https://doi.org/10.15350/17270529.2022.1.3

УДК 535.341 + 539.26

Кристаллическая структура, оптические свойства и характер запрещенной зоны полупроводниковых пленок Ca_2Si на подложке Al_2O_3

Н. Г. Галкин[1], К. Н. Галкин[1], И. М. Чернев[1], О. В. Кропачев[1], Д. Л. Горошко[1], Е. Ю. Субботин[1] и Д. Б. Мигас[2,3]

[1] Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, Россия, 690041, Владивосток, ул. Радио, 5

[2] Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Беларусь, 220013, Минск, ул. П. Бровки, 6

[3] Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ (Московский инженерно-физический институт), Россия, 115409, Москва, Каширское шоссе, 31

Аннотация. Методом преобразования расходуемого 2D-слоя Mg_2Si в затравочный слой Ca_2Si были впервые сформированы нанокристаллические пленки Ca_2Si на $Al_2O_3(0001)$ с предварительным формированием аморфного 2D-слоя Si. Установлено, что затравочный слой Ca_2Si на сапфировой подложке позволяет выращивать ориентированные пленки Ca_2Si методом молекулярно-лучевой эпитаксии при температуре 250 °C, для которых наблюдается одно эпитаксиальное соотношение: $Ca_2Si(211)/Al_2O_3(0001)$. Исследования оптических свойств и параметров зонной структуры Ca_2Si на сапфире выявили природу прямого фундаментального перехода с энергией 0.88±0.01 эВ. Установлено, что в зонной структуре Ca_2Si наблюдаются четыре прямых межзонных перехода: 0.88, 1.16, 1.49 и 1.61 эВ с увеличивающейся силой осциллятора. При энергиях фотонов от 0.78 эВ до 0.88 эВ основной вклад в поглощение вносит хвост Урбаха на дефектах в нанокристаллах Ca_2Si. Поглощение на межзеренных границах наблюдается при энергиях фотонов от 0.6 эВ до 0.78 эВ, а на свободных носителях – при энергиях менее 0.6 эВ. Полученные результаты важны для оптоэлектроники в ИК области спектра.

Ключевые слова: 2D Mg_2Si, сапфир, шаблон, пленки Ca_2Si, кристальная структура, оптические функции, фундаментальный прямой переход.

✉ *Николай Галкин, e-mail: ngalk@iacp.dvo.ru*

Crystalline Structure, Optical Properties and Band Gap Nature of Semiconductor Ca_2Si Films on Al_2O_3 Substrate

Nikolay G. Galkin[1], Konstantin N. Galkin[1], Igor M. Chernev[1], Oleg V. Kropachev[1], Dmitrii L. Goroshko[1], Evgenii Y. Subbotin[1] and Dmitri B. Migas[2,3]

[1] Institute of Automation and Control Processes of FEB RAS (5, Radio St., Vladivostok, 690041, Russian Federation)

[2] Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (6, P. Browka, Minsk, 220013, Belarus)

[3] National Research Nuclear University MEPhI (Moscow Engineering Physics Institute) (31, Kashirskoe shosse, Moscow, 115409, Russia)

Summary. Nanocrystalline Ca_2Si films on $Al_2O_3(0001)$ were formed for the first time by converting a consumable 2D Mg_2Si layer into a Ca_2Si template with the preliminary formation of an amorphous 2D Si layer. It has been established that a Ca_2Si template on a sapphire substrate makes it possible to grow oriented Ca_2Si films by molecular beam epitaxy (MBE) at a temperature of 250 °C, for which one epitaxial ratio is observed: $Ca_2Si(211)/Al_2O_3(0001)$. The studies of the optical properties and parameters of the Ca_2Si band structure on the sapphire substrate revealed the nature of the direct fundamental transition with the energy of 0.88±0.01 eV. It has been established that four direct interband transitions are observed in the band structure of Ca_2Si: 0.88, 1.16, 1.49, and 1.61 eV with increasing oscillator strength. At photon energies from 0.78 eV to 0.88 eV, the main contribution to absorption is made by the Urbach tail on defects in Ca_2Si nanocrystals. Absorption at grain boundaries is observed at photon energies from 0.6 eV to 0.78 eV and on free carriers - at energies less than 0.6 eV. The results obtained are important for optoelectronics in the near-IR region of the spectrum.

Keywords: 2D Mg_2Si, sapphire, template, Ca_2Si films, crystal structure, optical functions, fundamental direct transition.

✉ *Nikolay Galkin, e-mail: ngalk@iacp.dvo.ru*

ВВЕДЕНИЕ

Полупроводниковые силициды щелочноземельных металлов (Ca, Mg, Ba), включая их тройные соединения, привлекают значительное внимание в качестве материалов для термоэлектрических преобразователей [1 – 4]. Среди указанных элементов кальций (Ca) является одним из самых распространенных в Земле элементов и занимает 5 место в общем их распределении [5]. Силициды кальция образуют шесть соединений Ca_2Si, CaSi, Ca_5Si_3, Ca_3Si_4, $Ca_{14}Si_{19}$ и $CaSi_2$ [6]) с различной кристаллической структурой и составом и имеют широкий спектр свойств от полупроводниковых [7, 8] до полуметаллических [9]. К полупроводниковым силицидам с различной шириной запрещенной зоны относят (Ca_2Si, Ca_3Si_4) [7, 8, 10 – 14], среди которых Ca_2Si привлекает основное внимание [15 – 18]. Согласно *ab initio* теоретическим расчетам, Ca_2Si является прямозонным полупроводником с шириной запрещенной зоны от 0.30 – 0.36 эВ [10 – 12] до 1.02 эВ [13] и может использоваться на кремнии для создания светоизлучающих диодных структур в ближнем инфракрасном диапазоне. Однако прямозонная структура не подтверждена до настоящего времени экспериментальными данными, что было связано с трудностями реализации эпитаксиального роста Ca_2Si на кремнии [15, 16] и определением фундаментального перехода в них в условиях высокой плотности дефектов и пористости.

Для выращенных толстых эпитаксиальных пленок Ca_2Si на кремнии исследована их структура, оптические свойства и фононная структура [17], что позволило только установить в них формирование прямого межзонного перехода при энергии 1.095 эВ и впервые идентифицировать пики комбинационного рассеяния света и пики ИК-поглощения. Но обнаруженный прямой межзонный переход не является фундаментальным, поскольку маскируется поглощением на высокой плотности дефектных состояний в области энергий фотонов 0.5 – 1.0 эВ, близкой к бездисперсионной области в Ca_2Si [17]. Идентификация более высокоэнергетических переходов в пленках Ca_2Si была невозможна за счет их роста на кремниевой подложке с ограничением ее прозрачности выше 1.12 эВ [19]. Для установления природы фундаментального межзонного перехода в Ca_2Si в области энергий фотонов ниже 1.0 эВ необходимо вырастить пленки Ca_2Si на прозрачной ориентирующей подложке, например, сапфире. Это уменьшит вклад подложки в поглощение системы пленка-подложка и увеличит точность определения коэффициента пропускания пленки в области дефектного поглощения, которое было значительным при энергиях фотонов 0.4 – 1.0 эВ, что будет способствовать возможности определения фундаментального перехода в пленках Ca_2Si, как было предложено нами в статье [17].

