

УДК 546.28:621.315.592

СТРУКТУРНЫЕ И ОПТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СИЛИКАТНОГО СТЕКЛА, ИМПЛАНТИРОВАННОГО ИОНАМИ МЕДИ

В.И. ГОЛОВЧУК, канд. физ.-мат. наук **А.А. ХАРЧЕНКО**,
канд. физ.-мат. наук **Д.И. БРИНКЕВИЧ**, д-р физ.-мат. наук **М.Г. ЛУКАШЕВИЧ**
(Белорусский государственный университет, Минск);
канд. физ.-мат. наук, доц. **С.А. ВАБИЩЕВИЧ**, **Н.В. ВАБИЩЕВИЧ**
(Полоцкий государственный университет, Новополоцк)

Методами атомно-силовой микроскопии, склерометрии, индентирования, измерения спектров отражения и пропускания исследовано углеродсодержащее силикатное стекло, имплантированное ионами меди. Показано, что имплантация Cu^+ приводит к появлению на поверхности стекла конусообразных структур и увеличению шероховатости. Наблюдается также снижение измеренной методом индентирования микротвердости и изменение формы отпечатков, что обусловлено процессами радиационной деструкции за областью пробега ионов. Обнаружена немонотонная зависимость поверхностного плазмонного резонанса (ППР) от дозы имплантации. ППР максимально проявляется в образце с дозой $7,5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, это обусловлено тем, что медь формирует в стекле близкие к сферическим наночастицы с резкими границами. Увеличение дозы имплантации приводит к размытию границ наночастиц, что ухудшает условия возникновения ППР.

Ключевые слова: силикатное стекло, ионная имплантация, склерометрия, индентирование, атомно-силовая микроскопия, спектры отражения и пропускания.

Введение. Имплантированные ионами Cu^+ стекла представляют большой практический интерес для создания нелинейных оптических комбинированных устройств [1, 2], оптических переключателей с ультракоротким временным откликом и оптических ограничителей интенсивности лазерного излучения [3]. При имплантации ионов металла в формирующихся в диэлектрической матрице металлических наночастицах возможно коллективное возбуждение электронов проводимости (поверхностный плазмонный резонанс) и вызванное им резонансное усиление локального поля, что стимулирует различные резонансные оптические и нелинейно-оптические эффекты в широком спектральном диапазоне [2, 3]. В настоящей работе методами склерометрии, индентирования, атомно-силовой микроскопии (АСМ), измерения спектров отражения и пропускания исследованы пленки углеродсодержащего силикатного стекла, имплантированного ионами меди.

Методика эксперимента. В работе исследовалось углеродсодержащее силикатное стекло с высокой оптической прозрачностью $\sim 90\%$ в спектральном диапазоне 300–1100 нм. В таблице 1 представлены результаты измерения элементного состава приповерхностного слоя стеклянной пластинки методом рентгеноспектрального микроанализа с помощью растрового электронного микроскопа LEO – 1455 VP с областью микрозондирования около 5 мкм и погрешностью определения концентрации, не превышающей 10%. Имплантация ионами меди Cu^+ с энергией 40 кэВ в интервале доз $2,5 \cdot 10^{16}$ – $1,0 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ в режиме постоянного ионного тока (плотность ионного тока 2–4 мкА/см²) проводилась при комнатной температуре в остаточном вакууме (не хуже 10^{-5} Па) на ионно-лучевом ускорителе ИЛУ-3. С целью исключения перегрева образцы крепились на массивную охлаждаемую водой металлическую площадку.

Таблица 1. – Химический состав приповерхностного слоя силикатного стекла

Химический элемент	O	Si	C	Na	K	Zn	Al	Ti	Cu
Концентрация, вес. % исходный	48,8	23,5	12,8	4,8	4,2	2,4	1,9	1,6	–
Концентрация, вес. % имплантированный	47,1	25,8	10,7	5,5	4,0	2,7	1,8	1,4	0,7
Погрешность, вес. %	0,8	0,4	1,1	0,2	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1

Спектры отражения и пропускания силикатного стекла регистрировались в диапазоне 210–1100 нм однолучевым спектрофотометром *PROSKAN MC-122* при комнатной температуре с разрешением не хуже 1 нм. Измерение спектров отражения проводилось с помощью приставки для измерения зеркального отражения, позволяющей изменять углы падения от 15° до 90°. Перед каждым измерением производилась калибровка – измерение интенсивности света $I_{ко}$, проходящего через диафрагму, без исследуемых объектов при нормальном падении света по отношению к диафрагме во всем изучаемом диапазоне длин волн. Световой поток регулировался посредством заменяемых диафрагм с разной площадью пропускного отверстия. После калибровки исследуемый образец закреплялся на обратной (неосвещаемой) стороне диафрагмы и измерялась интенсивность отраженного света $I_{оо}$ в исследуемом диапазоне длин волн. Коэффициент отражения вычисляется автоматически спектрофотометром как $R = I_{оо} / I_{ко}$. Спектры отражения регистрировались при углах падения и отражения 20° к нормали.

