

## Взаимодействие мощных импульсов лазерного излучения со стеклами, содержащими имплантированные металлические наночастицы

© А.Л. Степанов<sup>\*,\*\*</sup>, В.Н. Попок<sup>\*\*\*,\*\*\*\*</sup>, D.E. Hole<sup>\*\*\*\*\*</sup>, А.А. Бухараев<sup>\*\*</sup>

\* Институт физики 1, Технический университет Аахена  
D-52056 Аахен, Германия

\*\* Казанский физико-технический институт Российской академии наук,  
420029 Казань, Россия

\*\*\* Белорусский государственный университет,  
220050 Минск, Белоруссия

\*\*\*\* Университет Гетеборга и Технический университет Чалмерса,  
41296 Гётеборг, Швеция

\*\*\*\*\* Университет Суссекса,  
BN1 9QH Брайтон, Великобритания

E-mail: stepanov@physik.rwth-aachen.de

(Поступила в Редакцию 1 марта 2001 г.)

Исследовались натриево-кальциевые силикатные стекла, имплантированные ионами  $\text{Ag}^+$  с энергией 60 keV и дозой  $7 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  при плотности ионного тока  $10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ . Ионная имплантация позволяет синтезировать в приповерхностной области стекла композиционный слой, включающий в себя наночастицы серебра, который, однако, характеризуется высокой неоднородностью распределения данных частиц по размерам в зависимости от глубины залегания. Исследуется воздействие мощного импульсного эксимерного лазера на полученный композиционный слой. Обнаружено, что лазерное облучение ведет к уменьшению размеров серебряных наночастиц в имплантированном слое, однако неоднородное распределение частиц по размерам с глубиной, хотя и не столь широкое, как до облучения, сохраняется. Экспериментальные результаты объясняются эффектами плавления стекла и металлических частиц в наносекундном интервале времен.

Выражаем благодарность Научному фонду им. Александра Гумбольдта (Германия) за финансовую поддержку А.Л. Степанова в Германии и Российскому фонду фундаментальных исследований (проекты № 99-02-17767 и 00-15-96615). В.Н. Попок выражает благодарность Шведскому национальному научно-исследовательскому совету (SNFR) за поддержку научных исследований в Университете Гетеборга и Техническом университете Чалмерса.

Воздействие мощных импульсов лазера на диэлектрики, содержащие металлические наночастицы (ДМН), с целью получения материалов, характеризующихся новыми оптическими свойствами, является актуальной задачей последних лет [1,2]. Интерес к данной проблеме обусловлен как развитием современной микроэлектроники, базирующейся на наноструктурных материалах, так и необходимостью совершенствования фундаментальных представлений о влиянии мощных пучков света на свойства неоднородной композиционной среды [3]. В частности, данные исследования направлены на изучение возможности контролируемых изменений геометрической формы, размеров, распределения по размерам и фазовой структуры металлических наночастиц. В качестве примера можно указать следующие эксперименты: по импульсной лазерной обработке (Nd:YAG) водных растворов с коллоидами серебра, синтезированными методами химического осаждения [4], а также металл/полимерных наноструктур [5]; с фотохромными алюмосиликатными стеклами, содержащими металлические наночастицы [6], и оптическими волноводами на основе натриево-кальциевых силикатных стекол (НКСС), в которых методом ионного обмена и последующим облучением ионами газа или электронами были синтезированы кластеры се-

ребра [7,8]. Особое место занимают работы по лазерной обработке различных ДМН, синтезированных ионной имплантацией (ИИ) [9,10]. Этот метод является одним из наиболее перспективных способов синтеза наночастиц [9,11], поскольку при его использовании удается достигать наивысших значений фактора заполнения при внедрении атомов металла сверх равновесного предела растворимости в твердотельную матрицу. В зависимости от ряда параметров, таких, например, как длина волны лазера, энергия и длительность импульса, материалы, полученные ИИ, могут быть успешно модифицированы. Было показано, что облучением Nd:YAG лазером в видимой и ближней инфракрасной спектральных областях удастся трансформировать сферические наночастицы силицида титана, синтезированные путем ИИ в кварце, в частицы эллипсоидной формы [12], а также продемонстрирована возможность изменения кристаллографической структуры имплантированных частиц железа в диоксиде кремния с помощью рубинового лазера ( $\lambda = 690 \text{ nm}$ ) [13].

Основной особенностью всех приведенных выше примеров является то, что лазерное воздействие проводилось на длинах волн, соответствующих спектральной области оптической прозрачности используемых диэлек-

трических матриц, следовательно, мощные импульсы лазера поглощались непосредственно металлическими наночастицами. Несколько лет назад [14] был предложен новый подход в лазерном отжиге имплантированных ДМН, когда НКСС с наночастицами серебра облучались мощными импульсами эксимерного ArF лазера на длине волны 193 nm, т.е. в области поглощения НКСС. Было зарегистрировано понижение отражательной способности ДМН после облучения лазером, обусловленное модификацией структуры стекла или находящихся в нем металлических частиц. Эта методика приводит к новым возможностям в контролируемых изменениях размеров наночастиц в ДМН с помощью лазерной техники, что было продемонстрировано в случае комбинированного воздействия эксимерного KrF лазера ( $\lambda = 248$  nm) и термического отжига на примере уменьшения распределения по размерам наночастиц имплантированного в НКСС серебра [1,2].

