-2818.1980.tb00244.x>
- [6] *Walton J., Wincott P., Fairley N., Carrick A.* Peak fitting with CasaXPS: a Casa pocket book, Accofyte Sci., Knutsford UK, 2010. ISBN 978-0954953317.
- [7] *Воробьев В.В., Рогов А.М., Осин Ю.Н., Нуждин В.И., Валеев В.Ф., Эйдельман К.Б., Табачкова Н.Ю., Ермаков М.А., Степанов А.Л.* // *ЖТФ.* 2019. Т. 89. Вып. 2. С. 226–234. DOI: 10.21883/JTF.2019.02.47075.145-18
- [8] *Stepanov A.L., Trifonov A.A., Osin Y.N., Valeev V.F., Nuzhdin V.I.* // *Optoelectron. Adv. Mater. Rapid Commun.* 2013. Vol. 7. N 9–10. P. 692–697.
- [9] *Бучин Э.Ю., Наумов В.В., Васильев С.В.* // *ФТП.* 2019. Т. 53. С. 418–422.
- [10] NIST X-Ray Photoelectron Spectroscopy Database, NIST Standard Reference Database Number 20, Version 4.1, National Institute of Standards and Technology, Gaithersburg, Maryland, USA, 2000, <http://dx.doi.org/10.18434/T4T88K>

- [11] Adonin N.Y., Prikhod'ko S.A., Shabalin A.Y., Prosvirin I.P., Zaikovskii V.I., Kochubey D.I., Zyuzin D.A., Parmon V.N., Monin E.A., Bykova I.A., Martynov P.O., Rusakov S.L., Storozhenko P.A. // J. Catal. 2016. V. 338. P. 143–153. <https://doi.org/10.1016/j.jcat.2016.03.012>
- [12] Sharma A.K., Gupta S.K. // J. Catal. 1985. Vol. 93. N 1. P. 68–74. [https://doi.org/10.1016/0021-9517\(85\)90151-4](https://doi.org/10.1016/0021-9517(85)90151-4)
- [13] Stepanov A.L., Vorobev V.V., Rogov A.M., Nuzhdin V.I., Valeev V.F. // Nuclear Inst. Methods Phys. Res. B. 2019. Vol. 457. P. 1–3. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2019.07.020>
- [14] Massalski T.B., Okamoto H. Binary Alloy Phase Diagrams, 2nd Ed. Materials Park, Ohio:ASM International.1990.
- [15] Banholzer W.F., Burrell M.C. // Surf. Sci. 1986. Vol. 176. N 1–2. P. 125–133.
- [16] Childs K.D. Handbook of Auger electron spectroscopy: a book of reference data for identification and interpretation in Auger electron spectroscopy. Physical Electronics. 1995.
- [17] Goldsmid H.J., Kaila M.M., Paul G.L. // Phys. Stat. Sol. (A). 1983. Vol. 76. P. K31–K33. <https://doi.org/10.1002/pssa.2210760156>
- [18] Wada H., Kamijoh T. // Jpn. J. Appl. Phys. 1996. Vol. 35. P. L648–L650. <https://doi.org/10.1143/JJAP.35.L648>
- [19] Moon S., Hatano M., Lee M., Grigoropoulos C.P. // Intern. J. Heat Mass Trans. 2002. Vol. 45. P. 2439–2447.
- [20] Moon S.-J., Choi J.H. // J. Nanosci. Nanotech. 2013. Vol. 13. P. 6362–6366. <https://doi.org/10.1166/jnn.2013.7712>
- [21] Ачкеев А.А., Хайбуллин Р.И., Тагиров Л.Р., Маскова А., Hnatowicz V., Cherkashin N. // ФТТ. 2011. Т. 53. С. 508–517. [Phys. Sol. State. 2011. Vol. 53. P. 543–553.]. <https://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/1360>
- [22] Gao X.-X., Li T.-J., Li G.-P., Cao B. // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B. 2008. Vol. 266. P. 2572–2575. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2008.03.082>