

В. ШМІД,¹ А. ПОДОЛЯН,¹ А. НАДТОЧІЙ,¹ О. КОРОТЧЕНКОВ,¹ Б. РОМАНЮК,²
В. МЕЛЬНИК,² В. ПОПОВ,² О. КОСУЛЯ²

¹ Київський національний університет імені Тараса Шевченка, фізичний факультет
(Вул. Володимирська, 64/13, Київ 01601; e-mail: shmdvi@gmail.com)

² Інститут фізики напівпровідників імені В.Є. Лашкарьова НАН України
(Просп. Науки, 41, Київ 03028)

ФОТОЕЛЕКТРИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВОК SiGe, ПОКРИТИХ ШАРАМИ АМОРФНОГО ТА ПОЛІКРИСТАЛІЧНОГО КРЕМНІЮ

УДК 538.9

Виявлено, що тонкі шари аморфного та полікристалічного Si (відповідно a-Si та poly-Si), нанесені на поверхню Ge_{0,25}Si_{0,75}, суттєво зменшують величину негативної фото-ЕРС, відтвореної у шарі Ge_{0,25}Si_{0,75}, нанесеному на підкладку кристалічного Si. У той самий час, при достатній глибині проникнення світла, що включає обидва нанесені шари та приповерхневу область підкладки Si, у проміжки часу, більші за ≈10–20 нс після закінчення світлового імпульсу, спостерігається фото-ЕРС позитивного знака. Виявлено також, що насичення киснем шару a-Si в гетероструктурі a-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75}/c-Si призводить до суттєвого зростання величини додатної складової сигналу фото-ЕРС (в 6 разів у наших експериментах). Такий ефект може бути використано для розробки ефективних сонячних елементів на основі гетероструктури a-Si/Ge_xSi_{1-x}/c-Si.

Ключові слова: фото-ЕРС, SiGe, a-Si, poly-Si.

1. Вступ

В останні роки значно зріс інтерес до фотоелектричних властивостей гетероструктур Ge/Si, особливо в спектральному діапазоні 1,3–1,55 мкм. Інтенсивно розробляються нові типи фотодетекторів на міжзонних переходах в низьковимірних гетероструктурах кремнію і германію. Такі пристрої можуть застосовуватися в волоконно-оптичних лініях зв'язку і системах спостереження [1–3].

Крім того, інтерес до гетероструктур Ge/Si проявляється через величезні перспективи їх використання в сонячній енергетиці [4–7]. Однак, технології виготовлення високоефективних сонячних батарей досі в значній мірі покладаються на структури на основі кристалічного кремнію (c-Si). Ви-

домо, що обірвані зв'язки на поверхні c-Si діють як ефективні рекомбінаційні центри, зменшуючи час життя носіїв заряду [8]. Для збільшення коефіцієнта оптичного поглинання та часу життя фронтальної поверхні сонячного елемента на базі кристалічного Si зазвичай покривається антирефлексійним пасивуючим шаром SiO₂ чи Si₃N₄ [9, 10].

В альтернативному підході в ролі пасивуючого шару на поверхні c-Si може використовуватися аморфний кремній (a-Si) [11–17]. Підкреслювалось, наприклад, що гетероструктури a-Si/c-Si мають переваги щодо більшої довжини рознесення фотогенерованих носіїв заряду протилежного знака [18], коли носії заряду відштовхуються від межі поділу з відповідним зменшенням темпу поверхневої рекомбінації.

Крім c-Si, широко вживаними є сонячні елементи, виготовлені із a-Si та полікристалічного кремнію (poly-Si) [19–21]. Однак, poly-Si страждає від

© В. ШМІД, А. ПОДОЛЯН, А. НАДТОЧІЙ,
О. КОРОТЧЕНКОВ, Б. РОМАНЮК, В. МЕЛЬНИК,
В. ПОПОВ, О. КОСУЛЯ, 2019

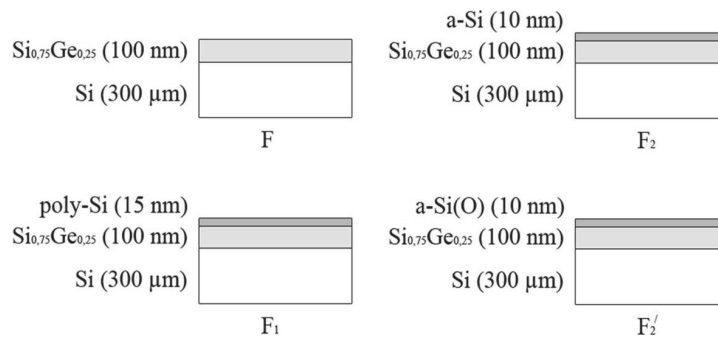


Рис. 1. Зразки, використані у вимірюваннях. Зразок F – $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}$ на c-Si, F₁ – poly-Si/ $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}$ /c-Si, F₂ – a-Si/ $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}$ /c-Si, F₂' – a-Si(O)/ $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}$ /c-Si

