

ДИФФУЗИЯ АТОМОВ ВОДОРОДА ИЗ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОДЛОЖЕК Si_3N_4 В АМОРФНЫЕ И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ПЛЕНКИ Si И Ge

Л. В. Арапкина*, К. В. Чиж, Д. Б. Ставровский, В. П. Дубков, М. С. Сторожевых,
В. А. Юрьев

Институт общей физики им. А. М. Прохорова Российской академии наук
119991, Москва, Россия

Поступила в редакцию 28 июля 2023 г.,
после переработки 28 сентября 2023 г.
Принята к публикации 29 сентября 2023 г.

Методами дифракция быстрых отраженных электронов и ИК-спектроскопии изучены поликристаллические и аморфные пленки Si и Ge, выращенные на диэлектрических подложках $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$. В ИК-спектрах наблюдается уменьшение интенсивности N–H-полос поглощения в слоях Si_3N_4 , связанное с переходом атомов водорода в растущие пленки Si и Ge. Этот процесс начинается уже при температуре роста пленки 30°C и усиливается с увеличением температуры роста (30–500°C) и толщины пленок Si и Ge (50–200 нм). Рассмотрена модель, основанная на предположении, что переход атомов водорода из диэлектрического слоя Si_3N_4 в растущую пленку Si или Ge контролируется разницей в положении уровней химического потенциала атомов водорода в них и не связан с термодиффузией. Процесс происходит только во время роста слоев Si и Ge и прекращается с его остановкой и с выравниванием уровней химического потенциала.

DOI: 10.31857/S0044451024050043

1. ВВЕДЕНИЕ

Нитрид кремния (Si_3N_4) широко используется в микро- и оптоэлектронике в качестве диэлектрических слоев, просветляющих покрытий и пассивирующих слоев солнечных элементов [1–4]. Несмотря на то, что основным методом его получения служит плазмохимическое осаждение из газовой фазы (plasma-enhanced chemical vapor deposition, PECVD) при низкой температуре (менее 450°C), слои Si_3N_4 , получаемые методом химического осаждения из газовой фазы при низком давлении (low-pressure chemical vapor deposition, LPCVD) и при высокой температуре (700–850°C), имеют некоторые преимущества. Пленки Si_3N_4 , осажденные методом LPCVD, имеют близкий к стехиометрическо-

му состав и низкое содержание атомов водорода, что улучшает их электрические свойства и термическую стабильность по сравнению с пленками Si_3N_4 , полученными методом PECVD. Защитные покрытия из $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Si}$, нанесенные низкотемпературными методами, широко используются как источник атомов водорода для предотвращения деградации электрофизических свойств монокристаллического (c-Si), мульткристаллического (mc-Si) и аморфного (α -Si) кремния [2–5]. Атомы водорода способны диффундировать из слоя Si_3N_4 и пассивировать на границе раздела оборванные связи атомов Si, тем самым улучшая электрофизические свойства материала [4, 5].

Исследования процессов диффузии атомов водорода в нижележащие слои SiO_2 или Si показали, что атомы водорода не диффундируют сколько-нибудь заметно через границу $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2$, и лишь увеличение температуры отжига до 1000°C приводит к небольшому увеличению содержания атомов водорода в SiO_2 , но только в том случае, ес-

* E-mail: arapkina@kapella.gpi.ru

ли слой Si_3N_4 наносился методом PECVD [6]. Отжиг структур $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{c-Si}$ в интервале температур 500–1000 °C не приводит к увеличению концентрации атомов водорода в слое c-Si [7, 8]. Исследования возможной диффузии атомов водорода через границу $\text{Si}_3\text{N}_4/\alpha\text{-Si}$ или mc-Si проводились с целью улучшения электрофизических параметров, например, солнечных элементов, которые имеют защитное покрытие Si_3N_4 . Изучение таких структур затруднено тем, что слои Si_3N_4 , $\alpha\text{-Si}$ или mc-Si гидрогенизированы. В настоящее время процесс диффузии атомов водорода изучен в слоях поликристаллического и аморфного Si [9], полученных методами плазмохимического осаждения. В таких пленках содержание атомов водорода может достигать 25% [7]. Другой часто используемый метод получения гидрогенизированных пленок — имплантация атомов водорода в них. Установлено, что энергия активации диффузии атомов водорода равна примерно 1.5 эВ [9–11], что превышает энергию связи Si–H, составляющую примерно 3 эВ [12]. Предлагаемый механизм диффузии — движение по межузельным состояниям [9, 10, 13–16]. Скорость диффузии зависит от концентрации атомов водорода, температуры и типа легирования слоя Si.

В представленной работе приведены результаты исследования процесса диффузии атомов водорода из слоя Si_3N_4 подложки $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$, полученного методом LPCVD, в растущую пленку поликристаллических (poly-) или аморфных (α -) слоев Si и Ge. Такие подложки обычно используются при изготовлении фотоприемных структур [17]. В слоях Si_3N_4 , осажденных в процессе LPCVD, содержание атомов водорода может достигать до 8% [7, 18, 19]. В наших предыдущих работах [17, 20–22] были представлены результаты исследования процесса диффузии атомов водорода из диэлектрических слоев (Si_3N_4 и SiO_2) в растущие пленки poly- и α -Si и Ge для широкого интервала температур роста (30–650 °C). Было показано, что процесс диффузии происходит уже при температуре роста 30 °C, т. е. при отсутствии ее термического стимулирования.