Несмотря на первые успехи, наблюдаемые на практике, имеется ряд вопросов в понимании механизмов модификации ДМН под воздействием мощных импульсов лазера, в частности, при облучении материалов на длинах волн поглощения диэлектриков. Настоящая работа направлена на проведение дополнительных экспериментов по облучению мощными лазерными импульсами ДМН, сформированных имплантацией с целью изучения закономерностей трансформации металлических наночастиц.

## 1. Методика эксперимента

Для получения композиционного материала в качестве подложки было использовано НКСС (Societa Italiana Vetro), характеризующееся однородным содержанием химических компонентов: 70% SiO<sub>2</sub>, 20% Na<sub>2</sub>O, 10% CaO и оптической прозрачностью  $\sim 90\%$  в спектральном диапазоне 350–900 nm. Образцы были приготовлены в виде пластин с размерами  $2 \times 2$  см при толщине 0.15 mm. Имплантация проводилась ионами <sup>107</sup>Ag<sup>+</sup> с энергией 60 keV и дозой  $7 \cdot 10^{16}$  ion/cm<sup>2</sup> при плотности тока в ионном пучке  $10 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  в вакууме  $10^{-5}$  Torr на импланторе Whickham. Температура подложки при имплантации не превышала 45°C. Лазерную обработку имплантированных стекол проводили пятью импульсами криптонового эксимерного лазера (ALTEX 210) длительностью 25 ns на длине волны 248 nm при частоте 1 Hz в спектральной области поглощения стекла, обеспечивая суммарную выделяемую энергию  $0.2 \text{ J}/\text{cm}^2$ . Изменение энергии от импульса к импульсу не превышало 2%, что контролировалось при помощи измерителя лазерной энергии DGX FL150A-EX-RP (OPHIR). Воспроизводимость результатов по лазерной обработке ДМН проверялась на пяти образцах, имплантированных и облученных в идентичных условиях. Поскольку расхождения в измеряемых величинах не превышали 8%, в настоящей работе описывается только один из образцов.

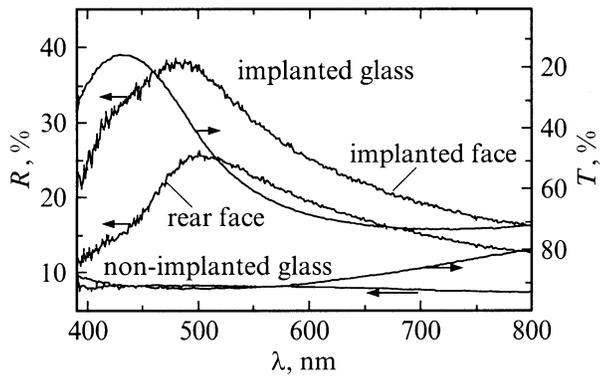
Распределение атомов серебра по глубине в объеме стекла было определено методом резерфордского

обратного рассеяния (Rutherford backscattering — RBS) при энергии ионов <sup>4</sup>He<sup>+</sup> 1.89 MeV, полученных на электростатическом ускорителе Ван де Граафа при угле обратного рассеяния  $\theta = 150^\circ$ . Разрешение по энергии было не хуже 21 keV, а плотность ионного тока не превышала 10 nA. Экспериментальные RBS спектры были конвертированы в профили распределения имплантированных ионов серебра по глубине стекла с помощью компьютерной программы "Data Furnace" [15]. Для контроля однородности распределения наночастиц по размерам в образце была использована оптическая спектроскопия по отражению и пропусканию. Измерение оптических спектров проводилось при комнатной температуре на однолучевой волноводной установке Monolight в интервале длин волн 300–800 nm при падении света под углом 90° к поверхности образца. Микротопографические изображения поверхностей имплантированных образцов и образцов после лазерного облучения были получены с помощью сканирующего зондового микроскопа Solver-P4, работающего в режиме атомно-силовой микроскопии (АСМ). Установка работала в колебательной моде, амплитуда колебаний микрозонда вблизи своей резонансной частоты изменялась от 10 до 100 nm. Вертикальное смещение чувствительного зонда в микроскопе при построчном сканировании поверхности образца регистрировалось посредством лазерного луча низкой интенсивности, отражающегося от анализирующей иглы. Профиль поверхности формировался при кратковременном касании поверхности иглой ("tapping mode"). Площадь сканирования образца составляла  $2 \times 2 \mu\text{m}$ . Измерения проводились на воздухе.