Исследование прочностных свойств стекла проводилось при комнатной температуре на приборе ПМТ-3 методами индентирования и склерометрии. Нагрузка (P) на индентор варьировалась в пределах 1–50 г. Склерометрия осуществлялась царапанием ребром четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием в оправе типа НПМ и углом при вершине $\alpha = 136^\circ$ согласно ГОСТ 9377-81. Скорость движения индентора варьировалась в диапазоне 40–120 мкм/с. Наносилось не менее 7 канавок при каждой нагрузке и скорости движения индентора, а затем измерялась их ширина. Значения склерометрической микротвердости $H_{\square}^{скл}$ вычислялись в соответствии с ГОСТ 21318-75 по средней ширине канавок [4]. Измерения микротвердости H^m методом микроиндентирования проводились этой же пирамидой по восстановленному отпечатку с использованием стандартной методики согласно ГОСТ 9450-76. При каждом измерении на поверхность образца наносилось не менее 50 отпечатков и проводилась обработка результатов измерений с использованием методов математической статистики по методике, изложенной в [5].

Морфология поверхности исходной и модифицированной имплантацией поверхности стеклянной пленки исследовалась методом атомно-силовой микроскопии при комнатной температуре в полуконтактном резонансном режиме на частоте 145 кГц прибором Solver P47HT-МДТ. Использовались кантилеверы серии NSG 01 с радиусом закругления 10 нм. Величина шероховатости поверхности R_a определялась как среднее арифметическое значение высоты микронеровностей, измеренное от средней линии профиля (по модулю) в пределах заданной длины по проведенным не менее пяти раз измерениям на одном образце диаметром 5 мм.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Характерные АСМ-изображения в режиме топографии и фазового контраста поверхности силикатного стекла, исходного и подвергнутого имплантации ионами Cu^+ , приведены на рисунках 1 и 2. Поверхность необлученного стекла гладкая – «волнистость» не превышает 5–10 нм (рисунок 1, *а*). На этом фоне наблюдаются отдельные пики диаметром в основании 0,3–2,0 мкм и высотой до 200 – 300 нм, плотность которых составляла от 2 до 5 штук на площади 20×20 мкм (рисунок 1, *б*). Значения среднеарифметической шероховатости (R_a), усредненные по результатам не менее чем 10 измерений в различных точках образца, составляли $R_a = 14,5$ нм при дисперсии $\Delta R_a = 6,2$ нм.

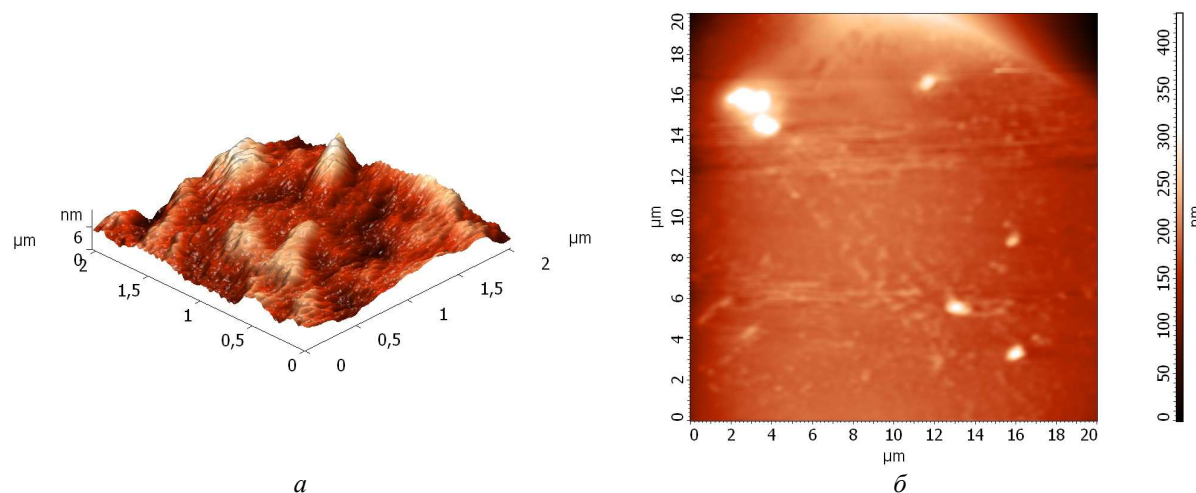


Рисунок 1. – Характерные АСМ-изображения исходного стекла в режимах топографии (*а*) и фазового контраста (*б*)