В настоящей работе представлены результаты исследования диффузии атомов водорода в пленки poly- и α -Si и Ge разной толщины. Показано, что диффузия атомов водорода зависит от толщины наносимых слоев Si и Ge. Рассмотрена модель этого процесса, учитывающая температуру осаждения пленки и ее толщину. Исследования проводились методами дифракции быстрых отраженных электронов (ДБОЭ) и инфракрасной фурье-спектроскопии (ИК-спектроскопия).

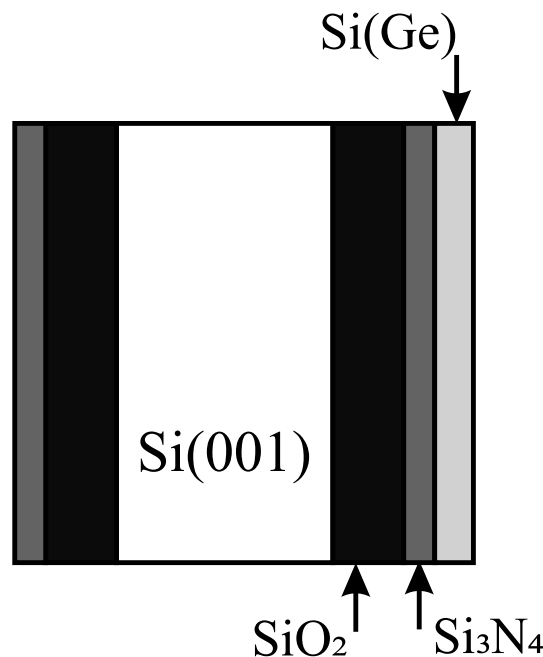


Рис. 1. Схема расположения слоев в исследуемых образцах

2. ЭКСПЕРИМЕНТ

Для исследования были изготовлены образцы с тонкими пленками Si или Ge, нанесенными методом молекулярно-лучевого осаждения на подложки $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$. Слои SiO_2 толщиной 530 нм наносились методом термического окисления, слой Si_3N_4 толщиной 170 нм — методом LPCVD при температуре 750 °C. Температуры процессов изготовления диэлектрических слоев Si_3N_4 и SiO_2 превышали температуры роста слоев Si и Ge. Более подробная информация о методах и режимах изготовления диэлектрических слоев подложек и предварительной химической подготовки представлена в работах [20, 21]. После переноса образцов в условия сверхвысокого вакуума проводилась предварительная термообработка подложек при 600 °C, длившаяся 6 ч. Слои Si и Ge наносили в ростовой камере EVA 32 сверхвысоковакуумного комплекса Riber SSC2 с использованием источников с электронно-лучевым нагревом. Температуры роста слоев α - и poly-Si и Ge разной толщины (50, 100, 200 нм) составляли 30 и 500 °C. Образцы с толщиной слоев 50 и 100 нм, выращенные при 500 °C, после перекрытия потока атомов Si (Ge) выдерживали при температуре роста, чтобы общая длительность процесса у всех образцов была одинаковой. Скорости напыления пленок Si и Ge составляли примерно 0.3 Å/с.

На рис. 1 представлена схема расположения слоев в исследуемых образцах. Более подробно о деталях процесса роста и методах контроля мож-

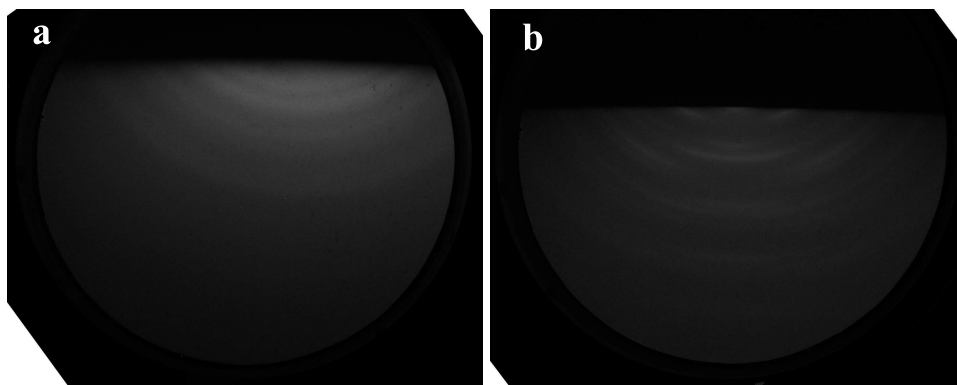


Рис. 2. Картинки дифракции поверхности поликристаллического слоя Si толщиной 20 Å (*a*) и 200 нм (*b*)