наявності границь зерен, що погіршують електричні та оптичні властивості, впливаючи на ефективність пристрою. Ця ефективність для poly-Si багато в чому залежить від властивостей переносу заряду, обмежених міжзеренними потенціальними бар'єрами та дефектними станами. Для зменшення впливу цих станів їх можна пасивувати, наприклад, плазмовою гідрогенізацією [22–25] чи обробкою у парі H_2O [26].

В той самий час, практично відсутні роботи, присвячені дослідженню особливостей фотоелектричного перетворення у гетероструктурах Ge/Si. Наявні повідомлення стосуються покращення ефективності енергоперетворення у подвійному гетеропереході a-Si/c- $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ /c-Si [27], зменшення швидкості рекомбінації у структурі n- $\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}$ /p-c-Si при покритті верхнього шару пасивуючою плівкою гідрогенізованого a-Si:H [28], процесів надбар'єрної активації носіїв заряду на гетеропереходах у структурі a-Si/c- $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ /p-c-Si [29]. Наше попереднє дослідження демонструє суттєве збільшення величини фото-ЕРС у структурі “наоострівці $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ /c-Si” при покритті кремній-германієвого шару пасивуючою плівкою a-Si [30].

Тому метою даної роботи було дослідження фото-ЕРС у структурах підкладка c-Si/100-нм шар $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}$ при нанесенні на них плівок a-Si та poly-Si.

2. Зразки та методика експерименту

Зразки $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}$ /c-Si виготовлялись методом епітаксialьного нарощування (LP(RT)CVD) навмисно нелегованого кремній-германієвого шару товщиною 100 нм на підкладці Cz-Si(100) p-типу

з питомим опором близько 10 Ом·см (зразок F у подальших вимірах). У подальшому на шар $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}$ наносилася плівка навмисно нелегованого аморфного кремнію a-Si товщиною 10 нм (зразок F₂). Нанесення проводилось при температурі 520 °C методом плазмохімічного осадження (PECVD). Частина зразків F₂ прогрівалася протягом 5 хв при 400 °C в атмосфері кисню (зразок F₂'). Для створення плівки на основі полікристалічного кремнію poly-Si на частину зразків F за допомогою плазмохімічного методу був нанесений шар навмисно нелегованого аморфного кремнію товщиною 15 нм, який відпалювався при температурі 640 °C. В результаті відпалу плівка кристалізувалася в poly-Si (зразок F₁). Усі зразки, які використовувались в вимірах, наведені на рис. 1.

Розподіл концентрації германію по товщині шару $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}$ аналізувався з використанням часопротітного маспектрометра Ion-ToF-SIMS IV при розпиленні поверхні іонами кисню з енергією пучка 1 кеВ. Необхідність такого контролю зумовлена тим фактом, що температурний відпал, зокрема для зразка F₁, може призводити до розмиття гетероінтерфейсів $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}$ /c-Si внаслідок дифузії германію. Попередніми дослідженнями вирощування тонких шарів $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ на підкладці кремнію при температурі близько 700 °C встановлено, що така дифузія, особливо в полі просторово-неоднорідних деформацій, може бути суттєвою [31]. Результати, подані на рис. 2, свідчать про відсутність дифузії германію в плівку полікремнію в наших зразках.

Експериментальна установка для вимірювання поверхневої фото-ЕРС зображена на рис. 3. Для збудження сигналу фото-ЕРС використовувались