Целью представленной работы явилось апробация оригинальной методики роста ориентированных пленок Ca_2Si на монокристаллическом сапфире, определение особенностей ее фононной структуры, кристаллической структуры и идентификация фундаментального межзонного перехода и более высоких энергетических переходов в Ca_2Si независимо от его кристаллического качества.

ЭКСПЕРИМЕНТ

Рост пленок полусилицида кальция (Ca_2Si) проводился в сверхвысоковакуумной (СВВ) камере установки OMICRON Compact с базовым вакуумом $2\cdot10^{-11}$ Торр, оснащенной анализатором ДМЭ и ЭОС/ХПЭЭ, блоком молекулярно-лучевых источников кремния (Si), магния (Mg) и кальция (Ca) путем проведения осаждения Mg, Ca и Si на монокристаллический сапфир – $Al_2O_3(0001)$ в различных температурных режимах. Для сапфировых подложек атомарно-чистую поверхность $Al_2O_3(0001)1\times1$ получали отжигом в СВВ-камере при температуре не выше 830 ^{o}C, что обеспечивало сохранение гладкой поверхности без ее термического растравливания. Для повторения методики роста жертвенного слоя Mg_2Si [17] на атомарно-чистой поверхности сапфира сначала формировали аморфный слоя кремния толщиной около 10 нм путем осаждения атомов кремния при

комнатной температуре, на котором выращивали методом реактивной эпитаксии при 150 °C тонкую пленку Mg_2Si (образец ***A***, таблица). Реактивное осаждение атомов кальция с малой скоростью при температуре 250 °C позволило преобразовать жертвенный слой Mg_2Si на сапфире, как было установлено ранее на кремниевых подложках [17], в затравочный слой Ca_2Si, на котором потом выращивалась пленка Ca_2Si большей толщины методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Данная методика для сапфира является оригинальной и опробована впервые. Это позволило вырастить ориентированную пленку Ca_2Si на сапфировой подложке и исследовать ее край фундаментального поглощения, а также – ее основные межзонные переходы при энергиях фотонов более 1.5 эВ без влияния кремниевой подложки. Для сравнения на сапфировой подложке с атомарно-чистой поверхностью при температуре 250 °C был выращен методом соосаждения Ca и Si слой Ca_2Si без формирования жертвенного слоя Mg_2Si (образец ***B***, таблица). Особенностью являлось постепенное уменьшение температуры подложки в процесс осаждения атомов кальция и кремния до 100 °C. В качестве сублимационного источника кремния использовались прямоугольные полоски кремния (4×12 мм^2) с проводимостью p-типа с удельным сопротивлением 1000 Ом·см и ориентацией Si(111). Во всех ростовых экспериментах в качестве испарительных источников магния и кальция использовались ячейки Кнудсена из пиролитического нитрида бора с небольшими навесками Mg и Ca (около 10 – 15 мг) при пропускании постоянного тока через резистивный нагревательный элемент. Скорости осаждения Mg, Ca и Si, откалиброванные по кварцевым датчикам толщины, составляли 0.9 нм/мин, 0.1 – 7.6 нм/мин и 0.9 нм/мин, соответственно, в разных экспериментах.

Таблица – Ростовые параметры и структура образцов с пленками силицидов Ca

Table – Growth parameters and structure of samples with Ca silicide films

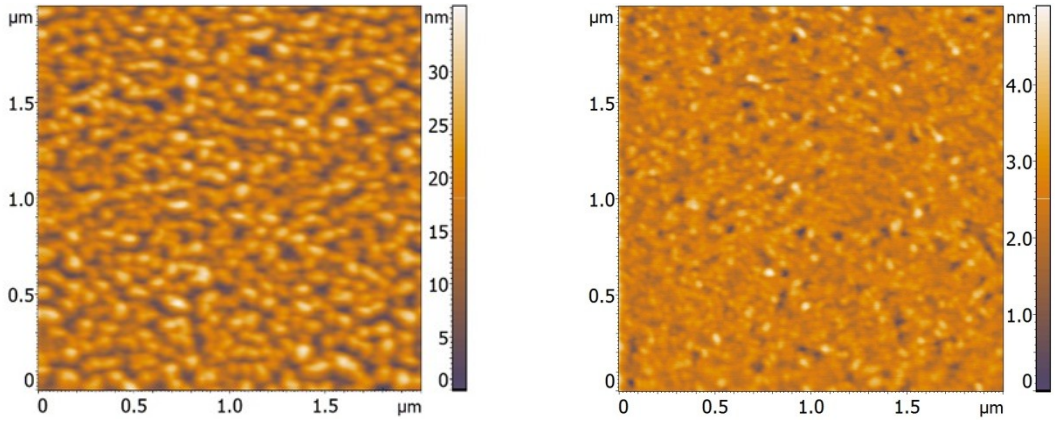
Образец Sample	**Подложка** Substrate	**Осажденные материалы** Deposited materials	**Скорость осаждения: υ_{Mg}, υ_{Ca}; υ_{Si}, нм/мин** Deposition rate: υ_{Mg}, υ_{Ca}; υ_{Si}, nm/min	**Температура подложки, °C** Substrate temperature, °C	**Время осаждения, мин** Deposition time, min	**Толщина силицида, nm** Silicide thickness, nm	**Данные рентгеновской дифракции** X-ray diffraction data
A	Al_2O_3(001)	Si Mg Ca Ca+Si	0.9 0.4 0.1 7.5+0.9	30 150 300 250	12 1 20 30	95	Ca_2Si (211)/Al_2O_3 (0001) и CaSi(001)/ Al_2O_3(0001)
B	Al_2O_3(001)	Ca+Si	7.0 + 0.9	250	30	70	Аморфный Ca_2Si

Морфологию гетероструктур Ca_2Si/Al_2O_3(0001) исследовали методом атомной силовой микроскопии (АСМ) на сканирующем зондовом микроскопе Solver P47 в полуконтактном режиме сразу после выгрузки образцов из ростовой камеры, чтобы уменьшить влияние окисления на морфологию пленки. Спектры отражения (R-спектры) и спектры пропускания (T-спектры) выращенных образцов регистрировали в течение одного дня после выгрузки при комнатной температуре в диапазоне энергий фотонов 0.05 – 6.20 эВ на спектрофотометре Hitachi U-3010 с интегрирующей сферой и Фурье-спектрометре Bruker Vertex 80v. Расчеты оптических функций проводили в области прозрачности из спектров пропускания и отражения [19]. Спектры комбинационного рассеяния света (КРС) с длиной волны возбуждающего излучения 488 нм регистрировали также при комнатной температуре на спектрофотометре LabRam HR 800 после хранения образца на воздухе не более 1 дня для уменьшения окисления выращенных пленок. Структура пленок силицида Ca изучалась на дифрактометре RIGAKU SmartLab (вращающийся анод мощностью 9 кВт, CuKα-излучение,

параллельный пучок (CBO-оптика), режим 2θ/ω, размер падающего пучка 0.1 мм), с использованием кремниевого держателя образца с нулевым фоном и HyPix-3000 детектора (режим измерения 1D). Дифракционная картина записывалась в диапазоне углов 2θ от 5° до 80°, с шагом 2θ 0.01°.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Морфологию выращенных пленок изучали методом АСМ. Пленка в образце ***A*** (рис. 1, *a*) состоит из плотно сросшихся круглых и продолговатых зерен размером 50 – 100 нм. Их среднеквадратичная шероховатость составляет 4.44 нм. Зерна располагаются на подложке хаотично, что указывает на их слабую кристаллизацию на поверхности. Пленка в образце ***B*** почти атомарно гладкая со среднеквадратичной шероховатостью 0.47 нм (рис. 1, *b*). Она состоит из зерен размером 20 – 50 нм без заметной огранки; поэтому ее можно рассматривать как нанокристаллическую или аморфную пленку.