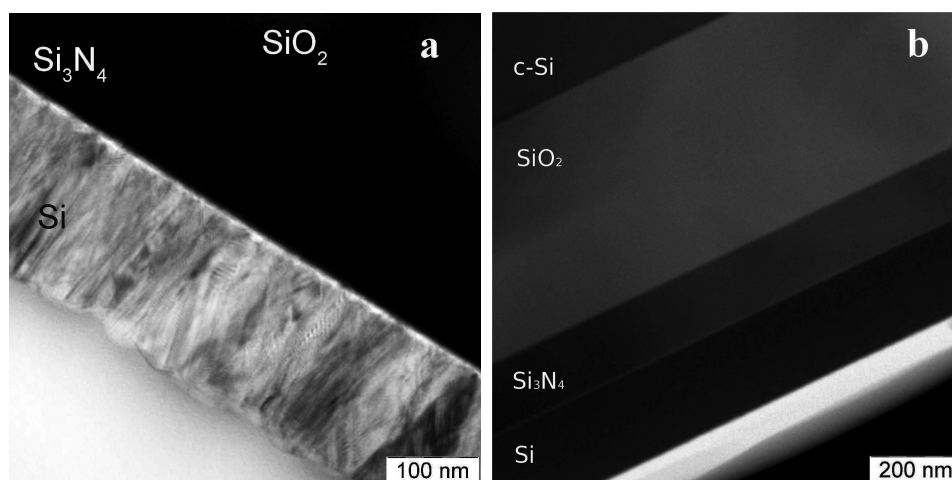


Рис. 3. ПЭМ-изображения поликристаллической (*a*) и аморфной (*b*) пленок Si. Подложка расположена в верхней части изображения

но узнать в работах [20, 21]. Основными методами исследования являлись ДБОЭ, проводимая *in situ* при помощи электронной пушки RH20 RHEED (Staib Instruments), и ИК-спектроскопия. Спектры ИК-пропускания и ИК-отражения измеряли с помощью спектрометра IFS-66v/S (Bruker) в интервале $400\text{--}4600\text{ см}^{-1}$ со спектральным разрешением 10 см^{-1} [20, 21]. Для уменьшения влияния углекислого газа и паров воды спектрометр откачивали до давления 2 мбар. Полосы ИК-поглощения раскладывали на спектральные компоненты; при деконволюции использовали пики с гауссовым профилем.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ

Согласно выполненному *in situ* исследованию методом ДБОЭ, все пленки Si и Ge, выращенные при 500°C , имеют поликристаллическую структуру, а при 30°C — аморфную. На начальных этапах роста поликристаллических пленок дифракционные картины состояли из непрерывных широких колец

(рис. 2*a*), но по мере увеличения толщины растущего слоя кольца сужались и в них появлялись разрывы (рис. 2*b*). Таким образом, поликристаллическая пленка на начальном этапе роста формировалась из зерен небольшого размера без упорядочения по направлению роста. Затем происходило постепенное укрупнение размеров зерен и появлялось некоторое выделенное направление роста. Изображения аморфной и поликристаллических пленок Si, полученные методом просвечивающей электронной микроскопии, представлены на рис. 3. Поликристаллическая пленка Si (рис. 3*a*) имеет структуру в виде колоннообразных зерен, начинающихся на границе раздела с диэлектрическим слоем Si_3N_4 , и увеличивающих свой латеральный размер по мере увеличения толщины растущей пленки, что характерно для роста поликристаллических пленок при температурах, обеспечивающих быструю диффузию атомов Si по ростовой поверхности. Область поликристаллической пленки Si, примыкающая к границе раздела

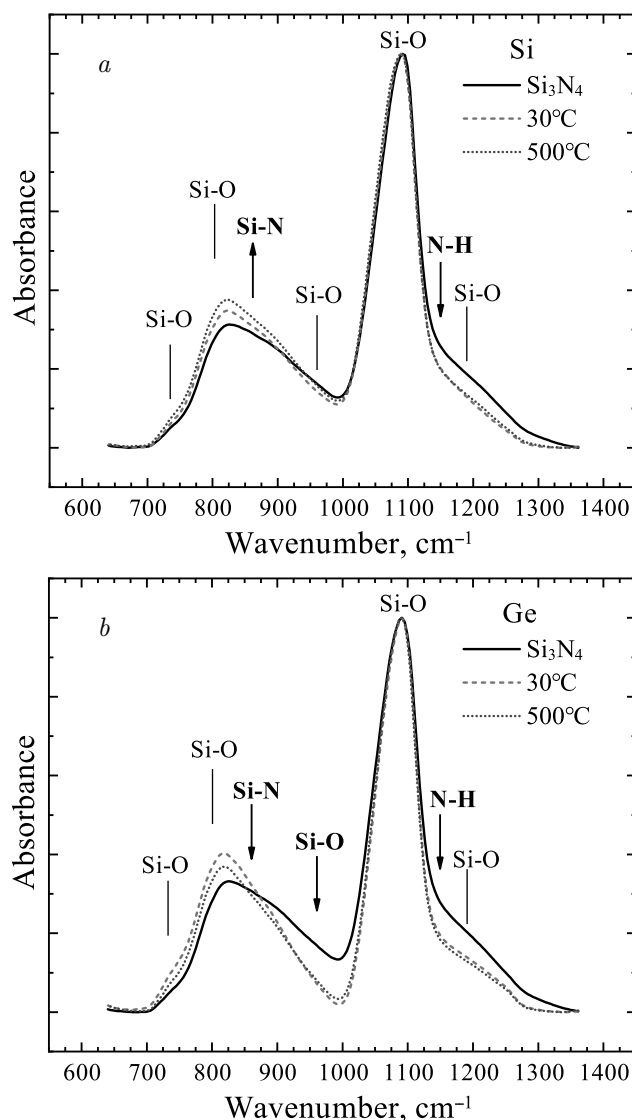


Рис. 4. (В цвете онлайн) Спектры поглощения ИК-излучения слоями Si (a) и Ge (b) толщиной 200 нм, выращенными при 30 и 500°C на подложках $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$; спектры нормированы на максимум интенсивности полосы поглощения Si-O ($\sim 1100 \text{ см}^{-1}$); спектр подложки обозначен как Si_3N_4

с подложкой, имеет наибольшее количество дефектов. На рис. 3b изображена структура с аморфным слоем Si, выращенным при 30°C в условиях медленной диффузии атомов по поверхности роста.