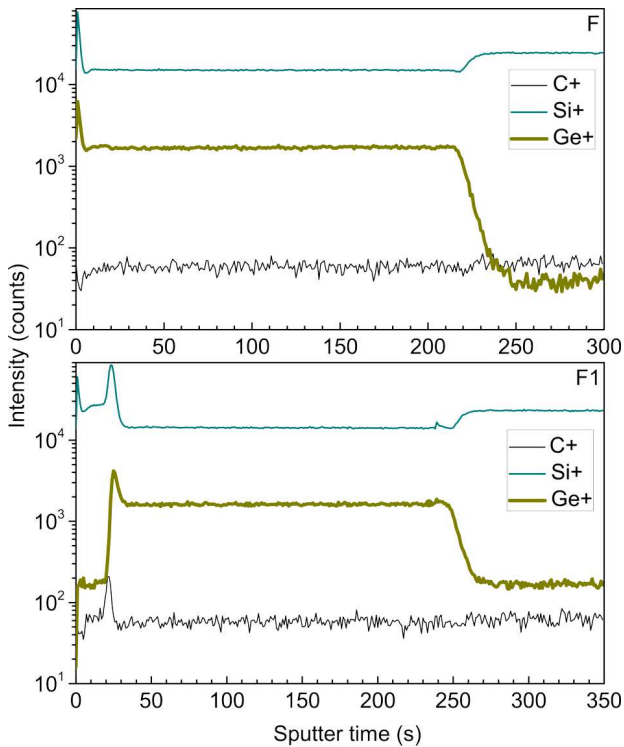


Рис. 2. Профілі розподілу домішок кремнію, германію та карбону в зразках F (верхній графік) та F₁ (нижній графік). Піки на гетероінтерфейсі Ge_{0,25}Si_{0,75}/Si пов'язані зі збільшенням чутливості методики в цій області

напівпровідникові світлодіоди з максимумами в спектрах випромінювання на $\lambda_p = 400$ нм та 870 нм. Прямокутні імпульси напруги живлення світлодіодів тривалістю 1 мкс формувались з використанням генератора Г5-54. Відомо, що світло з довжиною хвилі близько 400 нм сильно поглинається плівками a-Si та poly-Si (глибина проникнення $\alpha^{-1} \sim 30$ нм, де α – коефіцієнт оптичного поглинання) [32]. Воно також сильно поглинається в шарі Ge_{0,25}Si_{0,75} (глибина проникнення світла ~ 20 нм) [33]. Внаслідок цього нерівноважні носії заряду будуть генеруватись, в основному, в тонкому шарі в околі гетеропереходів a-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75} та poly-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75}. В той самий час світло із довжиною хвилі на $\lambda_p = 870$ нм слабкіше поглинається в a-Si, poly-Si, Ge_{0,25}Si_{0,75} та c-Si (глибина проникнення світла ~ 15 мкм), викликаючи майже однорідне збудження нерівноважних носіїв заряду в шарі Ge_{0,25}Si_{0,75}, тобто в околі обох гетеропереходів, утворюваних на границях шару Ge_{0,25}Si_{0,75}.

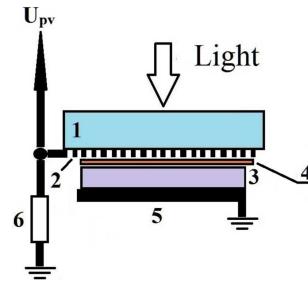


Рис. 3. Схематичне зображення експериментальної установки: 1 – скло; 2 – напівпрозорий електрод; 3 – зразок; 4 – слоуда; 5 – прижимний контакт; 6 – опір навантаження

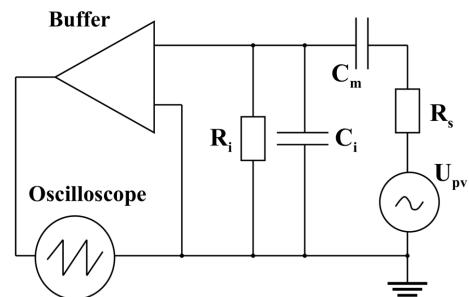


Рис. 4. Схема, яка дозволяє пов'язати величину сигналу фото-ЕРС (U_{PV}) та вихідний сигнал підсилювача. R_s – опір зразка, R_i – опір навантаження, C_m – ємність, яка виникає між зразком та електродом, C_i – вхідна ємність підсилювача

Світло проходить крізь скло, напівпрозорий електрод та слоуду і потрапляє на зразок. Між зразком та напівпрозорим електродом є тонкий шар слоуди, приблизно 20 мкм, який утворює плоскопаралельний конденсатор. Зразок закріплений прижимним контактом, який, в свою чергу, був заземлений. Сигнал, отриманий з напівпрозорого електрода, підсилювався і подавався на осцилограф. Опір навантаження перед підсилювачем становив 1 ГОм. Для запобігання зовнішніх впливів на реєструючу електроніку, вимірювальну комірку було розміщено в металевому екрануючому боксі.