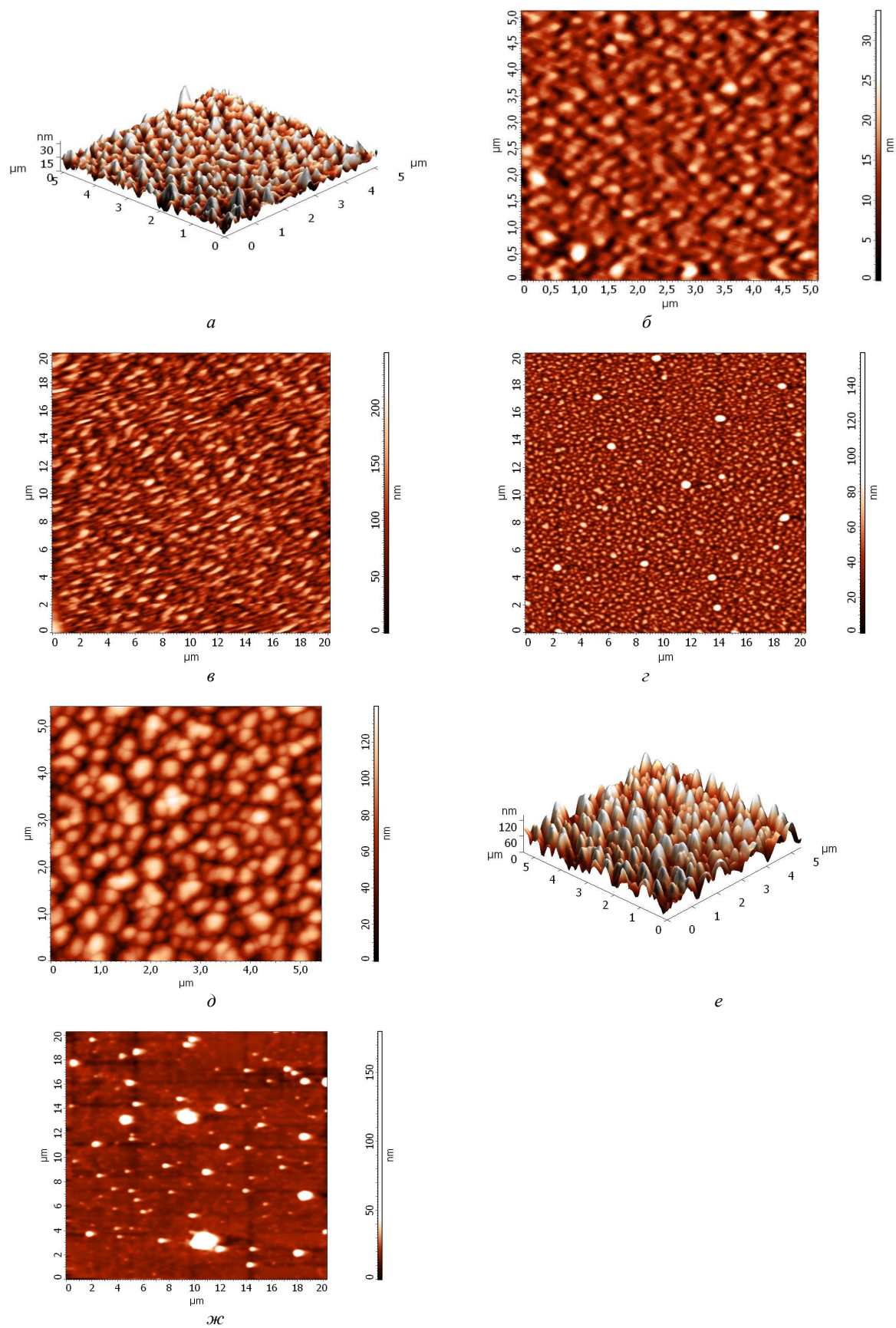


Рисунок 2. – Характерные АСМ-изображения имплантированного стекла в режимах топографии (*a, e*) и фазового контраста (*б–д, ж*). Доза имплантации $\Phi \cdot 10^{16}, \text{ см}^{-2}$: 2 – *a, б*; 5 – *в; г*; 7,5 – *з*; 10 – *д–ж*. Изображения снимались с имплантированной (*a–e*) и неимплантированной (*ж*) стороны

Имплантация Cu^+ приводит к появлению на поверхности стекла конусообразных структур (рисунок 2, а) и увеличению шероховатости поверхности (таблица 2). В отличие от исходного образца эти структуры равномерно распределены по поверхности стекла и полностью заполняют все поле измерения (рисунок 2, б). Среди них преобладают достаточно крупные структуры с диаметром в основании $\sim 100\text{--}150$ нм и высотой до 50 нм. Увеличение дозы имплантации приводит к росту диаметра основания конусообразных структур (до $500\text{--}700$ нм для отдельных структур) и, соответственно, к снижению их количества. Наблюдался также существенный рост (таблица 2) среднеарифметической шероховатости R_a поверхности при дозах имплантации свыше $5 \cdot 10^{16}$ см^{-2} .