## 2. Ионный синтез ДМН

Известно, что низкоэнергетичная ( $< 100$  keV) ИИ приводит к статистически неоднородному распределению внедряемых ионов металла по глубине в стекле [16], т.е. имеется отличие от типичного симметричного гауссового профиля, предсказываемого традиционными статистическими теориями [17]. В экспериментально полученных методом RBS профилях распределения ионов серебра в НКСС, для применяемых в настоящей работе условий ИИ, максимум концентрации примеси располагается вблизи облучаемой поверхности стекла и при дальнейшем монотонном уменьшении доли металла в глубь образца вплоть до 60 nm. Особенности такого рода профилей были объяснены ранее [18,19] эффектами поверхностного распыления и динамического изменения фазового состава стекла в течение ИИ, и не являются предметом детального изучения настоящей работы.

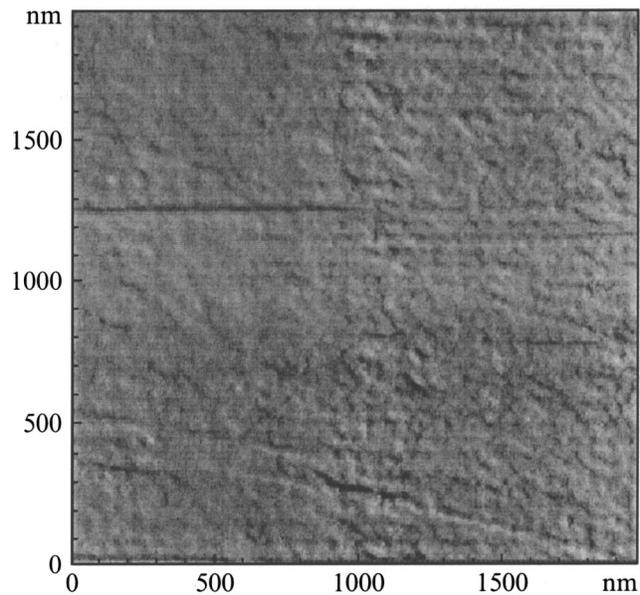
Превышение концентрацией атомов серебра в стекле во время ИИ предела растворимости приводит к зарождению металлических наночастиц. Полагая, что зарождение и рост наночастиц являются результатом последовательного присоединения атомов серебра (нейтрализованных внедренных ионов Ag<sup>+</sup>), можно заключить,



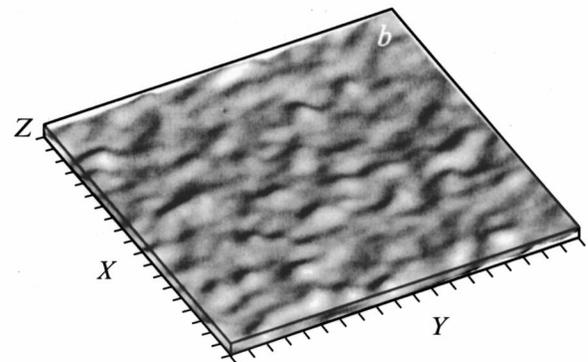
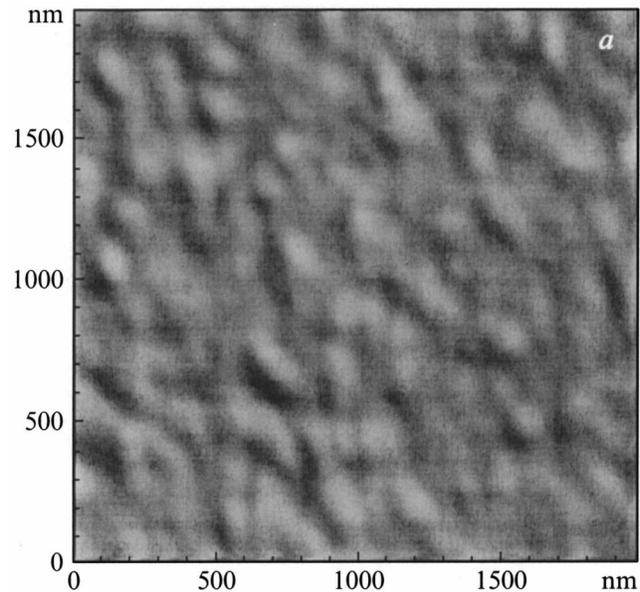
**Рис. 1.** Спектры оптического пропускания ( $T$ ) и отражения ( $R$ ) имплантированного ионами серебра НКСС. Отражение измерено как с имплантированной, так и с противоположной сторон образца.