Величину вихідного сигналу можна пов'язати із сигналом поверхневої фото-ЕРС, скориставшись еквівалентною схемою, поданою на рис. 4.

Розрахунок дає зв'язок між значеннями вихідного сигналу ΔU підсилювача та сигналу фото-ЕРС у вигляді:

$$\Delta U = (\omega C_m R_i U_{PV}) / (\omega C_m R_s + \omega C_i R_i + \omega C_m R_i + i(\omega^2 C_i C_m R_i R_s - 1)),$$

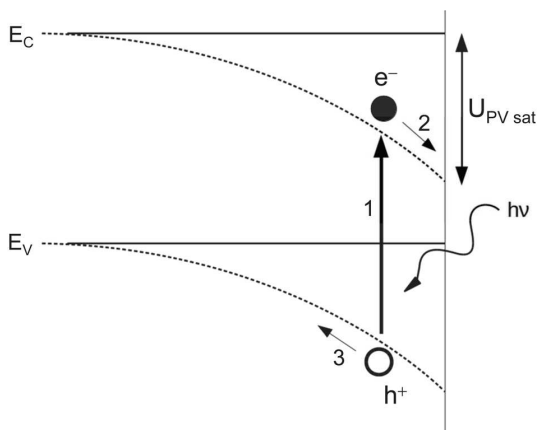


Рис. 5. Схема виникнення поверхневої фото-ЕРС в напівпровіднику, який займає область, ліворуч від вертикальної лінії. E_C і E_V – краї відповідно зони провідності та валентної зони. При поглинанні фотонів з енергією $h\nu$ внаслідок фотозбудження (процес 1) утворюються вільні електрони (e^-) та дірки (h^+). Внаслідок існування приповерхневої області просторового заряду й відповідного вигину зон (пунктирні лінії) спостерігається просторове розділення e^- і h^+ у процесах, позначених стрілками 2 і 3. Позначення $U_{PV\ sat}$ відповідає значенню фото-ЕРС в стані насичення, що спостерігатиметься при високій інтенсивності світла, коли вигини зон повністю компенсуються (суцільні горизонтальні лінії)

де i – уявна одиниця, а ω – циклічна частота модуляції світла.

Отриманий сигнал ΔU зчитується з екрана осцилографа, після чого криві спаду фото-ЕРС програмно обробляються.

Для вивчення зміни кінетики фото-ЕРС в залежності від інтенсивності світла методом інтегруючої сфери досліджувалась залежність потужності випромінювання світлодіодів від струму їх живлення, яка виявляла досить гарну лінійну характеристику.

3. Експериментальні результати та їх обговорення

Відомо, що формування сигналу фото-ЕРС відбувається за рахунок просторового розділення нерівноважних електронів і дірок (e^- і h^+ на рис. 5) полем приповерхневої області просторового заряду напівпровідника. При цьому вигин енергетичних зон в приповерхневому шарі (пунктирні лінії на рис. 5) зменшується. Очевидно, що зі зростанням інтенсивності падаючого світла буде зростати

температура генерації нерівноважних електронів та дірок, що супроводжується зростанням величини сигналу фото-ЕРС та ще більшим згладжуванням вигину зон. Слід очікувати, що починаючи з певного значення інтенсивності падаючого світла температура генерації нерівноважних носіїв досягне такого значення, що енергетичні зони будуть повністю спрямленими (суцільні горизонтальні лінії на рис. 5) [34]. При цьому величина сигналу фото-ЕРС досягне свого максимального значення $U_{PV\ sat}$ (позначене на рис. 5), яке не буде зростати при подальшому збільшенні інтенсивності фотогенеруючого світла. При цьому максимальним значенням сигналу фото-ЕРС та її знак визначають відповідно абсолютне значення рівноважного вигину зон та напрям цього вигину. Так, у схемі рис. 5 електрони локалізуватимуться під поверхнею напівпровідника (стрілка 2). Навпаки, при вигині зон у зворотний бік спостерігатиметься приповерхнева акумуляція дірок.

Однак даний метод визначення вигину зон відносно легко застосувати лише для структур, в яких формування сигналу фото-ЕРС відбувається на одному інтерфейсі (наприклад, біля поверхні у схемі на рис. 5). Якщо ж напівпровідникова структура, прикладом якої є кожна з досліджуваних в роботі структур, має декілька інтерфейсів (гетеропереходи та поверхні), розділення нерівноважних носіїв на кожній з меж поділу буде давати свій окремий внесок у результуючу фото-ЕРС.