a) *b*)

Рис. 1. Морфология пленок Ca_2Si, выращенных на сапфировой подложке с использованием (образец *A*) (*a*) и без шаблона Mg_2Si/Ca_2Si (образец *B*) (*b*)

Fig. 1. Morphology of Ca_2Si films grown on a sapphire substrate with (sample ***A***) (a) and without using of Mg_2Si/Ca_2Si template (sample ***B***) (b)

Кристаллическую структуру выращенных пленок Ca_2Si исследовали методом рентгеновской дифракции (РД). Установлено, что в образце ***A*** на сапфире наблюдаются два пика от $Ca_2Si(422)$ (основной вклад), связанные с эпитаксиальной связью $Ca_2Si(211)/Al_2O_3(0001)$ и от Ca Si(002) (незначительный вклад) (рис. 2, *a* и таблица). Других ориентировок зерен Ca_2Si и CaSi не наблюдалось. Следовательно, можно говорить об ориентированном росте пленки по предлагаемому способу путем предварительного осаждения слоя аморфного кремния, формирования расходуемого слоя Mg_2Si, превращения его в затравочный слой Ca_2Si с последующим ростом толстой пленки Ca_2Si (95 нм) методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) при соотношении скоростей осаждения Ca/Si υCa/υ Si = 8.4 и T = 250 °C. Кроме того, химический состав пленки Ca_2Si был оценен по спектрам комбинационного рассеяния (рис. 2, *b*). В образце ***A*** наблюдаются узкие и интенсивные пики КРС при 109, 117, 132, 142 и 197 $см^{-1}$, которые по интенсивности и положению хорошо соответствуют образованию кристаллических зерен Ca_2Si [17]. В отличие от эпитаксиальной пленки Ca_2Si [17] на рис. 2, *b*) наблюдается "красный" сдвиг ряда пиков: от 144 $см^{-1}$ к 142 $см^{-1}$, от 188 $см^{-1}$ к 176 $см^{-1}$ и от 203 $см^{-1}$ к 197 $см^{-1}$ с изменением соотношения амплитуд и уширением, что соответствует уменьшению размеров кристаллитов по некоторым направлениям. Также наблюдается небольшой по амплитуде и уширенный КРС-пик при 356 $см^{-1}$, что соответствует незначительному вкладу от нанокристаллов с составом CaSi [20] в данном образце, который также был идентифицирован по данным РД (образец ***A***, таблица и рис. 2, *a*). В пленке образца ***B*** по данным РД не просматриваются ни первый (47.1°),

ни второй пики (64.64°) (рис. 2, *a*), замеченные для образца ***A***, что соответствует аморфной структуре выращенной пленки в образце ***B***. Оценка параметров кристаллической решетки в пленке образца ***A***, как для Ca_2Si, так и для CaSi показала, что нанокристаллы находятся в сжатом состоянии в пределах 1.52 % и 1.34 %, соответственно. По данным спектра КРС образец ***B*** (рис. 1, *b*) не имеет выраженных пиков, но сформированные уширенные пики при 120 – 200 см$^{-1}$ с малой интенсивностью соответствуют по положению Ca_2Si [20], но находящемся в аморфном состоянии, что подтверждают данные РД (рис. 2, *a*). Это означает, что при меньшей толщине (70 нм) и более низкой температуре роста в пленке на образце ***B***, кристаллизации не наблюдается. Появление малоинтенсивного и уширенного пика при 356 см$^{-1}$ также указывает на присутствие в пленке небольшого количества аморфной фазы CaSi [20].

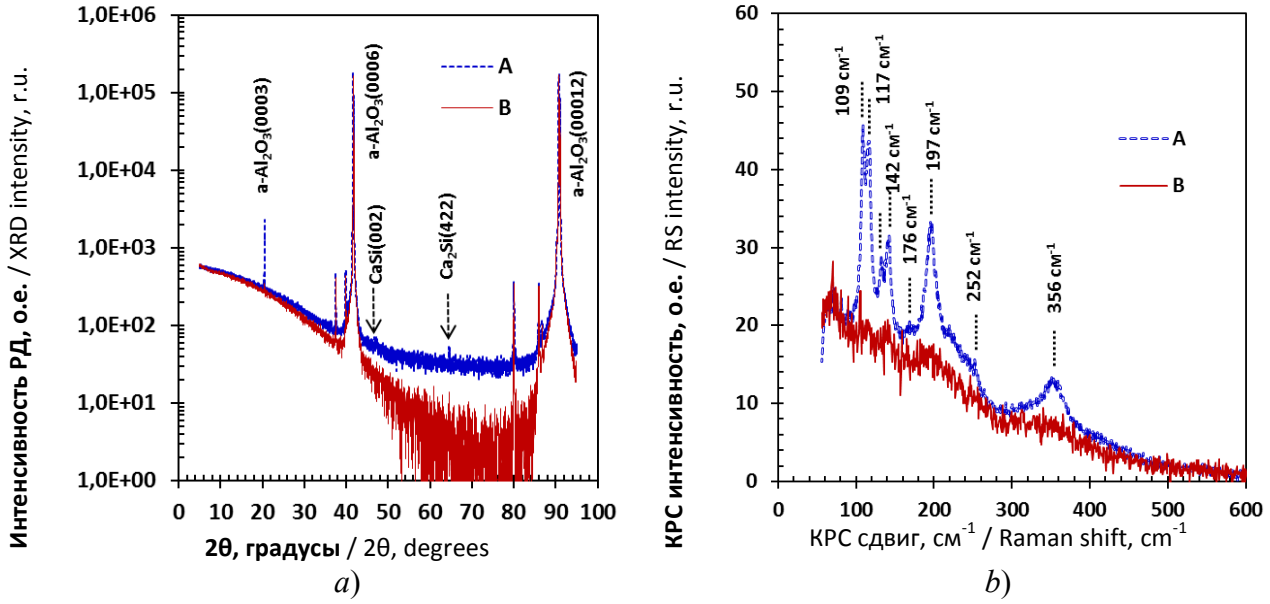


Рис. 2. Спектры РД (*a*) и спектры КРС (*b*) для двух образцов с пленками Ca_2Si на сапфире. нанокристаллическая пленка в образце *A* и аморфная пленка в образце *B*

Fig. 2. XRD spectra (a) and Raman spectra (b) for two samples with Ca_2Si films on sapphire, nanocrystalline film in sample ***A*** and amorphous film in sample ***B***

Спектры пропускания (T) и отражения (R) (рис. 3) показывают, что прозрачность пленки Ca_2Si в образцах ***A*** и ***B*** наблюдается до энергии фотонов около 2.5 эВ. Благодаря прозрачности сапфира в этом диапазоне энергий фотонов и толщине пленки Ca_2Si 95 нм и 70 нм (таблица) в спектре отражения формируется выраженный интерференционный пик около 1.0 эВ (рис. 3). Соответственно в спектре пропускания появляется слабый пик при 1.2 эВ. Для более толстой и упорядоченной пленки (образец ***A***) наблюдаются пики с энергиями 1.75, 2.1, 2.8, 3.6 и 4.5 эВ, близкие к положению основных пиков в эпитаксиальных пленках Ca_2Si [17]. Для пленки Ca_2Si в образце ***B*** эти пики размыты из-за ее аморфного состояния. Однако форма спектра отражения при энергиях фотонов 1.6 – 6.5 эВ хорошо согласуется с формой спектра отражения эпитаксиальных пленок Ca_2Si на кремнии [17].