что данный процесс определяется одновременно коэффициентом диффузии и локальной концентрацией атомов серебра. При относительно невысокой подвижности атомов серебра в матрице стекла вблизи комнатной температуры рост наночастиц будет происходить, в основном, за счет вновь внедряемых ионов металла (так называемый рост частиц при ограниченной диффузии [11,20]). Поскольку увеличение абсолютной концентрации ионов металла в имплантированном слое происходит в соответствии с профилем распределения примеси по глубине, размеры образующихся на различной глубине металлических частиц оказываются пропорциональными фактору заполнения стекла металлом на той же глубине, т.е. определяются профилем концентрации внедренных ионов. Таким образом, для исследуемых образцов, которые характеризуются максимумом концентрации серебра вблизи поверхности, наиболее крупные наночастицы формируются также вблизи поверхности, а снижение концентрации примеси в глубь образца сопровождается уменьшением размеров частиц. Подобное неоднородное распределение металлических наночастиц по размерам в объеме подтверждается электронно-микроскопическими наблюдениями поперечных срезов имплантированного стекла [21].

Экспериментальные оптические спектры отражения и пропускания имплантированного ионами серебра НКСС представлены на рис. 1. Широкие селективные спектральные полосы, наблюдаемые в видимом спектре, вызваны формированием наночастиц серебра в стекле и обусловлены явлением плазменного поляритонного резонанса [22,23]. Будучи типичными для выбранных условий имплантации [21–24], спектры пропускания, измеренные со стороны имплантированной поверхности и обратной стороны НКСС, оказываются идентичными и характеризуются глубоким минимумом вблизи 430 нм при практически симметричной форме. Спектры отражения имеют более сложную форму и отличаются для случаев измерений с имплантированной и обратной сторон образца. Спектр отражения, измеренный



**Рис. 2.** АСМ-изображение поверхности НКСС до имплантации.



**Рис. 3.** АСМ-изображения поверхности имплантированного ионами серебра НКСС. (Шаг по осям  $X$  и  $Y$  составляет 100 нм, а по оси  $Z$  — 3 нм).  $a$  — вид сверху,  $b$  — вид сверху с боковой подсветкой.

со стороны имплантированной поверхности, состоит из перекрывающихся полос с ясно выраженным плечом в коротковолновой области и максимумом, находящимся при 490 нм. Отражение, регистрируемое с противоположной стороны образца, характеризуется выраженным максимумом в более длинноволновой области вблизи 505 нм. Таким образом, оптическая спектроскопия отражения применима для качественной оценки степени неоднородности распределения наночастиц по размерам с глубиной в образце, как менее трудоемкий и дешевый метод по сравнению с электронной микроскопией [22].

АСМ-изображения поверхности НКСС до и после ИИ приведены на рис. 2 и 3 соответственно. Видно, что имплантированная поверхность образца характеризуется полусферическими выпуклостями и впадинами со средними размерами  $\sim 100\text{--}150\text{ нм}$  по сравнению с практически гладкой поверхностью неимплантированного стекла. Причиной, обуславливающей появление подобной структуры (рис. 3), являются эффекты распыления поверхности стекла во время ИИ, которые обнажают зародившиеся в приповерхностном слое наночастицы металла [25,26]. Оценочные расчеты показывают, что для применяемой в настоящей работе энергии и дозы ИИ толщина распыляемого слоя НКСС составляет несколько десятков нанометров [19].

### 3. Облучение ДМН мощными лазерными импульсами

3.1. Распределение наночастиц по размерам с глубиной. На рис. 4 приведены RBS спектры, из которых следует, что после приложения мощных лазерных импульсов происходит уменьшение концентрации серебра в НКСС примерно на 30% по сравнению с ИИ образцом. Подобная закономерность наблюдалась ранее при облучении эксимерным лазером неорганических стекол, содержащих кластеры серебра [14] или висмута [27], и объяснялась разогревом ДМН с последующим испарением атомов металла с поверхности стекла. С другой стороны, как видно из рис. 4, в результате лазерного облучения не происходит смещения максимума концентрации серебра, а наблюдается лишь некоторое уширение профиля его распределения по направлению в глубь образца. Очевидно, что наблюдаемый диффузионный отток атомов серебра от поверхности НКСС также обусловлен разогревом ДМН материала во время взаимодействия с лазерными импульсами. При этом следует полагать, что процессам термической диффузии и испарения серебра с поверхности НКСС неминуемо должно предшествовать разложение наночастиц на отдельные атомы.

Спектры оптического пропускания и отражения имплантированных образцов после импульсной лазерной обработки представлены на рис. 5. Из приведенных спектров пропускания (рис. 5, *a*) видно, что для имплантированного образца интенсивность полосы, соответствующей поглощению, обусловленному наличием

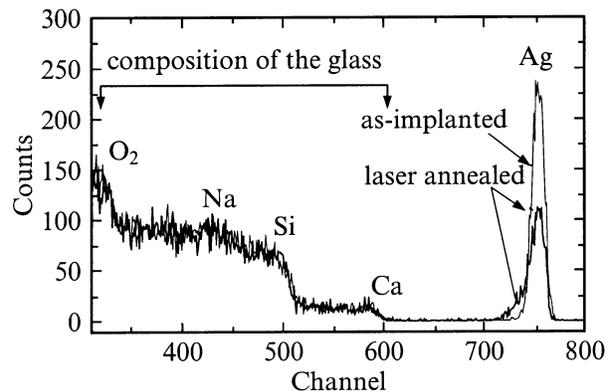


Рис. 4. Спектры RBS имплантированного ионами серебра НКСС до и после лазерного облучения.