Исследование ИК-спектров показало, что в исходной подложке $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$ основные полосы поглощения связаны с колебаниями связей Si-O, Si-N и N-H. Предварительная термообработка подложек при 600°C в течение 6 ч не приводила ни к каким изменениям в спектрах. На рис. 4 представлены спектры ИК-поглощения в спектральном диапазоне $400\text{--}1300 \text{ см}^{-1}$ для структур со слоями Si и Ge, выращенными при 30 и 500°C. Для

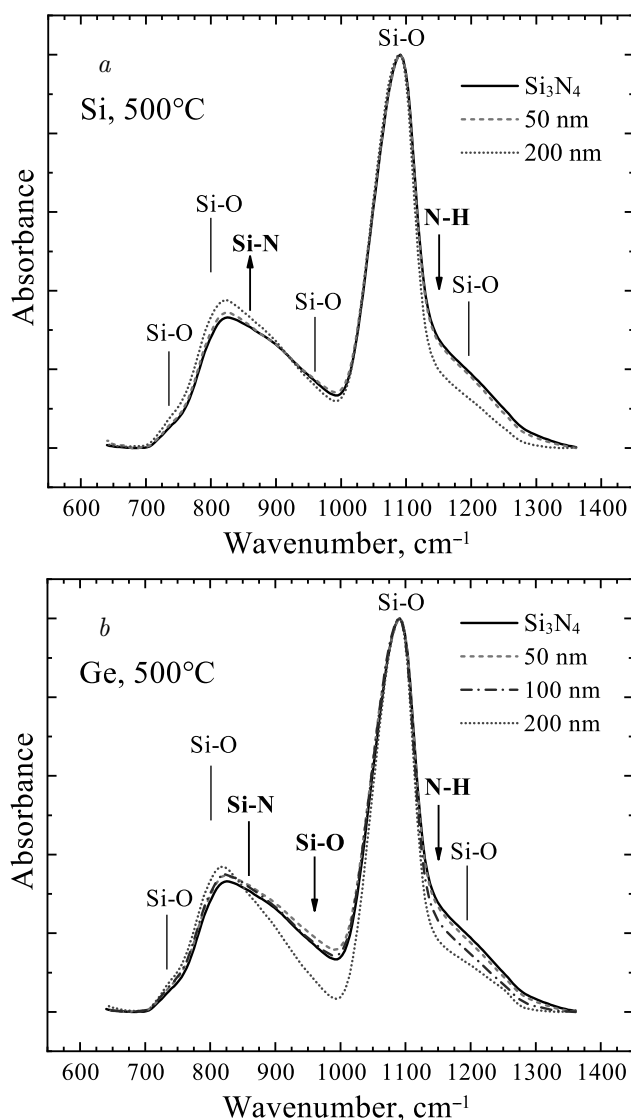


Рис. 5. (В цвете онлайн) Спектры поглощения ИК-излучения слоями Si (a) и Ge (b) разной толщины (50, 100, 200 нм), выращенными при 500°C на подложке $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$; спектры нормированы на максимум интенсивности полосы поглощения Si-O ($\sim 1100 \text{ см}^{-1}$); спектр подложки обозначен как Si_3N_4

всех спектров характерным является наличие двух широких полос поглощения около 825 и 1090 см^{-1} , связанных с колебаниями связей Si-O в подложке $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$ [23]. Деконволюция ИК-спектров показала, что можно выделить полосы поглощения, относящиеся к колебаниям связей Si-O ($\sim 735, 805, 1075, 1100, 1190 \text{ см}^{-1}$), Si-N ($\sim 860 \text{ см}^{-1}$) и N-H ($\sim 1150 \text{ см}^{-1}$) в подложке $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$ [23, 24] и колебаниям связей Si-O в слое оксинитрида ($\sim 960 \text{ см}^{-1}$), расположенном на поверхности Si_3N_4 [21]. Основные изменения в спектрах связаны с полосами поглощения Si-N ($\sim 860 \text{ см}^{-1}$), N-H ($\sim 1150 \text{ см}^{-1}$) и Si-O ($\sim 960 \text{ см}^{-1}$) (выделены жир-