Для прикладу на рис. 6 зображено зонну структуру для зразка F, побудовану із врахуванням того факту, що гетероперехід Ge_xSi_{1-x}/Si формується у вигляді переходу другого роду [35, 36]. Зрозуміло, що при приповерхневому поглинанні світла (при $\lambda_p = 400$ нм в умовах наших дослідів) фотозбуджені в процесах 1 і 1' електрони e^- можуть локалізуватися в мінімумах енергії як в приповерхневій області (стрілка 2), так і біля поверхні підкладки Si (стрілка 2'). При цьому дірки h^+ зосереджуватимуться в глибині шару Ge_xSi_{1-x} (стрілка 2'' на рис. 6). Як наслідок, виникають дві різнополярні складові сигналу фото-ЕРС, $-U_{PV1}$ та $+U_{PV2}$ на рис. 6, із результуючим значенням $U_{PV} = -U_{PV1} + U_{PV2}$, що характеризується загальом різними часами релаксації цих двох складових. Якщо ж світло поглинається на більшій глибині й проникає в підкладку Si (при $\lambda_p = 870$ нм в нашому випадку), реалізуватимуться також про-

цеси фотозбудження електронів та дірок, позначені стрілкою 1'' на рис. 6. Концентрація дірок в глибині шару $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ зростає внаслідок їх переміщення із підкладки Si, позначеного стрілкою 2''' на рис. 6. Як наслідок, складова $+U_{PV2}$ сигналу фото-ЕРС суттєво збільшиться у порівнянні з випадком приповерхневого поглинання світла.

Окрім того, кожен із доданків $-U_{PV1}$ та $+U_{PV2}$ буде набувати максимального значення з відповідним спрямленням вигину зон при різних значеннях інтенсивності фотогенеруючого світла. Зрозуміло, що при наявності додаткового шару a-Si чи poly-Si на поверхні структури в зразках F₁, F₂ та F'₂ ситуація ще більш ускладнюється. Це означає, що з граничного значення результуючого сигналу фото-ЕРС (U_{PVsat} на рис. 5), взагалі кажучи, неможливо визначити рівноважні вигини зон на кожному з інтерфейсів.

Беручи до уваги ці факти, в наших вимірах вибиралась така інтенсивність фотогенеруючого світла, яка задовільняла умову низького рівня збудження, при якій зумовлені освітленням зміни вигинів зон на кожному з інтерфейсів були набагато меншими за рівноважні вигини зон.

Типова зміна кінетики фото-ЕРС в залежності від потужності світла у використаній області зміни її значень подана на рис. 7. Наведені криві спаду сигналу фото-ЕРС добре апроксимуються біекспоненціальним законом, $|U_{PV}| = U_1 \exp(-t/\tau_1) + U_2 \exp(-t/\tau_2)$, зі сталими часу релаксації τ_1 і τ_2 , поданими в таблиці 1. Отримані дані свідчать про те, що зміна потужності світлового випромінювання практично не впливає на форму кінетики фото-ЕРС (близькі значення часів релаксації для різних потужностей у табл. 1). Також не спостерігається насичення сигналу фото-ЕРС в області зміни P (вставка на рис. 7).

Часові залежності загасання сигналу фото-ЕРС, зареєстровані в різних досліджених зразках після відключення освітлення із $\lambda_p = 400$ нм та 870 нм, подано відповідно на рис. 8 та 9. Видно, що при фотозбудженні із $\lambda_p = 400$ нм сигнал фото-ЕРС набуває від'ємної величини із відповідним вигином зон E_C і E_V біля поверхні $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}$, зображеним на рис. 6. У вихідному зразку F амплітудне значення фото-ЕРС набуває максимального значення (крива 1 на рис. 8). Швидкість загасання фото-ЕРС у цьому зразку найбільш повільна (кінетика найбільш затягнута на цій кривій).

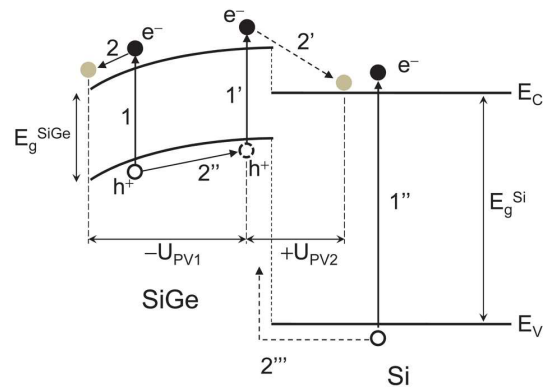


Рис. 6. Зонна схема гетероструктури $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}/\text{c-Si}$ (зразок F) із можливими процесами розділення фотозбудженого заряду. Вигин зон E_C і E_V біля поверхні $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}$ (зліва на рисунку) відповідає знаку фото-ЕРС, зареєстрованої при освітленні із $\lambda_p = 400$ нм. На гетеропереході $\text{Ge}_{0,25}\text{Si}_{0,75}/\text{Si}$ вигин зон не враховується