Расчеты оптических функций были проведены для пленок Ca_2Si в образцах ***A*** и ***B***, поскольку первый обладает выраженной нанокристаллической структурой, а второй аморфной структурой. Это сделано для того, чтобы выяснить природу основных межзонных переходов независимо от кристаллического состояния пленки Ca_2Si, а также выяснить вклад второй фазы, наблюдавшейся по данным РД (рис. 2, *a*) и КРС-спектроскопии (рис. 2, *b*) в обеих пленках.

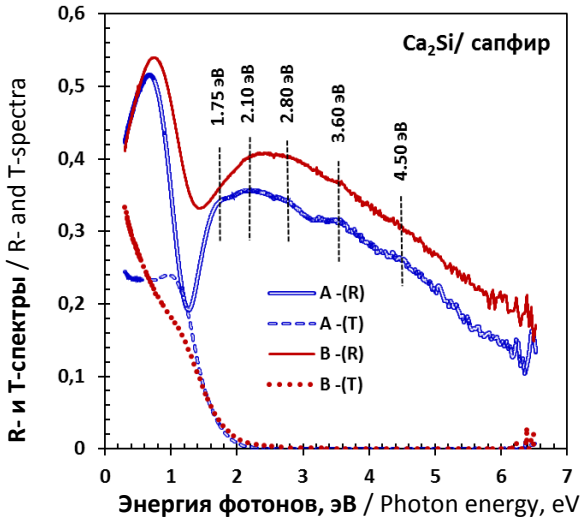


Рис. 3. Спектры пропускания (T) и отражения (R) от системы Ca_2Si/сапфир для образцов *A* и *B*

Fig. 3. Transmission (T) and reflection (R) spectra from the Ca_2Si/sapphire system for samples ***A*** and ***B***

На рис. 4, *a* представлены данные для коэффициента преломления (n) и коэффициента экстинкции (k) для обеих пленок, рассчитанные из двухслойной модели по спектрам пропускания и отражения системы пленка-подложка [19]. Видно, что в спектрах коэффициента преломления наблюдается одинаковый ход зависимостей в области малых энергий (0.8 – 1.2 эВ). Это связано с интерференционным вкладом от пленок с близкими толщинами, что не позволяет их использовать для оценки величины бездисперсионного коэффициента преломления. При этом данные для спектров коэффициента экстинкции (рис. 4, *a*) полностью совпадают в диапазоне энергий фотонов 0.7 – 1.6 эВ и несколько различаются при больших (более 1.7 эВ), что соответствует изменениями в плотности состояний в нанокристаллической и аморфной пленках Ca_2Si. Различие при меньших энергиях фотонов (менее 0.7 эВ) в коэффициентах экстинкции также связано интерференционными особенностями в области прозрачности пленок Ca_2Si. Указанные различия наблюдаются и в спектре коэффициента поглощения (рис. 4, *b*).

Для определения природы межзонных переходов была проверена линейность участков зависимостей корня квадратного из коэффициента поглощения и квадрата коэффициента поглощения от энергии фотонов. Линейные участки были обнаружены только для второй спектральной зависимости (рис. 4, *d*), которые соответствует прямому межзонному переходу [21]. Фундаментальный прямой межзонный переход наблюдался при энергии $E_g = 0.88 \pm 0.01$ эВ, как для нанокристаллической, так и для аморфной пленки Ca_2Si на сапфире. Второй прямой межзонный переход имеет энергию $E_2 = 1.16 \pm 0.01$ эВ, что не очень согласуется с оным для эпитаксиальной пленки Ca_2Si на монокристаллическом кремнии $E_2 = 1.095 \pm 0.15$ эВ [17]. Наиболее сильным является третий прямой межзонный переход с энергией $E_3 = 1.49 \pm 0.01$ эВ. Его идентификация стала возможной из-за высокой прозрачности системы пленка $Ca_2Si/Al_2O_3(0001)$ в диапазоне энергий до 2.5 эВ (рис. 3). Поглощение несколько ниже основного перехода (0.88 эВ), что может соответствовать образованию края Урбаха в запрещенной зоне Ca_2Si за счет изменения ширины запрещенной зоны в Ca_2Si за счет случайного распределения дефектов в отдельных нанокристаллах и распространения плотности состояний в запрещенную зону [21]. Проверку экспоненциального убывания коэффициента поглощения (α) с энергией фотона для пленок в образцах ***A*** и ***B*** проводили по графику зависимости энергии фотона функции α в полулогарифмическом масштабе (рис. 4, *c*). В ограниченном диапазоне энергий фотонов наблюдаются линейные участки при 0.78 – 0.88 эВ, что свидетельствует об образовании хвоста Урбаха в выращенных пленках Ca_2Si. Поглощение при энергиях фотонов 0.6 – 0.78 эВ можно объяснить поглощением на дефектах на границах зерен, поскольку пленки Ca_2Si являются нанокристаллическими или

содержат аморфную фазу. Небольшой рост коэффициента поглощения ниже 0.6 эВ в образце ***A*** (рис. 4, *b*), по-видимому, связан с поглощением на свободных носителях в нанокристаллах CaSi (пик КР при 356 см$^{-1}$, рис. 2, *b*), в которых высокая плотность свободных носителей вблизи уровня Ферми и полуметаллический характер проводимости [9, 22, 23]. Заметный вклад фазы CaSi в пленку в образце ***B*** не наблюдается.