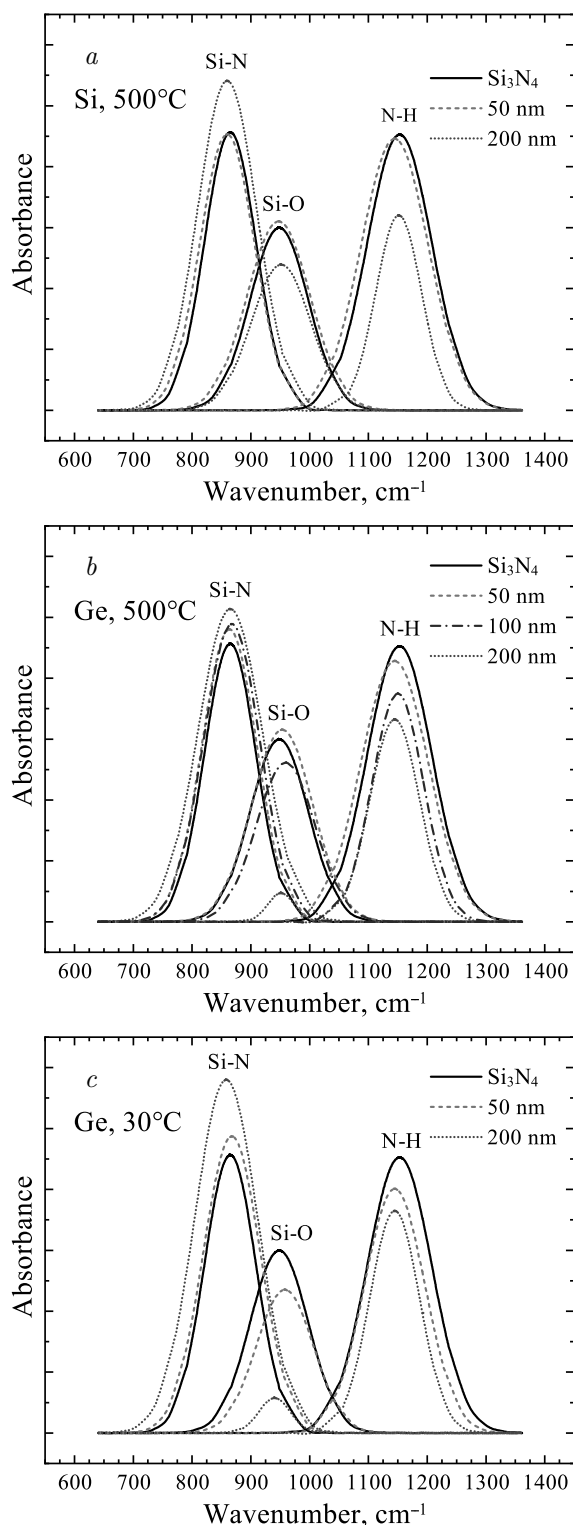


Рис. 6. (В цвете онлайн) Изменение интенсивности полос поглощения, связанных с колебаниями связей Si-N ($\sim 860 \text{ cm}^{-1}$), N-H ($\sim 1150 \text{ cm}^{-1}$) и Si-O ($\sim 960 \text{ cm}^{-1}$) в результате нанесения слоев poly-Si (a) poly-Ge (b) и α -Ge (c) на подложки $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$; спектр подложки обозначен как Si_3N_4

ным шрифтом на рис. 4). Нанесение пленок Si и Ge по-разному влияет на изменение интенсивности этих полос. В структурах со слоями Si с увеличением температуры роста увеличивается интенсивность полосы Si-N, а интенсивность полосы N-H уменьшается. В структурах же со слоями Ge с увеличением температуры роста интенсивность полос поглощения Si-N, N-H и Si-O падает (рис. 4).

На рис. 5 представлены спектры ИК-поглощения структур со слоями poly-Si и poly-Ge разной толщины, выращенными при 500°C. Изменения в интенсивности полос поглощения, связанных с колебаниями связей Si-N ($\sim 860 \text{ cm}^{-1}$), N-H ($\sim 1150 \text{ cm}^{-1}$) и Si-O ($\sim 960 \text{ cm}^{-1}$) (выделены жирным шрифтом на рис. 5), усиливаются с возрастанием толщины слоев. Основные различия между структурами со слоями Si и Ge связаны с изменениями интенсивности полос поглощения Si-N и Si-O. На образцах с poly-Si с увеличением толщины пленок наблюдается уменьшение интенсивности полос поглощения N-H и увеличение интенсивности полос поглощения Si-N (рис. 5a), что соответствует результату, представленному на рис. 4a. Для структур с poly-Ge добавляется уменьшение интенсивности полосы поглощения Si-O; кроме того, на этих образцах нельзя однозначно определить, изменяется ли интенсивность полосы Si-N (рис. 5b). На рис. 6 показано изменение интенсивности полос поглощения Si-N, N-H и Si-O, полученных в результате деконволюции спектров, представленных на рис. 5, и спектров для структур с α -Ge. В структурах с poly-Si и poly-Ge с увеличением толщины наносимых пленок интенсивность полосы N-H ($\sim 1150 \text{ cm}^{-1}$) уменьшается. Интенсивность полосы поглощения Si-O ($\sim 960 \text{ cm}^{-1}$) значительно уменьшается только в случае структур со слоями Ge. Поглощение в полосе Si-N ($\sim 860 \text{ cm}^{-1}$) в образцах со слоями Si возрастает сильнее, чем в образцах со слоями Ge. Сравнение структур с α -Ge и poly-Ge показывает, что при низкотемпературном росте (30°C) интенсивность полосы поглощения Si-N ($\sim 860 \text{ cm}^{-1}$) увеличивается сильнее, чем при высокотемпературном росте (500°C).