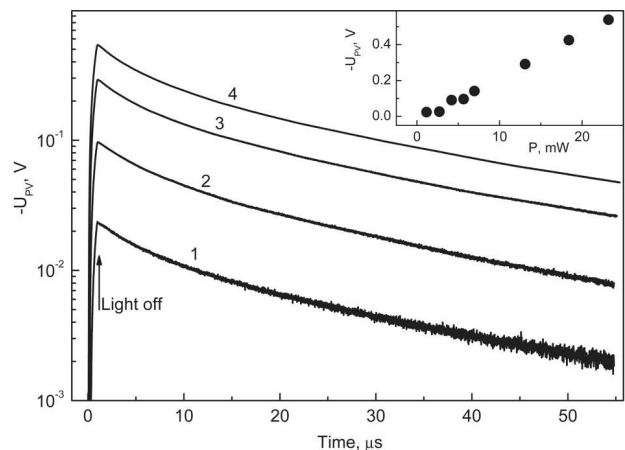


Рис. 7. Кінетика фото-ЕРС в зразку F при збудженні імпульсами світла довжиною 1 мкс світлодіода з $\lambda_p = 400$ нм потужністю $P = 1,2$ (крива 1), 4,2 (2), 13,1 (3) та 23,2 (4) мВт. Вставка – пікове значення фото-ЕРС в момент відключення світла (Light off) в залежності від P

Таблиця 1. Результати апроксимації даних Fig. 7 біекспоненціальною спадаючою функцією

Потужність світлодіода, мВт	τ_1 , мкс	τ_2 , мкс
1,2 (крива 1)	$4,0 \pm 0,1$	$21,2 \pm 0,3$
4,2 (крива 2)	$3,9 \pm 0,1$	$21,5 \pm 0,3$
13,1 (крива 3)	$3,6 \pm 0,1$	$20,7 \pm 0,3$
23,2 (крива 4)	$3,7 \pm 0,1$	$21,0 \pm 0,3$

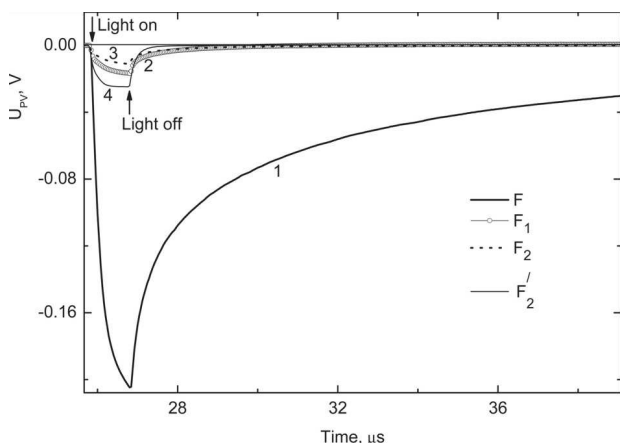


Рис. 8. Кінетика фото-ЕРС в досліджувальних зразках, при збудженні імпульсами світла довжиною 1 мкс світлодіода з $\lambda_p = 400$ нм: 1 – зразок F, 2 – F₁, 3 – F₂, 4 – F₂'

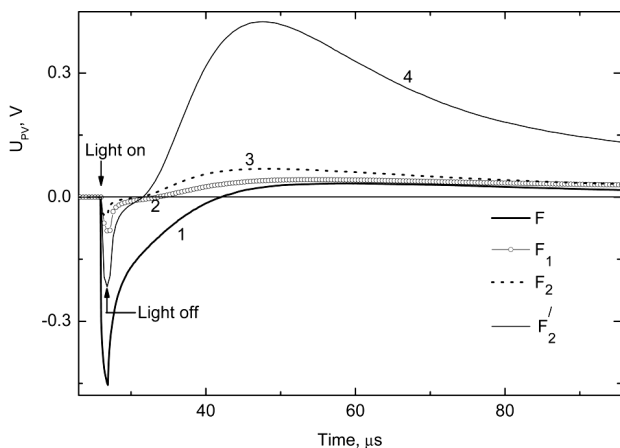


Рис. 9. Кінетика фото-ЕРС в досліджувальних зразках, при збудженні імпульсами світла довжиною 1 мкс світлодіода з $\lambda_p = 870$ нм. 1 – зразок F, 2 – F₁, 3 – F₂, 4 – F₂'