Таблица 2. – Шероховатость имплантированного ионами меди стекла

Доза имплантации Φ , см^{-2}		Среднеарифметическая шероховатость R_a , нм	Высота максимального пика, нм
исходный		14,5	44
$2 \cdot 10^{16}$		21,6	47,3
$5 \cdot 10^{16}$		91	188
$7,5 \cdot 10^{16}$		50	133
$10 \cdot 10^{16}$	Имплантированная сторона	72	140
	Обратная сторона	16,5	83

Отметим, что изменения морфологии поверхности стекла наблюдались не только на имплантированной, но и на обратной стороне пластин (рисунок 2, д, ж). На неимплантированной (обратной) стороне возникали отдельные пики высотой до $80\text{--}100$ нм и диаметром в основании от $0,1$ до 2 мкм, схожие с пиками на поверхности исходного образца (рисунок 2, ж). Однако их плотность в десятки раз увеличилась по сравнению с исходным: с $2\text{--}5$ шт. на площади 20×20 мкм в исходном до $50\text{--}80$ шт. на той же площади имплантированного медью образца (рисунки 1, б и 2, ж).

Конусообразные структуры на поверхности при различных видах имплантации наблюдались ранее [6–10] в различных стеклообразных полимерах (полиэтилентерефталат, полиимид, полиэфирэфиркетон и др.) и были обусловлены выходом к поверхности имплантированного слоя при дозах имплантации свыше $3 \cdot 10^{16}$ см^{-2} [9, 10]. Отметим также, что выход к поверхности металлических наночастиц наблюдался ранее в работах [11, 12] случае имплантации кварцевого стекла ионами меди и серебра с энергией $30\text{--}40$ эВ при дозе $5 \cdot 10^{16}$ $\text{мкА} / \text{см}^2$. Этот эффект в углеродсодержащих стеклах связан как с испарением атомов матрицы в процессе имплантации, так и с интенсивным выходом газообразных продуктов в виде молекул O_2 , CO и CO_2 , образующихся при внедрении ионов меди вследствие разрыва химических связей в стекле. Об этом свидетельствует снижение концентрации кислорода и углерода в стекле после имплантации (таблица 1). Причем, вероятнее всего, газовыделение идет преимущественно в виде молекул CO , поскольку концентрации углерода и кислорода при имплантации снижаются примерно одинаково (таблица 1). По мнению авторов [7, 10, 13–14], наблюдаемые при имплантации изменения морфологии обратной (неимплантированной) поверхности стеклообразной пленки обусловлены релаксацией упругих напряжений, образовавшихся в процессе изготовления в приповерхностном слое. Эти выводы, по нашему мнению, применимы и для объяснения экспериментальных результатов (рисунок 2, ж), полученных в настоящей работе.

При $\Phi = 5 \cdot 10^{16}$ см^{-2} , когда имел место выход к поверхности стекла наночастиц меди, наблюдалось резкое увеличение среднеарифметической шероховатости. Это позволило оценить форму указанных наночастиц по изображениям АСМ. Согласно рисунку 2, в при дозе $5 \cdot 10^{16}$ см^{-2} форма этих частиц эллипсообразная. При увеличении дозы до $7,5 \cdot 10^{16}$ см^{-2} частицы приобретают форму близкую к сферической с четкими границами (рисунок 2, з), которые размываются при $\Phi = 10 \cdot 10^{16}$ см^{-2} (рисунок 2, д).

Зависимости микротвердости H^n , измеренной методом индентирования, от нагрузки P для исходного и имплантированных Cu^+ образцов представлены на рисунке 3. В исходном образце отпечатки бочковидные, что указывает на наличие в приповерхностной области напряжений растяжения. Вокруг отпечатков изредка наблюдаются небольшие трещины, отслоения, микропузыри. В отличие от кристаллических материалов (например, полупроводников [15, 16]) приповерхностное упрочнение отсутствует. При увеличении нагрузки микротвердость слабо растет (рисунок 3, кривая 1), что свидетельствует о модификации (упрочнении) структуры под воздействием давления, оказываемого индентором.

Ионная имплантация приводит к снижению микротвердости H^n во всем диапазоне нагрузок (рисунок 3, кривые 2–4) и изменению формы отпечатков – они становятся вогнутыми, что свидетельствует об изменении знака сил, действующих на отпечаток. Силы становятся сжимающими. Наблюдалась немонотонная зависимость микротвердости H^n от дозы имплантации: микротвердость образца с $\Phi = 7,5 \cdot 10^{16}$ см^{-2} (рису-

нок 3, кривая 3) была несколько выше, чем при дозах $5,0 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ и $10 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (рисунок 3, кривые 2 и 4). Отметим, что эти данные коррелируют с измерениями шероховатости (таблица 2).