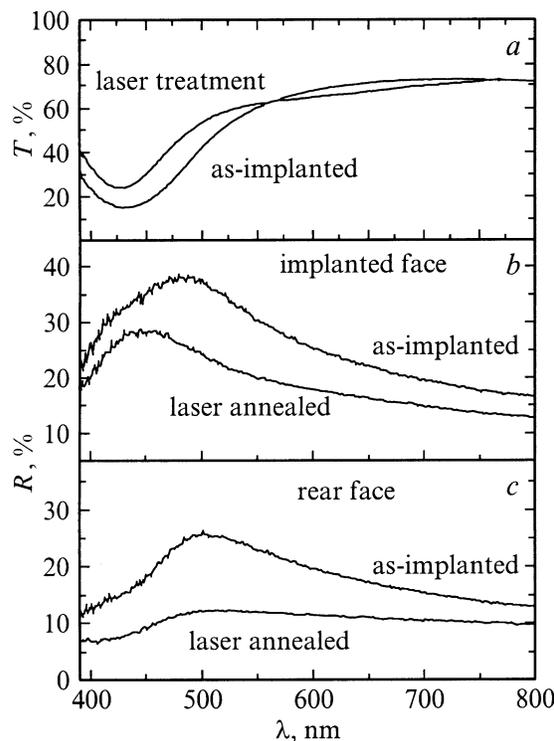
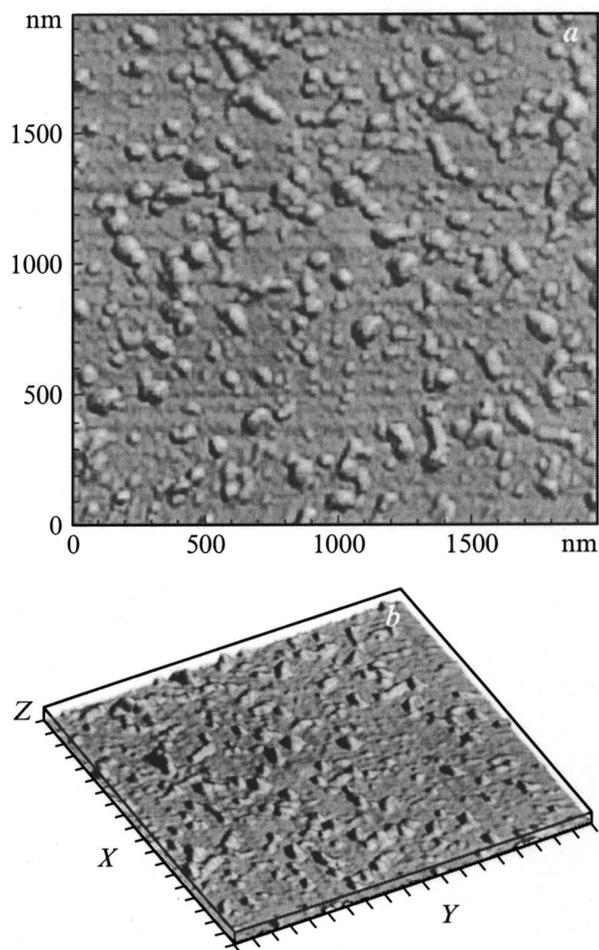


Рис. 5. Спектры оптического пропускания (*a*) и отражения, зарегистрированные со стороны имплантированной (*b*) и противоположной (*c*) поверхностей НКСС, до и после импульсного лазерного облучения.

наночастиц серебра, заметно меньше (16% в минимуме), чем в аналогичном образце после лазерной обработки (23%). Кроме того, положение минимума полосы пропускания композиционного стекла после лазерной обработки незначительно (на 3–5 нм) смещается в коротковолновую область спектра. Более заметно результат лазерного воздействия сказывается на изменении спектров, соответствующих отражению от различных поверхностей образца (рис. 5, *b, c*). Спектр, измеренный со стороны имплантированной поверхности после лазер-



**Рис. 6.** АСМ-изображения поверхности имплантированного ионами серебра НКСС после облучения эксимерным лазером. (Шаг по осям  $X$  и  $Y$  составляет 100 нм, а по оси  $Z$  — 40 нм).  $a$  — вид сверху,  $b$  — вид сверху с боковой подсветкой.