Таблиця 2. Результати апроксимації даних Fig. 8 біекспоненціальною спадаючою функцією

Зразок	τ_1 , мкс	τ_2 , мкс
F	$0,6 \pm 0,1$	$5,6 \pm 0,1$
F ₁	$0,6 \pm 0,1$	–
F ₂	$0,6 \pm 0,1$	–
F ₂ '	$0,20 \pm 0,05$	–

Нанесення плівок poly-Si та a-Si (зразки F₁ та F₂ відповідно) призводить до суттєвого зменшення амплітуди сигналу фото-ЕРС (в 12 разів з плівкою poly-Si та в 19 разів для зразка з плівкою a-Si

порівняно з відповідним значенням для зразка F), що засвідчує порівняння кривих 3 і 2 із кривою 1 на рис. 8. Також суттєво прискорюється кінетика загасання сигналу фото-ЕРС.

Для зразка з насиченою киснем плівкою a-Si (зразок F₂', крива 4 на рис. 8) амплітудне значення сигналу фото-ЕРС збільшується більш ніж в 2 рази, порівняно з відповідним значенням в зразку, де плівка a-Si не насичена киснем (зразок F₂, крива 3 на рис. 8). В той самий час кінетика спаду фото-ЕРС пришвидшується, порівняно з кінетикою в зразку F₂.

Ділянки спаду сигналу фото-ЕРС на рис. 8 апроксимувалися сумою експоненціальних кривих. Виявилось, що для зразка F ділянка спаду добре апроксимується біекспоненціальним законом, а для зразків F₁, F₂, F₂' – моноекспоненціальним. Результати такого обчислення сталих часу загасання τ_1 і τ_2 наведено в табл. 2.

При освітленні світлом із $\lambda_p = 870$ нм, часові залежності сигналу фото-ЕРС суттєво ускладнюються (криві 1–4 на рис. 9). Протягом дії світлого імпульсу в 1 мкс сигнал фото-ЕРС монотонно зростає за абсолютною величиною і набуває від'ємного пікового значення. Після вимкнення збуджувачого світла сигнал фото-ЕРС починає зменшуватись за абсолютним значенням до певного моменту часу, коли він змінює свій знак з негативного на позитивний. Після цього сигнал збільшується, сягаючи максимального позитивного значення, а потім починає монотонно зменшуватись до нуля.

При нанесенні плівок poly-Si (зразок F₁, крива 2 на рис. 9) та a-Si (зразок F₂, крива 3 на рис. 9) величина негативного пікового значення сигналу фото-ЕРС в момент освітлення зменшується відповідно в 5,5 та 10 разів, порівняно з вихідним зразком F (крива 1 на рис. 9). Насичення плівки a-Si (зразок F₂', крива 4 на рис. 9) призводить до зростання пікового від'ємного значення сигналу фото-ЕРС (в 4,5 рази порівняно зі зразком F₂). Із порівняння даних рис. 8 та 9 видно, що нанесення плівок та обробка в атмосфері кисню впливає загалом подібним чином на негативну ділянку кривої релаксації фото-ЕРС при обох типах фотозбудження.

Навіаки, позитивна складова фото-ЕРС на рис. 9 демонструє дещо іншу тенденцію при нанесенні плівок poly-Si та a-Si (максимальне позитивне значення на кривих 2 і 3 для зразків F₁ та

F_2 перевищує відповідне значення на кривій 1 для зразка F). При насиченні киснем плівки a-Si (зразок F'_2) спостерігається суттєве зростання величини фото-ЕРС на додатній ділянці кривої 4 на рис. 9 (в 6 разів порівняно зі зразком F_2).

Зрозуміло, що відмінність кривих релаксації фото-ЕРС, поданих на рис. 8 та 9, зумовлена різною глибиною проникнення світла із $\lambda_p = 400$ нм та 870 нм в зразки. Як зазначено вище, вона становить приблизно 20 нм та 15 мкм для $\lambda_p = 400$ нм та 870 нм відповідно.