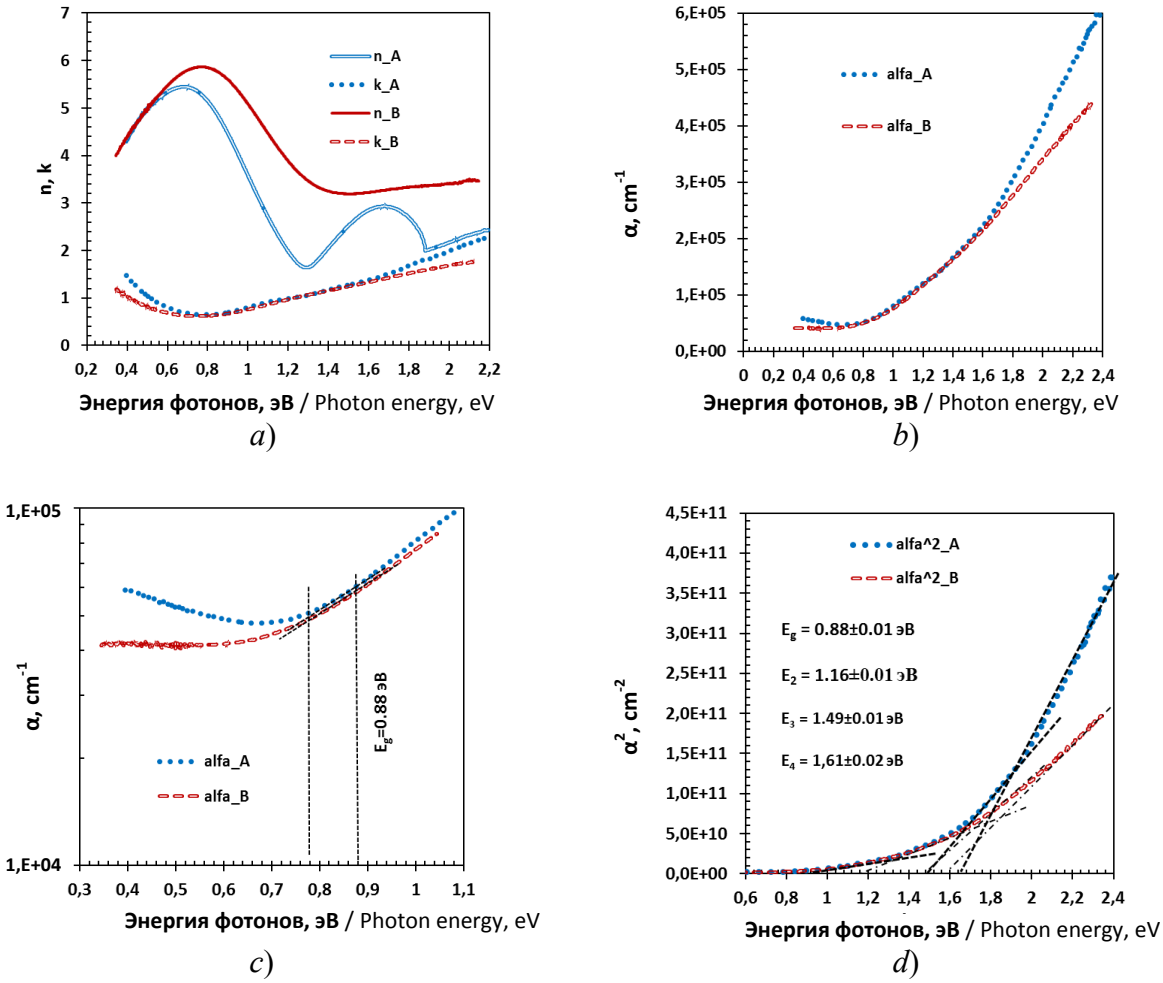


Рис. 4. Спектры: *a*) – коэффициентов преломления (n) и экстинкции (k), *b*) – коэффициента поглощения (α), *c*) – зависимость lgα от энергии фотона для определения хвоста Урбаха [21] и *d*) – квадрата коэффициента поглощения (α^2) для пленок Ca_2Si на сапфировой подложке в образцах *A* и *B*

Fig. 4. Spectra: a) – refractive index (n) and extinction coefficient (k), b) – absorption coefficient (α), c) – the dependence lgα from photon energy for determining the Urbach tail [21] and d) – absorption coefficient squared (α^2) for Ca_2Si films on a sapphire substrate in samples ***A*** and ***B***

ОБСУЖДЕНИЕ

Рост пленок Ca_2Si на сапфировой подложке с использованием расходуемого слоя Mg_2Si и формирование затравочного слоя Ca_2Si показали, что это обеспечивает формирование ориентированных нанокристаллических пленок Ca_2Si. Рассмотрим, влияет ли нарушение ориентации эпитаксиальных зерен на оптические функции и параметры электронной структуры пленок Ca_2Si. Форма спектров отражения, измеренных на сапфире (рис. 3), весьма сходна с максимумом отражения при энергии фотона 2.1 эВ с последующим уменьшением коэффициент отражения с энергией фотона для обоих выращенных образцов. Несмотря на некоторые различия в спектральных зависимостях коэффициента поглощения при энергиях фотонов выше 0.9 эВ для пленок Ca_2Si на сапфире (рис. 4, *b*), экстраполяция линейных участков зависимости квадрата коэффициента поглощения от энергии фотона дает очень

малое отклонение в значениях энергии фундаментального межзонного перехода 0.88±0.01 эВ для пленок Ca_2Si на сапфире (рис. 4, *d*). Это свидетельствует о достаточно малом влиянии ориентации основных зерен как в нанокристаллической, так и в аморфной пленках Ca_2Si на сапфире и независимо от наличия дополнительной полуметаллической фазы CaSi [9, 22, 23]. Следовательно, рост Ca_2Si на сапфире позволил определить прямой фундаментальный переход.

Теоретические результаты [10, 12, 24 – 26] указывают на высокую плотность состояний в валентной зоне и в зоне проводимости монокристаллического Ca_2Si, обеспечивающую высокий коэффициент поглощения только при энергиях переходов выше 1 эВ. Более того, первый прямой переход имеет очень малую силу осциллятора [10]. Теоретические расчеты коэффициента поглощения в диапазоне энергий от 0.26 эВ до 1.0 эВ дали значения не выше $2.0 \cdot 10^4$ см$^{-1}$ [24]. Эти данные подтверждаются проведенными в настоящей работе экспериментальными исследованиями нанокристаллических и аморфных пленок Ca_2Si на сапфировых подложках при комнатной температуре. При энергиях фотонов 0.8 – 1.0 эВ коэффициент поглощения в пленках Ca_2Si составляет $(4 – 5) \cdot 10^4$ см$^{-1}$ (рис. 4, *b*), что сравнимо с расчетными данными [24], но несопоставимо со значениями коэффициента поглощения в области основного прямозонного перехода ($(1 – 5) \cdot 10^5$ см$^{-1}$) в полупроводниковых соединениях A_3B_5 [27 – 32]. Таким образом, перспектива эффективных излучательных переходов в орторомбическом Ca_2Si остается значительной при снижении плотности дефектов и повышении качества эпитаксиальных пленок Ca_2Si. При этом за счет существования трех прямых межзонных переходов с высокой плотностью состояний возможно увеличение фотоспектрального сигнала в диодах Ca_2Si/Si в диапазоне энергий фотонов 0.88 – 2.5 эВ.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Впервые разработана и апробирована оригинальная методика выращивания ориентированных пленок Ca_2Si на монокристаллическом сапфире (Al_2O_3(0001)) с использованием жертвенного слоя двумерного силицида магния (2D Mg_2Si), который легко превращается в Ca_2Si при 250 °C в атомарном потоке Ca. Методом РД установлено, что при росте методом затравочного слоя формируется нанокристаллическая пленка Ca_2Si с одним эпитаксиальным соотношением: Ca_2Si(211)/Al_2O_3(0001), а в качестве дополнительной фазы формируются отдельные нанокристаллы CaSi с ориентацией CaSi(001)/Al_2O_3(0001). Фазовый состав нанокристаллов подтвержден данными РД и спектроскопии КРС. На сапфировой подложке без предварительного формирования затравочного слоя растет при осаждении методом МЛЭ только аморфная пленка с составом близким к Ca_2Si, что подтверждается данными РД и спектроскопии КРС. Обе пленки Ca_2Si сохраняют прозрачность до 2.5 эВ. Методами оптической спектроскопии и модельными расчетами установлено, что зонная структура Ca_2Si содержит четыре прямых межзонных перехода, в том числе фундаментальный прямой межзонный переход при 0.88 эВ. Показано, что в диапазоне энергий фотонов от 0.88 эВ до 0.78 эВ идентифицирован хвост Урбаха, обусловленный состояниями ниже дна проводимости и выше потолка валентной зоны, связанными с состояниями дефектов в нанокристаллах. Вклад фазы CaSi связан с поглощением на свободных носителях, инжектируемых в пленку Ca_2Si при энергиях фотонов менее 0.6 эВ.