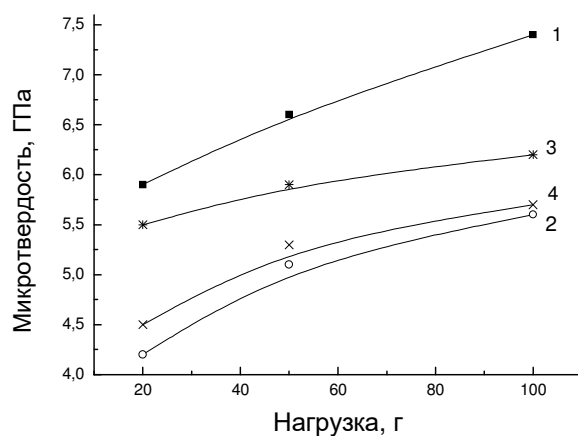


Рисунок 3. – Зависимости микротвердости H^n от нагрузки P для исходного (1) и имплантированных ионами Cu^+ (2-5) образцов силикатного стекла. Доза $\Phi \cdot 10^{16}, \text{ см}^{-2}$: 2 – 5,0; 3 – 7,5; 4 – 10

Таковую же немонотонную зависимость от Φ показывают и измерения склерометрической микротвердости $H_{\square}^{\text{скл}}$, приведенные в таблице 3. Отметим, что $H_{\square}^{\text{скл}}$ была выше, чем H^n , измеренная методом индентирования, поскольку определялась при меньших нагрузках и, соответственно, при меньшей глубине проникновения индентора. Так, глубина проникновения индентора при нагрузке 100 г составляла 2,3–2,5 мкм; при 20 г – 1,1–1,2 мкм, а при измерении $H_{\square}^{\text{скл}}$ она не превышала 0,35 мкм, что близко к глубине нарушенного имплантацией приповерхностного слоя. Значит, на величину $H_{\square}^{\text{скл}}$ основное влияние оказывает имплантированный слой, в то время как при индентировании существенно влияние «запробежной» области. Полученные результаты указывают на протекание радиационно-химических процессов не только в области имплантации, но и за область пробега ионов, причем характер этих процессов существенно различается. В области имплантации микротвердость возрастает, а за пробегом ионов она снижается. Эффект упрочнения приповерхностной области при имплантации связан с формированием наночастиц меди, а разупрочнение «запробежной» области обусловлено процессами радиационной деструкции за область пробега ионов [17, 18].

Изменение свойств стекла на глубинах, значительно превышающих проецируемый пробег ионов, невозможно объяснить эмиссией вторичных электронов, образующихся при электронном торможении имплантируемых ионов, поскольку они не способны модифицировать стекло на глубине, существенно превышающей 0,1 мкм. В стеклах эмиссия вторичных электронов очень мала и ограничена областью в $\sim 10 \text{ нм}$ [19, 20]. Уменьшение микротвердости H^n в процессе высокоэнергетического воздействия обусловлено химической модификацией структуры стекла, в частности деструкцией химических связей, вследствие передачи энергии из области пробега ионов. Прямое воздействие ионов на стекло, а также нейтрализация разноименно заряженных ионов и рекомбинация свободных радикалов в треке иона приводят к образованию молекул в возбужденном состоянии. Перенос возбуждения может происходить на значительные расстояния вглубь стекла. По данным [20], энергия возбуждения может передаваться на расстояние до 5–10 мкм, поэтому деструкция в объеме стекла, обеспечивающая снижение микротвердости, может происходить в реакциях с участием возбужденных частиц. Не следует также исключать возможность воздействия на физико-механические свойства стекла наведенного в приповерхностной области заряда, созданного облучением заряженными частицами [21, 22].

Таблица 3. – Склерометрическая микротвердость $H_{\square}^{\text{скл}}$, измеренная при нагрузке 2 г

Образец	Исходный	Имплантированные дозой $\Phi \cdot 10^{16}, \text{ см}^{-2}$			
		2,5	5,0	7,5	10
$H_{\square}^{\text{скл}}, \text{ ГПа}$	5,5	10	12	20	8,2

На рисунке 4 приведены спектральные зависимости коэффициентов пропускания и отражения силикатного стекла, имплантированного ионами меди. В исходном образце коэффициент пропускания близок к 0,9 в диапазоне длин волн от 300 до 1100 нм. Имплантация приводила к снижению прозрачности стекла вблизи края поглощения в диапазоне волн 300–900 нм (рисунок 4, б) и снижению коэффициента отражения в области непрозрачности – 200–300 нм (рисунок 4, а), что может быть обусловлено как формированием в приповерхностной области металлосодержащих частиц, так и перестройкой структуры стекла при имплантации.