4. ОБСУЖДЕНИЕ

Для объяснения наблюдаемых результатов мы используем модель диффузии атомов водорода, предложенную в работах [9, 10, 13–16] для аморфных пленок Si и Ge. Температурные режимы роста слоев Si и Ge не являются благоприятными для термической диффузии атомов водорода. Энергия активации диффузии атомов водорода в α -Si и α -Ge составляет примерно 1.5 эВ [10, 25], а энер-

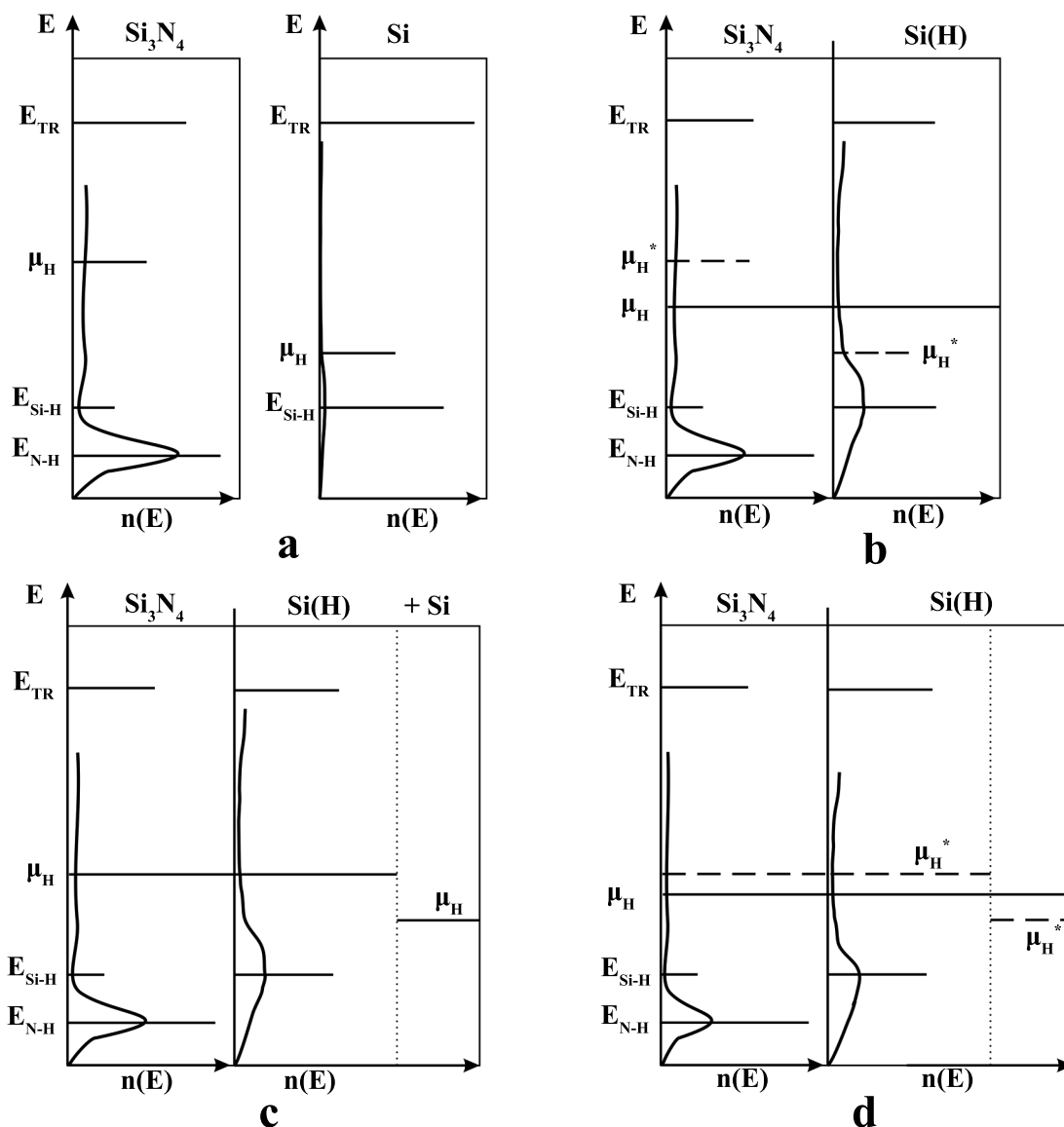


Рис. 7. Энергетическая схема процесса диффузии атомов водорода из диэлектрической подложки (Si_3N_4) в растущий слой Si: *a* — исходные состояния Si_3N_4 (левая панель) и Si (правая панель); *b* — выравнивание положения μ_{H} , формирование слоя Si(H); *c* — продолжение роста и добавление слоя +Si; *d* — выравнивание положения μ_{H} ; μ_{H}^* — исходное положение химического потенциала до выравнивания

гии связи N–H и Si–H — примерно 4 и 3 эВ [12]. В предлагаемой модели диффузия атомов водорода рассматривается как их движение по межузельным состояниям с образованием связей с двумя атомами кремния (германия) Si–H–Si (Ge–H–Ge), расположенными в узлах решетки, за счет разрыва «слабых» связей Si–Si (Ge–Ge). Это так называемый в англоязычной литературе "bond-centered defect". С возрастанием беспорядка в кристаллической решетке число «слабых» связей Si–Si (Ge–Ge) возрастает. Связи Si–H и Ge–H являются ловушками, ограничивающими скорость диффузии,