Работа выполнена с финансовой поддержкой гранта РФФИ – БРФФИ в 2022 году (№ 20-52-00001-Бел_а) и гранта Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант № Ф20Р-003).

The work was supported by a grant from the Russian Foundation for Basic Research – BRFFR in 2022 (No. 20-52-00001-Bel_a) and by a grant of Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research (grant No. F20R-003).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Borisenko V. E. Semiconducting Silicides. Berlin: Springer, 2000. https://doi.org/10.1007/978-3-642-59649-0

2. Burkov A. T., Novikov S. V., Khovaylo V. V., Schumann J. Energy filtering enhancement of thermoelectric performance of nanocrystalline $Cr_{1-x}Si_x$ composites // Journal Alloys & Compounds, 2017, vol. 691, iss. 8, pp. 89-94. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.08.117

3. Zouak B., Zirmi R., Belkaid M. S., Pasquinelli M. Study of Mg_2Si thin fi lm and ultra-thin film formation for thermoelectric applications // Journal of Electronic Materials, 2019, vol. 48, pp. 2095-2102. https://doi.org/10.1007/s11664-019-07003-1

4. Hirayama N., Iida T., Nishio K., Kogo Y., Takarabe K., Hamada N. Influence of native defects on structural and electronic properties of magnesium silicide // Japanese Journal of Applied Physics, 2017, vol. 56, no. 5S1, pp. 05DC05. https://doi.org/10.7567/JJAP.56.05DC05

5. Clarke F. W. The relative abundance of the chemical elements // In book: Bulletin of the Philosophical Society of Washington. Hardcover – January 1, 1892, vol. XI, pp. 131-142. https://www.dropbox.com/s/eiwvh6yurwuj6il/Volume%2011.pdf?dl=0&page=168

6. Manfrietti P., Fornasini M. L., Palenzona A. The phase diagram of the Ca-Si system // Intermetallics, 2000, vol. 8, pp. 223-228. https://doi.org/10.1016/S0966-9795(99)00112-0

7. Imai I, Watanabe A. Energetics of alkaline-earth metal silicides calculated using a first-principle pseudopotential method // Intermetallics, 2002, vol. 10, iss. 4, pp. 333-341. https://doi.org/10.1016/S0966-9795(02)00003-1

8. Moll A., Viennois R., Hermet P., Haidoux A., Bantignies J.-L., Beaudhuin M. Stability and properties of the friendly environmental Zintl phases: Ca_3Si_4 and $Ca_{14}Si_{19}$ // Acta Materialia, 2017, vol. 125, pp. 490-497. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.12.023

9. Bisi O., Braikovich L., Carbone C., Lindau I., Iandelli A., Olcese G. L., Palenzona A. Chemical bond and electronic states in calcium silicides: Theory and comparison with synchrotron-radiation photoemission // Physical Review B, 1989, vol. 40, no. 15, pp. 10194-10209. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.40.10194

10. Migas D. B., Miglio L., Shaposhnikov V. L., Borisenko V. E. Comparative study of structural, electronic and optical properties of Ca_2Si, Ca_2Ge, Ca_2Sn and Ca_2Pb // Physical Review B, 2003, vol. 67, pp. 205203. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.67.205203

11. Hu J., Kato A., Sadoh T., Maeda Y., Galkin K. N., Turchin T. V., Galkin N. G., Tatsuoka H. Optical and electronic properties of M_2Si (M = Mg, Ca and Sr) grown by reactive deposition technique // International Journal of Modern Physics B, 2010, vol. 24, no. 23, pp. 3693-3699. http://dx.doi.org/10.1142/S0217979210056657

REFERENCES

1. Borisenko V. E. *Semiconducting Silicides*. Berlin: Springer, 2000. https://doi.org/10.1007/978-3-642-59649-0

2. Burkov A. T., Novikov S. V., Khovaylo V. V., Schumann J. Energy filtering enhancement of thermoelectric performance of nanocrystalline $Cr_{1-x}Si_x$ composites. *Journal Alloys & Compounds*, 2017, vol. 691, iss. 8, pp. 89-94. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.08.117

3. Zouak B., Zirmi R., Belkaid M. S., Pasquinelli M. Study of Mg_2Si thin film and ultra-thin film formation for thermoelectric applications. *Journal of Electronic Materials*, 2019, vol. 48, pp. 2095-2102. https://doi.org/10.1007/s11664-019-07003-1

4. Hirayama N., Iida T., Nishio K., Kogo Y., Takarabe K., Hamada N. Influence of native defects on structural and electronic properties of magnesium silicide. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2017, vol. 56, no. 5S1, pp. 05DC05. https://doi.org/10.7567/JJAP.56.05DC05

5. Clarke F. W. The relative abundance of the chemical elements. In book: *Bulletin of the Philosophical Society of Washington*. Hardcover – January 1, 1892, vol. XI, pp. 131-142. https://www.dropbox.com/s/eiwvh6yurwuj6il/Volume%2011.pdf?dl=0&page=168

6. Manfrietti P., Fornasini M. L., Palenzona A. The phase diagram of the Ca-Si system. *Intermetallics*, 2000, vol. 8, pp. 223-228. https://doi.org/10.1016/S0966-9795(99)00112-0

7. Imai I, Watanabe A. Energetics of alkaline-earth metal silicides calculated using a first-principle pseudopotential method. *Intermetallics*, 2002, vol. 10, iss. 4, pp. 333-341. https://doi.org/10.1016/S0966-9795(02)00003-1

8. Moll A., Viennois R., Hermet P., Haidoux A., Bantignies J.-L., Beaudhuin M. Stability and properties of the friendly environmental Zintl phases: Ca_3Si_4 and $Ca_{14}Si_{19}$. *Acta Materialia*, 2017, vol. 125, pp. 490-497. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.12.023

9. Bisi O., Braikovich L., Carbone C., Lindau I., Iandelli A., Olcese G. L., Palenzona A. Chemical bond and electronic states in calcium silicides: Theory and comparison with synchrotron-radiation photoemission. *Physical Review B*, 1989, vol. 40, no. 15, pp. 10194-10209. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.40.10194

10. Migas D. B., Miglio L., Shaposhnikov V. L., Borisenko V. E. Comparative study of structural, electronic and optical properties of Ca_2Si, Ca_2Ge, Ca_2Sn and Ca_2Pb. *Physical Review B*, 2003, vol. 67, pp. 205203. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.67.205203

11. Hu J., Kato A., Sadoh T., Maeda Y., Galkin K. N., Turchin T. V., Galkin N. G., Tatsuoka H. Optical and electronic properties of M_2Si (M = Mg, Ca and Sr) grown by reactive deposition technique. *International Journal of Modern Physics B*, 2010, vol. 24, no. 23, pp. 3693-3699. http://dx.doi.org/10.1142/S0217979210056657