ного облучения, характеризуется более узкой полосой отражения по сравнению со спектром ИИ образца. Максимум отражения смещается в область коротких длин волн (с 490 до 450 нм), интенсивность в максимуме отражения падает с 38 до 27%. Подобный, хотя и не такой заметный, сдвиг полосы отражения ( $\sim 5$  нм) наблюдается и для спектра, фиксируемого с противоположной неимплантированной стороны; при этом позиция максимума спектральной полосы оказывается у 500 нм, а интенсивность в максимуме снижается до 13%. Однако, несмотря на синфазное смещение полос отражения в ультрафиолетовую область спектра после лазерного воздействия, заметное различие между ними все же наблюдается, что свидетельствует о сохранении неоднородного распределения наночастиц серебра по размерам с глубиной в НКСС, хотя эта неоднородность меньше, чем в случае имплантированных образцов до лазерного отжига. Снижение интенсивности полос отражения обусловлено уменьшением концентрации наночастиц серебра после облучения лазером.

В соответствии с оптическими свойствами малых металлических частиц, описываемых теорией Ми [23], наблюдаемый сдвиг спектрального положения максимумов полос отражения в коротковолновую область свидетельствует о том, что импульсная лазерная обработка ИИ образцов НКСС приводит к уменьшению среднего размера металлических наночастиц. С другой стороны, если подходить к ДМН с точки зрения теории эффективной среды [22,23], то наблюдаемое коротковолновое смещение спектров следует трактовать как уменьшение фактора заполнения металлическими частицами поверхностного слоя НКСС, т.е. доли серебра, находящейся в диэлектрике в виде наночастиц, а не в виде отдельных атомов. Поскольку для имплантированных материалов распределение частиц по размерам с глубиной совпадает с профилем концентрации примеси и согласуется с фактором заполнения диэлектрика металлом, а также сохраняется различие в спектрах отражения, измеренных с имплантированной и противоположной сторон образца, после лазерного облучения, можно заключить, что наиболее крупные наночастицы серебра расположены вблизи поверхности стекла и их средний размер становится меньше после лазерного воздействия.

Вывод об уменьшении размера серебряных наночастиц в НКСС при лазерном воздействии подтверждается наблюдениями методом АСМ. Сравнение изображений поверхности до (рис. 3) и после лазерного облучения (рис. 6) демонстрирует уменьшение примерно на порядок величины размеров наночастиц, которые соответствуют, выступающим на поверхности выпуклостям [28].

3.2. Разогрев и плавление поверхностного слоя ДМН при лазерном воздействии. Процесс взаимодействия мощного лазерного излучения с материалом зависит как от параметров лазерного пучка, так и от физико-химических свойств композиционного ДМН. В начальный момент времени это взаимодействие не является термическим (нагревом), а приводит лишь к электронным и колебательным фотовозбуждениям. Дальнейшее развитие ситуации через термические (фототермические) или нетермические (фотохимические) процессы зависит в основном от времен релаксации фотовозбуждения. Для рассматриваемых ДМН материалов соответствующие процессы возбуждения и релаксации могут быть разделены на относящиеся к стеклянной матрице и металлическим включениям. Облучение на длине волны эксимерного лазера 248 нм (5 eV) попадает непосредственно в спектральную область поглощения НКСС. Поскольку ширина запрещенной зоны данного стекла  $\sim 3.5$  eV, излучение лазера порождает электронно-дырочные пары посредством прямого возбуждения электронов из валентной зоны в зону проводимости. Для тех же длин волн в металлических наночастицах серебра лазерное излучение вызывает возбуждение, как электронов валентной зоны, так и электронов проводимости. Следовательно, энергия поглощаемых фотонов немедленно трансформируется в разогрев металла, тогда как в стекле на начальном этапе происходит

только рост числа межзонных электронных переходов, т.е. увеличивается концентрация электронно-дырочных пар [3]. В металлах время межэлектронных столкновений составляет порядка  $10^{-14}$ – $10^{-13}$  с, электрон-фононные релаксации протекают обычно на один-два порядка величины медленнее [29]. В неметаллических материалах межзонные электронные переходы осуществляются в области времен от  $10^{-12}$  до  $10^{-6}$  с [3]. Таким образом, большинство упомянутых интервалов времен являются намного короче длительности применяемого лазерного импульса (25 ns). Следовательно, преобразование лазерного излучения в ДМН следует рассматривать в основном, как релаксацию привнесенной энергии непосредственно в разогрев композиционного материала (стекла и металла одновременно), т.е. такие последовательные процессы, как нагревание поверхностного слоя, его плавление и/или испарение (абляция) в интервале от наносекунд до микросекунд. Поскольку для используемых НКСС суммарная выделяемая энергия в лазерном импульсе была заметно меньше величины, соответствующей порогу абляции ( $5 \text{ J/cm}^2$  для эксимерного лазера при 248 nm [30]), то предполагается отсутствие распыления поверхности.