Кроме того, в спектрах пропускания и отражения имплантированных образцов появляется широкая селективная полоса с максимумом вблизи 600 нм, которая наиболее сильно проявляется при $\Phi = 7,5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Аналогичные полосы в спектрах пропускания наблюдались ранее при имплантации ионами Cu^+ и Ag^+ халькогенидных стеклообразных полупроводников As_2S_3 и $\text{Ge}_{15,8}\text{As}_{21}\text{S}_{63,2}$ [2], кварцевого стекла [1, 11, 23], ZnO [24] и стеклообразных полимеров [25]. Максимум указанной полосы зависит от исходной матрицы и для имплантации ионов меди в стеклянную матрицу находится в диапазоне длин волн от 560 до 600 нм [3]. Авторы [11, 23] связывали данную полосу с проявлением эффекта поверхностного плазмонного резонанса в металлических наночастицах, сформированных в матрице при имплантации, что также подтверждалось расчетными спектрами Ми-резонансов.

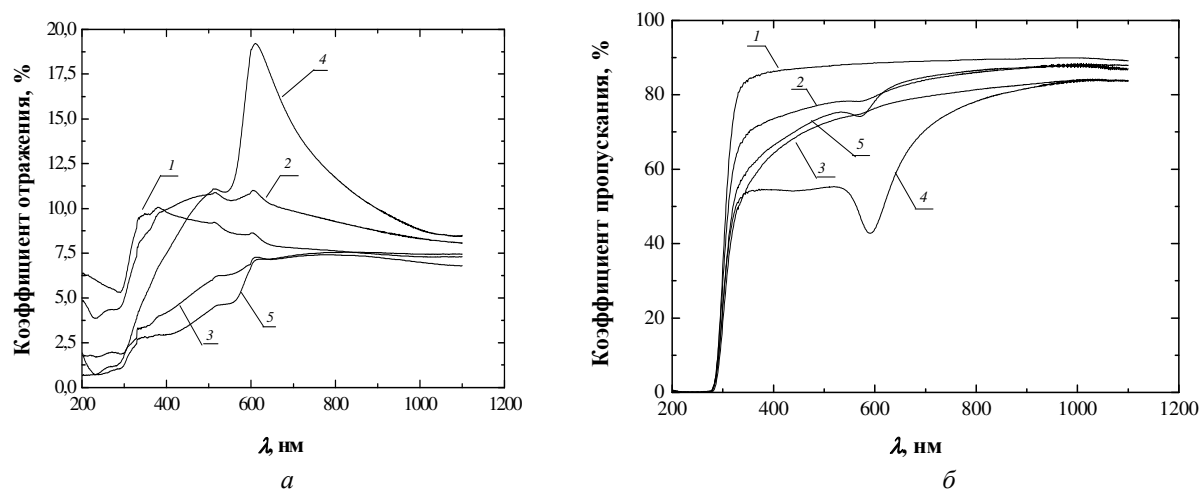


Рисунок 4. – Спектральные зависимости коэффициентов отражения (а) и пропускания (б) силикатного стекла исходного (1) и имплантированного ионами меди (2–5) с энергией 40 кэВ при падении света на имплантированную поверхность. Доза $\Phi, \text{см}^{-2}$: 2 – $2,5 \cdot 10^{16}$; 3 – $5 \cdot 10^{16}$; 4 – $7,5 \cdot 10^{16}$; 5 – $1 \cdot 10^{17}$

Поверхностный плазмонный резонанс наблюдался нами как в спектрах пропускания (рисунок 4, б), так и отражения (рисунок 4, а). Было отмечено проявление ППР с немонотонной зависимостью от дозы имплантации. Максимальный эффект наблюдался в образце с дозой $7,5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ и незначительный в остальных имплантированных медью образцах. Такое поведение поверхностного плазмонного резонанса с ярко выраженным при дозе $7,5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ максимумом может быть объяснено следующим образом.

Наночастицы меди формируются при превышении концентрации атомов Cu в стекле равновесного значения растворимости, что наблюдается в области торможения ионов меди. Процесс торможения сопровождается деионизацией Cu^+ в матрице стекла и образованием атомов меди Cu^0 . Атомы меди могут образовывать химические связи с возникающими радикалами и ионами стекла либо участвовать в процессах окиссации. Однако вследствие различий в величинах свободных энергий Гиббса преимущественно формируются связи Cu–Cu, что приводит к появлению кластеров, состоящих из нескольких атомов меди и служащих впоследствии центрами зарождения наночастиц Cu [1]. Чем выше концентрация атомов меди в матрице, тем больше размер наночастиц. При имплантации наиболее крупные наночастицы формируются вблизи максимума профиля распределения примеси по глубине, т.е. проецированного пробега R_p ионов. Зарождение наночастиц начинается при дозах свыше $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ [1]. При высокодозной имплантации тяжелых ионов максимум распределения примеси по глубине смещается к поверхности образца вследствие эффекта распыления атомов поверхности мишени [1] и при определенной дозе наночастицы могут выходить к поверхности, что и наблюдалось в наших экспериментах по измерению АСМ.