12. Migas D. B., Bogorodz V. O., Filonov A. B., Shaposhnikov V. L., Borisenko V. E., Galkin N. G. Electronic properties of semiconducting Ca_2Si silicide: From bulk to nanostructures by means of first principles calculations // Japanese Journal of Applied Physics, 2015, vol. 54(7S2). pp. 07JA03(1-7). http://dx.doi.org/10.7567/JJAP.54.07JA03

13. Lebegue S., Arnaud B., Alouani M. Calculated quasiparticle and optical properties of orthorombic and cubic Ca_2Si // Physical Review B, 2005, vol. 72, iss. 8, pp. 085103(1-8). https://doi.org/10.1103/PhysRevB.72.085103

14. Migas D. B., Shaposhnikov V. L., Filonov A. B., Dorozhkin N. N., Borisenko V. E. New semiconductor silicide Ca_3Si_4 // Journal of Physics: Condensed Matter, 2007, vol. 19, iss. 34, pp. 346207. https://doi.org/10.1088/0953-8984/19/34/346207

15. Wen C., Nonomura T., Kato A., Kenichi Y., Udono H., Isobe K., Otake M., Kubota Y., Nakamura T., Hayakawa Y., Tatsuoka H. Electrical properties of Ca_2Si sintered compact synthesized by spark plasma sintering // Physics Procedia, 2011, vol. 11, pp. 106-111. http://dx.doi.org/10.1016/j.phpro.2011.01.038

16. Takagi N., Sato Y., Matsuyama T., Tatsuoka H., Tanaka M., Fengmin C., Kuwabara H. Growth and structural properties of Mg_2Si and Ca_2Si bulk crystals // Applied Surface Science, 2005, vol. 244, pp. 330-333. https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2004.10.087

17. Galkin N. G., Galkin K. N., Dotsenko S. A., Pyachin S. A., Astapov I. A. Ca_2Si(100) epitaxial films on the Si(111) substrate: template growth, structural and optical properties // Materials Science in Semiconductor Processing, 2020, vol. 113, pp. 105036. https://doi.org/10.1016/j.mssp.2020.105036

18. Galkin N. G., Maslov A. M., Konchenko A. V. Optical and photospectral properties of $CrSi_2$ A-type epitaxial layers on Si(111) // Thin Solid Films, 1997, vol. 311, pp. 230-238. https://doi.org/10.1016/S0040-6090(97)00678-0

19. Dozsa L., Molnar G., Zolnai Z., Dobos L., Pecz B., Galkin N. G., Dotsenko S. A., Bezbabny D. A., Fomin D. V. Formation and characterization of semiconductor Ca_2Si layers prepared on p-type silicon covered by an amorphous silicon cap // Journal of Materials Science, 2013, vol. 48, pp. 2872-2882. https://doi.org/10.1007/s10853-012-6945-6

20. Galkin N. G., Galkin K. N., Tupkalo A. V., Fogarassy Z., Pécz B. A low temperature growth of Ca silicides on Si(100) and Si(111) substrates: formation, structure, optical properties and energy band structure parameters // Journal of Alloys and Compounds, 2020, vol. 813, pp. 152101. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152101

21. Pankov J. I. Optical Processes in Semiconductors, 2nd Revised ed. edition, Dover Books on Physics, New York, 2010. 448 p.

12. Migas D. B., Bogorodz V. O., Filonov A. B., Shaposhnikov V. L., Borisenko V. E., Galkin N. G. Electronic properties of semiconducting Ca_2Si silicide: From bulk to nanostructures by means of first principles calculations. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2015, vol. 54(7S2). pp. 07JA03(1-7). http://dx.doi.org/10.7567/JJAP.54.07JA03

13. Lebegue S., Arnaud B., Alouani M. Calculated quasiparticle and optical properties of orthorombic and cubic Ca_2Si. *Physical Review B*, 2005, vol. 72, iss. 8, pp. 085103(1-8). https://doi.org/10.1103/PhysRevB.72.085103

14. Migas D. B., Shaposhnikov V. L., Filonov A. B., Dorozhkin N. N., Borisenko V. E. New semiconductor silicide Ca_3Si_4. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2007, vol. 19, iss. 34, pp. 346207. https://doi.org/10.1088/0953-8984/19/34/346207

15. Wen C., Nonomura T., Kato A., Kenichi Y., Udono H., Isobe K., Otake M., Kubota Y., Nakamura T., Hayakawa Y., Tatsuoka H. Electrical properties of Ca_2Si sintered compact synthesized by spark plasma sintering. *Physics Procedia*, 2011, vol. 11, pp. 106-111. http://dx.doi.org/10.1016/j.phpro.2011.01.038

16. Takagi N., Sato Y., Matsuyama T., Tatsuoka H., Tanaka M., Fengmin C., Kuwabara H. Growth and structural properties of Mg_2Si and Ca_2Si bulk crystals. *Applied Surface Science*, 2005, vol. 244, pp. 330-333. https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2004.10.087

17. Galkin N. G., Galkin K. N., Dotsenko S. A., Pyachin S. A., Astapov I. A. Ca_2Si(100) epitaxial films on the Si(111) substrate: template growth, structural and optical properties. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 2020, vol. 113, pp. 105036. https://doi.org/10.1016/j.mssp.2020.105036

18. Galkin N. G., Maslov A. M., Konchenko A. V. Optical and photospectral properties of $CrSi_2$ A-type epitaxial layers on Si(111). *Thin Solid Films*, 1997, vol. 311, pp. 230-238. https://doi.org/10.1016/S0040-6090(97)00678-0

19. Dozsa L., Molnar G., Zolnai Z., Dobos L., Pecz B., Galkin N. G., Dotsenko S. A., Bezbabny D. A., Fomin D. V. Formation and characterization of semiconductor Ca_2Si layers prepared on p-type silicon covered by an amorphous silicon cap. *Journal of Materials Science*, 2013, vol. 48, pp. 2872-2882. https://doi.org/10.1007/s10853-012-6945-6

20. Galkin N. G., Galkin K. N., Tupkalo A. V., Fogarassy Z., Pécz B. A low temperature growth of Ca silicides on Si(100) and Si(111) substrates: formation, structure, optical properties and energy band structure parameters. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 813, pp. 152101. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152101

21. Pankov J. I. *Optical Processes in Semiconductors*, 2nd Revised ed. edition, Dover Books on Physics, New York, 2010. 448 p.

22. Affronte M., Laborde O., Olsece G. L., Palenzona A. Low temperature properties of calcium mono- and disilicides // Journal of Alloys and Compounds, 1998, vol. 274, pp. 68-73. https://doi.org/10.1016/S0925-8388(98)00570-2

23. Galkin N. G., Galkin K. N., Chernev I. M., Goroshko D. L., Chusovitin E. A., Shevlyagin A. V., Usenko A. A., Khovaylo V. V. Comparison of the structural, optical and thermoelectrical properties of Ca silicide films with variable composition on Si substrates // Defect and Diffusion Forum, 2018, vol. 386, pp. 3-8. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.386.3

24. Deng Y., Yan W., Zhang C., Qin X., Zhou S. Electronic structure and optical properties of C-doped Ca_2Si // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2018, vol. 381, pp. 012015. http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/381/1/012015

25. Feng Y., Xie Q., Gao R., Shen X., Wang Y., Chen Q. First-principles calculation of electronic structure and optical properties of K-doped orthorhombic Ca_2Si // Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, vol. 33, pp. 155-160. (In Chinese).