Поскольку длина волны эксимерного лазера (248 nm) намного больше типичного размера синтезируемых с помощью имплантации наночастиц [9,21], оптические свойства формируемого ДМН можно трактовать в рамках теории эффективной среды [23]. Такой подход позволяет рассматривать композиционный материал как однородный, применить для него законы геометрической оптики для направленного распространения света, и оценить оптическую длину проникновения ( $\alpha^{-1}$ ) лазерного импульса в композиционный материал, где  $\alpha$  — линейный коэффициент поглощения. Тогда, лазерное излучение поглощается и трансформируется в тепловую энергию в слое НКСС толщиной  $\alpha^{-1}$ , что по оценкам [31] составляет несколько микрон, что значительно перекрывает толщину имплантируемой области. Приповерхностный имплантированный слой, в котором поглощается энергия излучения, можно рассматривать, как внутренний источник тепла для образца. Развитие термического процесса управляется совместным действием источника тепла, диффузионным перераспределением и потерями тепла на переизлучение и конвекцию. При наносекундных длительностях лазерного воздействия, толщина слоя, поглощающего излучение, превышает длину тепловой диффузии  $L(\tau) = (D \cdot \tau)^{1/2}$ , где  $D$  — температуропроводность материала,  $\tau$  — длительность лазерного импульса. Поскольку трансформация мощной энергии излучения происходит в относительно тонком поглощающем слое, то происходят быстрый нагрев и плавление приповерхностной области образца [3]. Для  $\tau = 25 \text{ ns}$  (длительности импульса) длина тепловой диффузии в НКСС составляет примерно 115 nm [32], и хотя данная величина оказывается несколько меньше  $\alpha^{-1}$ , тем не менее длина тепловой диффузии  $L$  полностью перекрывает толщину имплантированного слоя в НКСС.

Оценки, приведенные ранее в [32] показывают, что при воздействии КгF эксимерным лазером на НКСС, температура поверхности стекла достигает значения  $700^\circ\text{C}$ , что превышает температуру плавления НКСС. Данная температура оказывается достаточной и для плавления синтезированных наночастиц серебра, поскольку известно о существенном понижении температуры плавления металла при понижении размеров частиц до нанометровых величин [33]. Так, в случае серебра сообщается об уменьшении температуры плавления с  $960^\circ\text{C}$  для объемного материала до  $\sim 500^\circ\text{C}$  для наночастиц с размерами менее 50 nm [34]. Следовательно, при достижении стеклянной матрицей определенной температуры, превышающей точку плавления наночастиц металла, начинается их плавление, что приводит к уменьшению размеров частиц вплоть до полного разрушения. Разогрев серебряных наночастиц может происходить и при прямом поглощении лазерного излучения металлом, однако в условиях разогретой диэлектрической матрицы, содержащей наночастицы, их плавление, очевидно, должно происходить быстрее. В целом процесс плавления наночастиц в композиционном слое не является тривиальным и для его корректного описания требуется рассмотрение нескольких процессов, таких как миграция поверхностных атомов (поверхностное "преплавление"), структурные флуктуации (квазиплавление) и наличие смешанных жидких/твердотельных фаз [33]. Разрушение наночастиц происходит поэтапно во времени. Эффекты будут зависеть от размеров наночастиц, т.е. малые частицы будут уменьшаться в размерах быстрее, чем крупные, а, следовательно, имеющаяся неоднородность распределения наночастиц по размерам в НКСС, возникающая при ИИ, будет сохраняться и после лазерного воздействия.

Таким образом, в настоящей работе изучены формирование наночастиц серебра в НКСС методом ИИ и влияние мощных импульсов эксимерного лазера на модификацию этих частиц. Показано, что распределение наночастиц по размерам с глубиной залегания характеризуется высокой неоднородностью. Наиболее крупные кластеры серебра формируются вблизи поверхности, а снижение концентрации примеси в глубь образца сопровождается уменьшением размеров частиц. При облучении мощным импульсом эксимерного лазера происходит разогрев приповерхностного слоя НКСС с наночастицами серебра. Это приводит к уменьшению их размеров вследствие плавления, однако разброс по размерам наночастиц с глубиной залегания сохраняется. Наблюдаются испарение и ограниченная диффузия в глубь образца части атомов серебра, образующихся в результате плавления наночастиц. Рассмотрены особенности физических основ процесса плавления наночастиц металла в диэлектрике при лазерном воздействии.

Авторы выражают признательность проф. П. Таунсенду из Университета Суссекса (University of Sussex) (Англия), за полезные советы и предложения при проведении работы и обсуждении результатов.