образование которых происходит при взаимодействии атома водорода с атомом Si (Ge), имеющим оборванную связь. Основное понятие в модели — химический потенциал μ_{H} атомов водорода. На рис. 7*a* (правая панель) представлена энергетическая схема процесса диффузии атомов водорода в Si. Самый глубокий уровень $E_{\text{Si-H}}$ (состояние с самой высокой энергией) — это положение ловушек Si–H. Они занимают уровни ниже μ_{H} . Диффузия атомов водорода происходит при образовании связей Si–H–Si, энергетический уровень которых расположен выше μ_{H} (мелкий энергетический уро-

вень). Это так называемый транспортный уровень E_{TR} . Если в кристаллической структуре достаточное количество «слабых» связей Si–Si, то атомы водорода могут переходить с уровня μ_H на E_{TR} , и наблюдается их диффузия. Положение μ_H зависит от концентрации атомов водорода. Чем она выше, тем выше положение (меньше энергия) μ_H . Это косвенно подтверждается результатами работы [9], в которой наблюдалось увеличение коэффициента диффузии с увеличением концентрации атомов водорода в Si. В структурах, сформированных из слоев с различным содержанием атомов водорода, должно произойти выравнивание уровней μ_H и будет наблюдаться диффузия атомов водорода.

В исследуемых структурах наибольшая концентрация атомов водорода в диэлектрическом слое Si_3N_4 , где положение μ_H выше, чем в растущем слое Si, а для начала диффузии необходимо преодоление высокого энергетического барьера (рис. 7а, левая панель), так как атомы водорода связаны как N–H. На рис. 7а показано первоначальное расположение уровней энергии в Si_3N_4 и Si. С началом роста (рис. 7б) вследствие различного положения μ_H в Si_3N_4 и Si происходит переход атомов водорода из слоя Si_3N_4 в слой Si. Устанавливается новое положение (выравнивание) μ_H . Если рост слоя Si (на рис. 7б обозначен как Si(H)) прекращается, то переход атомов водорода из Si_3N_4 также прекращается. Если рост продолжается, то у ростовой поверхности формируется область с более низким положением μ_H (на рис. 7с обозначена как +Si), и должно произойти выравнивание (снижение) его положения во всем выращенном слое Si. Вновь возникающая разность значений химических потенциалов между слоями Si_3N_4 и Si заставляет атомы водорода переходить из слоя Si_3N_4 в слой Si, и μ_H занимает новое положение (рис. 7д).

Таким образом, диффузия атомов водорода происходит только непосредственно во время роста слоя Si, что и приводит к зависимости от его толщины. Рассмотрим влияние температуры роста на этот процесс. С увеличением температуры роста и переходом к поликристаллической структуре слоев Si и Ge из-за усиления колебаний атомов решетки или увеличения беспорядка в областях межзеренных границ увеличивается количество «слабых» связей Si–Si (Ge–Ge) и ускоряется термодиффузия атомов водорода, что приводит к более быстрому выравниванию химического потенциала μ_H в растущей пленке Si (Ge). Еще одним фактором, ускоряющим диффузию водорода, может быть другой механизм диффузии в монокристаллической части по-

ликристаллической структуры. Известно, что энергия активации диффузии водорода в c-Si составляет около 0.48 эВ [26], а значение коэффициента диффузии уменьшается с увеличением содержания атомов водорода [27]. Также при высоких температурах роста может происходить термодесорбция атомов водорода из приповерхностной области [25], что понижает уровень μ_H и способствует переходу атомов водорода в растущую пленку Si [9, 28].

В ИК-спектрах структур со слоями Ge толщиной 50 нм (рис. 6б, с) наблюдается более заметное уменьшение интенсивности полос поглощения N–H в образцах с аморфными пленками. Это может быть связано со структурой растущих пленок [22]. Рост поликристаллических слоев начинается с формирования зерен небольшого размера с большой долей межзеренных границ в объеме пленки, где, вероятно, может содержаться большое число атомов с оборванными связями — глубокими ловушками для атомов водорода. По мере увеличения толщины пленки их число уменьшается, что усиливает диффузию атомов водорода. Как явствует из ИК-спектров структур с поликристаллическими слоями Si и Ge [17, 20, 21], в poly-Si и poly-Ge не наблюдалось формирования полос поглощения Si–H_x или Ge–H_x. Возможно, это связано с их недостаточной концентрацией или формированием связей Si–H (Ge–H), не являющихся ИК-активными.

Нанесение слоев Si(Ge) изменяло интенсивность полос поглощения Si–N ($\sim 860 \text{ см}^{-1}$) и Si–O ($\sim 960 \text{ см}^{-1}$). Как показали результаты исследования методом фотоэлектронной спектроскопии с послойным травлением [21], одновременно с уходом атомов водорода из диэлектрической пленки происходит встречная диффузия атомов Si(Ge) в нее. Изменение интенсивности полосы поглощения Si–N связано с уменьшением концентрации атомов водорода в Si_3N_4 , сопровождающимся разрывом связей N–H и формированием вместо них связей Si–N. В случае роста слоя Si из растущей пленки поступают дополнительные атомы Si, и число связей Si–N возрастает. При росте пленок Ge формируются связи Ge–N, т.е. отсутствует дополнительный источник атомов Si. Еще одним фактором изменения интенсивности полосы поглощения Si–N является то, что внедрение дополнительных атомов Si не вносит искажений в структуру Si_3N_4 и может улучшать порядок в ней, а атомы Ge, имеющие больший размер, могут вносить такие искажения. Ослабление поглощения в полосе Si–O ($\sim 960 \text{ см}^{-1}$) связано с разрушением этих связей в слое оксинитрида при диффузии через него атомов Ge [21].