26. Cen W. F., Yang Y. Y., Fan M. H., et.al. Electronic structure and optical properties of orthorhombic P-doped Ca_2Si calculated by the first-principles // Acta Photonica Silica, 2014, vol. 43, pp. 0816003. (In Chinese). doi: 10.3788/gzxb20144308.0816003; file:///C:/Users/elle/Downloads/0816003-2.pdf

27. Jellison G. E., Modine F. A. Optical absorption of silicon between 1.6 and 4.7 eV at elevated temperatures // Applied Physics Letters, 1982, vol. 41, pp. 180-182. https://doi.org/10.1063/1.93454

28. Poruba A., Spinger J., Mullerova L., Vanecek M., Wyrsch N., Shah A. Temperature dependence of the optical absorption coefficient of microcrystalline silicon // Journal of Non-Crystalline Solids, 2004, vol. 338-340, pp. 222-227. https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2004.02.058

29. Nguyen H. T., Rougieux F. E., Mitchell B., Macdonald D. Temperature dependence of the band-band absorption coefficient in crystalline silicon from photoluminescence // Journal Applied Physics, 2014, vol. 115, pp. 043710. http://dx.doi.org/10.1063/1.4862912

30. Hernandez M. A., Andres M. V., Segura A., Munoz V. Temperature dependence of refractive index and absorption coefficient of GaSe at 633 nm // Optics Communications, 1995, vol. 118, pp. 335-337. https://doi.org/10.1016/0030-4018(95)00315-Y

31. Nepal N., Li J., Nakami M. L., Lin J. Y., Jiang H. X. Temperature and compositional dependence of the energy band gap of AlGaN alloys // Applied Physics Letters, 2005, vol. 87, pp. 242104. https://doi.org/10.1063/1.2142333

22. Affronte M., Laborde O., Olsece G. L., Palenzona A. Low temperature properties of calcium mono- and disilicides. *Journal of Alloys and Compounds*, 1998, vol. 274, pp. 68-73. https://doi.org/10.1016/S0925-8388(98)00570-2

23. Galkin N. G., Galkin K. N., Chernev I. M., Goroshko D. L., Chusovitin E. A., Shevlyagin A. V., Usenko A. A., Khovaylo V. V. Comparison of the structural, optical and thermoelectrical properties of Ca silicide films with variable composition on Si substrates. *Defect and Diffusion Forum*, 2018, vol. 386, pp. 3-8. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.386.3

24. Deng Y., Yan W., Zhang C., Qin X., Zhou S. Electronic structure and optical properties of C-doped Ca_2Si. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 381, pp. 012015. http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/381/1/012015

25. Feng Y., Xie Q., Gao R., Shen X., Wang Y., Chen Q. First-principles calculation of electronic structure and optical properties of K-doped orthorhombic Ca_2Si. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2012, vol. 33, pp. 155-160. (In Chinese).

26. Cen W. F., Yang Y. Y., Fan M. H., et.al. Electronic structure and optical properties of orthorhombic P-doped Ca_2Si calculated by the first-principles. *Acta Photonica Silica*, 2014, vol. 43, pp. 0816003. (In Chinese). doi: 10.3788/gzxb20144308.0816003; file:///C:/Users/elle/Downloads/0816003-2.pdf

27. Jellison G. E., Modine F. A. Optical absorption of silicon between 1.6 and 4.7 eV at elevated temperatures. *Applied Physics Letters*, 1982, vol. 41, pp. 180-182. https://doi.org/10.1063/1.93454

28. Poruba A., Spinger J., Mullerova L., Vanecek M., Wyrsch N., Shah A. Temperature dependence of the optical absorption coefficient of microcrystalline silicon. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2004, vol. 338-340, pp. 222-227. https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2004.02.058

29. Nguyen H. T., Rougieux F. E., Mitchell B., Macdonald D. Temperature dependence of the band-band absorption coefficient in crystalline silicon from photoluminescence. *Journal Applied Physics*, 2014, vol. 115, pp. 043710. http://dx.doi.org/10.1063/1.4862912

30. Hernandez M. A., Andres M. V., Segura A., Munoz V. Temperature dependence of refractive index and absorption coefficient of GaSe at 633 nm. *Optics Communications*, 1995, vol. 118, pp. 335-337. https://doi.org/10.1016/0030-4018(95)00315-Y

31. Nepal N., Li J., Nakami M. L., Lin J. Y., Jiang H. X. Temperature and compositional dependence of the energy band gap of AlGaN alloys. *Applied Physics Letters*, 2005, vol. 87, pp. 242104. https://doi.org/10.1063/1.2142333

32. Tani J.-I., Kido H. Investigation of structural, elastic, and lattice-dynamical properties of Ca_2Si, Ca_2Ge, and Ca_2Sn based on first-principles density functional theory // Computation Materials Science, 2015, vol. 97, pp. 36-41. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.10.002

32. Tani J.-I., Kido H. Investigation of structural, elastic, and lattice-dynamical properties of Ca_2Si, Ca_2Ge, and Ca_2Sn based on first-principles density functional theory. *Computation Materials Science*, 2015, vol. 97, pp. 36-41. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.10.002

Поступила 03.02.2022; принята к опубликованию 21.03.2022
Received 03 February 2022; accepted 21 March 2022

Информация об авторах

Галкин Николай Геннадьевич, *доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник, ИАПУ ДВО РАН, Владивосток, Российская Федерация, e-mail: ngalk@iacp.dvo.ru*

Галкин Константин Николаевич, *кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник, ИАПУ ДВО РАН, Владивосток, Российская Федерация*

Игорь Михайлович Чернев, *научный сотрудник, ИАПУ ДВО РАН, Владивосток, Российская Федерация*

Олег Владиславович Кропачев, *младший научный сотрудник, ИАПУ ДВО РАН, Владивосток, Российская Федерация*

Дмитрий Львович Горошко, *доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник, ИАПУ ДВО РАН, Владивосток, Российская Федерация*

Евгений Юрьевич Субботин*, младший научный сотрудник, ИАПУ ДВО РАН, Владивосток, Российская Федерация*

Дмитрий Борисович Мигас*, доктор физико-математических наук, зав. кафедрой Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники, Минск, Республика Беларусь*

Information about the authors

Nikolay G. Galkin, *Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Chief Researcher, Institute of Automation and Control Processes FEB RAS, Vladivostok, Russian Federation, e-mail: ngalk@iacp.dvo.ru*

Konstantin N. Galkin, *Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher, Institute of Automation and Control Processes FEB RAS, Vladivostok, Russian Federation*

Igor M. Chernev, *Researcher, Institute of Automation and Control Processes FEB RAS, Vladivostok, Russian Federation*

Oleg V. Kropachev, *Young Researcher, Institute of Automation and Control Processes FEB RAS, Vladivostok, Russian Federation*

Dmitrii L. Goroshko, *Dr. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher, Institute of Automation and Control Processes FEB RAS, Vladivostok, Russian Federation*

Evgenii Yu. Subbotin, *Young Researcher, Institute of Automation and Control Processes FEB RAS, Vladivostok, Russian Federation*

Dmitri B. Migas, *Dr. Sci. (Phys.-Math.), Head of Department of the Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, Minsk, Republic of Belarus*