## Список литературы

- [1] А.Л. Степанов, В.Н. Попок. ЖПС **68**, 120 (2001).
- [2] А.Л. Степанов, И.Б. Хайбуллин, П. Таунсенд, Д. Холе, А.А. Бухараев. Патент РФ № 2156490 (2000).
- [3] D. Bauerle. Laser processing and chemistry. Springer-Verlag, Berlin (1996). 183 p.
- [4] A. Takami, H. Yamada, K. Nakano, S. Koda. Jpn. J. Appl. Phys. **35**, L781 (1996).
- [5] J. Werner, A. Heilmann, O. Stenzel. Int. J. Elect. **77**, 945 (1994).
- [6] A. Alella, T. Honda, A. Liu, L. Hesselink. Opt. Lett. **22**, 967 (1997).
- [7] F. Gonella, G. Mattei, P. Mazzoldi, E. Cattaruzza, G.W. Arnold, G. Bertinello, R.F. Haglund Jr. Appl. Phys. Lett. **69**, 3101 (1996).
- [8] D.H. Osborne, R.H. Haglund Jr., F. Gonella, F. Garrido. Appl. Phys. **B66**, 517 (1998).
- [9] P.D. Townsend, P.J. Chandler, L. Zhang. Optical effects of ion implantation. University Press, Cambridge (1994). 157 p.
- [10] R.F. Haglund Jr. Mater. Sci. Eng. **A253**, 275 (1998).
- [11] A. Miotello, G. De Marchi, G. Mattei, P. Mazzoldi, S. Sada. Phys. Rev. **B63**, 75 409 (2001).
- [12] G. Battaglin, E. Borsella, E. Cattaruzza, F. Gonella, R.F. Haglund Jr., G. Mattei, P. Mazzoldi, D.H. Osborne, R. Polloni. Nucl. Instrum. Meth. **B141**, 274 (1998).
- [13] А.А. Бухараев, А.В. Казаков, Р.В. Манапов, И.Б. Хайбуллин. ФТТ **33**, 1018 (1991).
- [14] R.A. Wood, P.D. Townsend, N.D. Skelland, D.E. Hole, J. Barton, C.N. Afonso. J. Appl. Phys. **74**, 5754 (1993).
- [15] N.P. Barradas, C. Jeynes, R.P. Webb. Appl. Phys. Lett. **71**, 291 (1997).
- [16] P.D. Townsend, J.C. Kelly, N.E.W. Hartley. Ion Implantation, Sputtering, and their application. Pergamon, London (1976). 188 p.
- [17] J.F. Ziegler, J.P. Biersak, U. Littmark. The Stopping and range of ions in solids. Pergamon, N.Y. (1996). 192 p.
- [18] A.L. Stepanov, V.A. Zhikharev, D.E. Hole, P.D. Townsend, I.B. Khaibullin. Nucl. Instrum. Meth. **B166**, 26 (2000).
- [19] А.Л. Степанов, В.А. Жихарев, И.Б. Хайбуллин. ФТТ **43**, 733 (2001).
- [20] A.C. Zettlemoyer. Nucleation. Pergamon, N.Y. (1969). 215 p.
- [21] L.C. Nistor, J. van Landuyt, J.D. Barton, D.E. Hole, N.D. Skelland, P.D. Townsend. J. Non-Cryst. Solids **162**, 217 (1992).
- [22] А.Л. Степанов. Оптика и спектроскопия **89**, 444 (2000).
- [23] U. Kreibig, M. Vollmer. Optical properties of metal clusters. Springer, Berlin (1995). 234 p.
- [24] A.L. Stepanov, D.E. Hole, P.D. Townsend. J. Non-Cryst. Solids **260**, 65 (1999).
- [25] А.А. Бухараев, V.M. Janduganov, E.A. Samarsky, N.V. Berdunov. Appl. Surf. Sci. **103**, 49 (1996).
- [26] M.T. Pham, W. Matz, H. Seifarth. An. Chem. Acta. **350**, 209 (1997).
- [27] S.Y. Park, T. Isobe, M. Senna, R.A. Weeks, R.A. Zuhr. Appl. Phys. Lett. **73**, 2687 (1998).
- [28] А.А. Бухараев, Д.В. Овчинников, Н.И. Нургазизов, Е.Ф. Куковицкий, М. Кляйберг, Р. Вейзендангер. ФТТ **40**, 1277 (1998).
- [29] J.Y. Bigot, J.C. Merle, O. Cregut, A. Daunois. Phys. Rev. Lett. **75**, 4702 (1995).
- [30] C. Buerhop, B. Blumenthal, R. Weissmann, N. Lutz, S. Biermann. Appl. Phys. Lett. **46**, 430 (1990).
- [31] P.D. Townsend, J. Olivares. Appl. Surf. Sci. **109**, 275 (1997).
- [32] A.L. Stepanov, D.E. Hole, P.D. Townsend. Nucl. Instrum. Meth. **B149**, 89 (1999).
- [33] L.D. Marks. Rep. Prog. Phys. **57**, 603 (1994).
- [34] T. Castro, R. Reifenberg, E. Choi, R.P. Andres. Phys. Rev. **B42**, 8548 (1990).