Аналогичный эффект наблюдался в [11], где отмечалось, что морфология поверхности имплантированного Cu^+ и Ag^+ силикатного стекла характеризуется наличием полусферических образований, обу-

словенных частичным обнажением сферических наночастиц металлов на поверхности, со средним размером 5–10 нм. При этом авторы отмечают, что выход металлических наночастиц к имплантированной поверхности согласуется с появлением в оптическом спектре поглощения поверхностного плазмонного резонанса. Кроме того, выход к поверхности наночастиц наблюдался и в случае имплантации кварцевого стекла ионами Ag^+ с энергией 30 эВ при дозе $5 \cdot 10^{16}$ мкА/см² и плотностями тока в ионном пучке 4–15 мкА/см² [12]. В этом случае эффект ППР был ярко выражен. Таким образом, анализ полученных АСМ изображений позволяет оценить размеры и форму синтезированных ионной имплантацией наночастиц меди. Как отмечалось выше, проведенные измерения АСМ показывают, что медь формирует в стекле близкие к сферическим наночастицы с резкими границами при дозе $7,5 \cdot 10^{16}$ см² (рисунок, 2, з). Эти условия оптимальны для проявления ППР. Увеличение дозы имплантации приводит к размытию границ наночастиц, что ухудшает условия возникновения ППР (рисунок, 2, д). При более низких Φ форма наночастиц далека от сферической (рисунок, 2, в), что также не способствует проявлению ППР.

Заключение. Таким образом, установлено, что в процессе имплантации ионов Cu^+ происходит модификация морфологии поверхности, выражающаяся в формировании конусообразных структур и увеличении шероховатости поверхности. Процессы радиационного разупрочнения при ионной имплантации протекают далеко за областью проецированного пробега ионов меди и обусловлены процессами радиационной деструкции. Обнаружена немонотонная зависимость поверхностного плазмонного резонанса от дозы имплантации. Он был максимален в образце с $\Phi = 7,5 \cdot 10^{16}$ см². Это обусловлено тем, что при указанной дозе медь формирует в стекле близкие к сферическим наночастицы с резкими границами. Увеличение дозы имплантации приводит к размытию границ наночастиц, что ухудшает условия возникновения ППР.

ЛИТЕРАТУРА

1. Степанов, А. Л. Особенности синтеза металлических наночастиц в диэлектрике методом ионной имплантации / А. Л. Степанов // Вестник Нижегородского университета им. Н. И. Лобачевского. Серия «Физика твердого тела». – 2003. – № 1. – С. 82–88.
2. Оптические свойства халькогенидных стекол с ионно-имплантированными наночастицами меди / Т. С. Кавецкий [и др.] // Письма в ЖТФ. – 2012. – Т. 38, № 23. – С. 11–18.
3. Нелинейный оптический отклик свойства халькогенидных стекол с ионно-имплантированными наночастицами серебра и меди в ближнем ультрафиолетовом спектральном диапазоне / Р.А. Ганеев [и др.] // Физика твердого тела. – 2004. – Т. 46, № 2. – С. 341–346.
4. Склерометрический метод измерения микротвердости пленок фоторезиста на кремнии / Д. И. Бринкевич [и др.] // Приборы и методы измерений. – 2016. – Т. 7, № 1. – С. 77–84.
5. Бринкевич, Д. И. Микромеханические свойства эпитаксиальных слоев GaP, легированных редкоземельным элементом диспрозием / Д. И. Бринкевич, Н. В. Вабищевич, В. С. Просолович // Неорганические материалы. – 2012. – Т. 48, № 8. – С. 878–883
6. Харченко, А.А. Формирование низкоразмерных структур на полимерной пленке фокусированным ионным пучком / А. А. Харченко [и др.] // Вестник БГУ. Сер. 1. – 2012. – № 2. – С. 29–31.
7. Модификация поверхности позитивного фоторезиста при ионной имплантации / Д. И. Бринкевич [и др.] // Микроэлектроника. – 2015. – Т. 44, № 6. – С. 448–452.
8. Модификация приповерхностной области пленки полиимида имплантацией ионов бора / А. А. Харченко [и др.] // Поверхность. – 2015. – № 1. – С. 94–99.
9. Радиационная модификация поверхности области пленки полимеров / А. А. Харченко [и др.] // Поверхность. – 2015. – № 1. – С. 94–99.
10. Исследования поверхности полимеров модифицированной радиационной обработкой / А. А. Харченко [и др.] // Вестник Полоцкого государственного университета. Серия С, Фундаментальные науки. – 2013. – № 12. – С. 83–88.
11. Nonlinear optical susceptibilities of copper- and silver-doped silicate glasses in the ultraviolet range / R. A. Ganeev [et al.] // Phys. Stat. Sol. B. – 2003. – V. 238. – P. R5–R7.
12. Nanostructuring of silicate glass under low-energy Ag-ion implantation / A. L. Stepanov, V. N. Popok // Surf. Sci. – 2003. – V. 566–568, Part 2. – P. 1250–1254.
13. Пленки полиимида, имплантированные ионами бора / А. А. Харченко [и др.] // Вестник Полоцкого государственного университета. Серия С, Фундаментальные науки. – 2014. – № 4. – С. 113–118.
14. Исследование поверхности пленок из полиэтилентерефталата, модифицированных вакуумно-ультрафиолетовым облучением на воздухе / А. В. Митрофанов [и др.] // Поверхность. – 2009. – № 7. – С. 30–38.
15. О распределении величины микротвердости по глубине образца / Герасимов А.Б. [и др.] // Физика твердого тела. – 1999. – Т. 41, № 7. – С. 1225–1227.