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С помощью методов ДБОЭ и ИК-спектроскопии изучены поликристаллические и аморфные пленки Si и Ge, выращенные на диэлектрических подложках $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$. В результате нанесения слоев Si и Ge наблюдалось значительное падение интенсивности полос поглощения, связанных с колебаниями связей N–H, которое усиливалось с увеличением толщины растущих пленок. Для объяснения экспериментальных результатов предложено использовать модель, основанную на предположении, что в отсутствие термодиффузии переход атомов водорода из диэлектрического слоя Si_3N_4 в растущую пленку Si или Ge контролируется разным положением уровней химического потенциала атомов водорода в них. Разность химических потенциалов атомов водорода в Si_3N_4 и пленке Si (Ge) сохраняется только во время роста пленок. Этим объясняется зависимость интенсивности полос поглощения от толщины выращенной пленки. С повышением температуры роста пленки ускоряется процесс выравнивания уровней химического потенциала между Si_3N_4 и Si (Ge) за счет возможной термодиффузии атомов водорода.

ЛИТЕРАТУРА

1. B. J. Hallam, P. G. Hamer, A. M. C. Wenham, C. E. Chan, B. V. Stefani, and S. Wenham, *Prog. Photovolt. Res. Appl.* **1**, 1217 (2020).
2. W. Soppe, H. Rieffe, and A. Weeber, *Prog. Photovolt. Res. Appl.* **13**, 551 (2005).
3. R. S. Bonilla, B. Hoex, P. Hamer, and P. R. Wilshaw, *Phys. Stat. Sol. (a)* **214**, 1700293 (2017).
4. M. Z. Rahman, *Renew. Sustain. Energy Rev.* **30**, 734 (2014).
5. A. G. Aberle, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **65**, 239 (2001).
6. J. Z. Xie, S. P. Murarka, X. S. Guo, and W. A. Lanford, *J. Vac. Sci. Technol. B* **7**, 150 (1989).
7. P. S. Peercy, H. J. Stein, B. L. Doyle, and S. T. Picraux, *J. Electron. Mater.* **8**, 11 (1979).
8. C. Boehme and G. Lucovsky, *J. Appl. Phys.* **88**, 6055 (2000).
9. W. Beyer, *Phys. Stat. Sol. (a)* **213**, 1661 (2016).
10. W. Beyer, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **78**, 235 (2003).
11. C. G. V. D. Walle and R. A. Street, *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **377**, 389 (1995).
12. J. Robertson, *Phil. Mag. B* **69**, 307 (1994).
13. R. A. Street, *Phys. Rev. B* **43**, 2454 (1991).
14. P. V. Santos, N. M. Johnson, R. A. Street, M. Hack, R. Thompson, and C. C. Tsai, *Phys. Rev. B* **47**, 10244 (1993).
15. W. B. Jackson and C. C. Tsai, *Phys. Rev. B* **45**, 6564 (1992).
16. S. C. Deane and M. J. Powell, *J. Non-Cryst. Sol.* **198-200**, 295 (1996).
17. К. В. Чиж, Л. В. Арапкина, В. П. Дубков, Д. Б. Ставровский, В. А. Юрьев, М. С. Сторожевых, *Автометрия* **58**, 79 (2022).
18. P. Padushek and P. Eichinger, *Appl. Phys. Lett.* **36**, 62 (1980).
19. H. J. Stein, *J. Electron. Mater.* **5**, 161 (1976).
20. K. V. Chizh, L. V. Arapkina, D. B. Stavrovsky, P. I. Gaiduk, and V. A. Yuryev, *Mater. Sci. Semicond. Process.* **99**, 78 (2019).
21. L. V. Arapkina, K. V. Chizh, D. B. Stavrovskii, V. P. Dubkov, E. P. Lazareva, and V. A. Yuryev, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **230**, 111231 (2021).
22. M. S. Storozhevykh, V. P. Dubkov, L. V. Arapkina, K. V. Chizh, S. A. Mironov, V. A. Chapnin, and V. A. Yuryev, *Proc. SPIE* **10248**, 102480O (2017).
23. D. Davazoglou and V. E. Vamvakas, *J. Electrochem. Soc.* **150**, F90 (2003).
24. E. A. Taft, *J. Electrochem. Soc.* **118**, 1341 (1971).
25. W. Beyer, J. Herion, H. Wagner, and U. Zastrow, *Phil. Mag. B* **63**, 269 (1991).
26. A. Van Wieringen and N. Warmoltz, *Physica* **22**, 849 (1956).
27. Y. L. Huang, Y. Ma, R. Job, and A. G. Ulyashin, *J. Appl. Phys.* **96**, 7080 (2004).
28. W. Beyer, *J. Non-Cryst. Sol.* **198-200**, 40 (1996).