16. Вабищевич, С. А. Подавление радиационного упрочнения кремния, легированного германием / С. А. Вабищевич, Н. В. Вабищевич, Д. И. Бринкевич // Физика и химия обработки материалов. – 2006. – № 4. – С. 12–14.
17. Ионная имплантация позитивных фоторезистов / Д. И. Бринкевич [и др.] // Микроэлектроника. – 2014. – Т. 43, № 3. – С. 193–199.
18. Вабищевич, Н. В. Микроиндентирование структур фотополимер-кремний / Н. В. Вабищевич [и др.] // Вестник Полоцкого университета. Серия С, Фундаментальные науки. – 2011. – № 4. – С. 77–83.
19. Экспериментальные методы химии высоких энергий / под общ. ред. М. Я. Мельникова. – М. : МГУ, – 2009. – 824 с.
20. Светочувствительные полимерные материалы / под ред. А. В. Ельцова. – Л. : Химия, 1985. – 296 с.
21. Объемный разряд в диэлектрических материалах космических аппаратов при облучении электронами и протонами / Ф. И. Акишин [и др.] // Перспективные материалы. – 2009. – № 3. – С. 12–16.
22. Комплексные исследования эффектов зарядки полимерного резиста (ПММА) при электронной литографии / Э. И. Рау [и др.] // Микроэлектроника. – 2013. – Т. 42, № 2. – С. 116–126.
23. Формирование периодических дифракционных плазмонных наноструктур с имплантированными наночастицами меди методом локального ионного травления кварцевого стекла / Т. С. Кавецкий [и др.] // Письма в ЖТФ. – 2013. – Т. 39, № 13. – С. 17–23.
24. Karali, T. Optical properties and luminescence of metallic nanoclusters in ZnO:Cu / T. Karali [et al.] // Physica B. – 2005. – V. 363. – P. 88–95.
25. Формирование периодической дифракционной структуры на основе полиметилметакрилата с наночастицами серебра методом ионной имплантации / М. Ф. Галяутдинов [и др.] // Письма в ЖТФ. – 2016. – Т. 42, № 4. – С. 30–37.

Поступила 22.09.2017

STRUCTURAL AND OPTICAL CHARACTERISTICS OF CARBON-CONTAINING SILICATE GLASS IMPLANTED BY COPPER IONS

V. GOLOVCHUK, A. KHARCHENKO, D. BRINKEVICH, M. LUKASHEVICH,
S. VABISHCHEVICH, N. VABISHCHEVICH

Carbon-containing silicate glass implanted with copper ions was studied by methods of atomic force microscopy, sclerometry, indentation, measurement of reflection and transmission spectra. It is shown that the implantation of Cu^+ leads to the appearance of cone-shaped structures on the glass surface and an increase in the roughness. A decrease in the microhardness measured by the indentation method and a change in the shape of the prints are also observed, which is due to the processes of the radiation destruction beyond the ion range. A nonmonotonic dependence of the surface plasmon resonance (SPR) on the dose of implantation was found. It was maximal in the sample with $7,5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$. This is due to the fact that at this dose, copper forms in the glass close to spherical nanoparticles with sharp boundaries. An increase in the dose of implantation leads to blurring of the boundaries of nanoparticles, which worsens the conditions for the appearance of SPR.

Keywords: silicate glass, ion implantation, sclerometry, indentation, atomic force microscopy, reflection and transmission spectra.