Зонні схеми зразків F_1 та F_2 , побудовані з використанням даних попередніх досліджень [21, 37, 38], подано на рис. 10 та 11. Подібно до зразка F (рис. 6), при $\lambda_p = 400$ нм збудження носіїв заряду, їх розділення із формуванням фото-ЕРС та рекомбінація, що визначає кінетику загасання фото-ЕРС, будуть переважно відбуватися на гетеропереході a-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75} або poly-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75}. Процеси такого фотозбудження зображено стрілками 1 та 1' на рис. 10 та 11. Як наслідок, домінуватиме негативна складова фото-ЕРС, позначена як $-U_{PV1}$ на рис. 10 та 11. Зменшення амплітудного значення фото-ЕРС в момент вимкнення світла при нанесенні плівок poly-Si та a-Si можна пов'язати як зі зменшенням вигину зон біля поверхні Ge_{0,25}Si_{0,75} (рис. 6) при нанесенні плівок poly-Si та a-Si, так і з утворенням центрів швидкої рекомбінації носіїв заряду в шарах poly-Si та a-Si і на межі поділу poly-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75} та a-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75}. Для зразка F_1 останній ефект ілюструється на рис. 10, де стрілками 3 і 4 позначено процеси захоплення електронів на центри рекомбінації RC в шарі poly-Si та інтерфейсні стани IS, а стрілками 3' і 4' – процеси захоплення дірок на них.

Дані табл. 2 свідчать про незмінність швидкої складової загасання фото-ЕРС із τ_1 у зразках F, F_1 та F_2 , яка суттєво зменшується при насиченні киснем плівки a-Si у зразку F'_2 . Вихідний зразок F виявляє двокомпонентну кінетику (τ_1 і τ_2 у табл. 2), що може свідчити про існування центрів захоплення у шарі Ge_{0,25}Si_{0,75}. При цьому нанесені шари poly-Si та a-Si генерують додаткові центри рекомбінації у них та на межі поділу poly-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75} чи a-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75}, що й пришвидшує в цілому релаксацію фото-ЕРС.

Досить цікавим є одночасне збільшення амплітуди фото-ЕРС (крива 4 на рис. 8) та скорочення часу релаксації фото-ЕРС (τ_1 для зразка F'_2 у

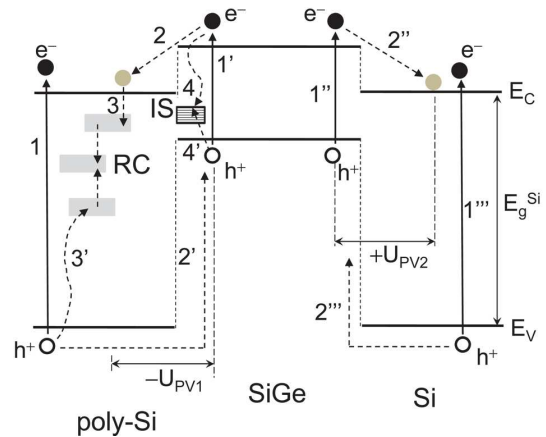


Рис. 10. Зонна схема гетероструктури poly-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75}/c-Si (зразок F_1). RC – центри рекомбінації в шарі poly-Si, IS – інтерфейсні стани на межі поділу poly-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75}

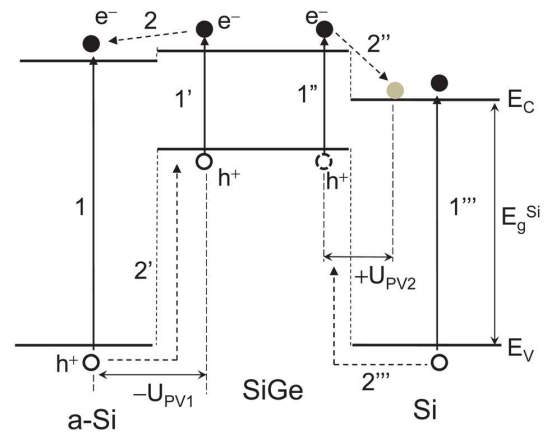


Рис. 11. Зонна схема гетероструктури a-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75}/c-Si (зразок F_2)

табл. 2). Дійсно, амплітуду фото-ЕРС у стаціонарному випадку можна подати у вигляді [39]

$$U_{PV}(0) \sim \frac{e\tau GL}{\varepsilon\varepsilon_0},$$

де τ і G – час життя та темп генерації фотозбуджених носіїв заряду, L – довжина просторового розділення нерівноважних e^- і h^+ , ε_0 – електрична стала, а ε – діелектрична проникність. З цього виразу випливає, що зменшення τ (й відповідне зменшення τ_1 у табл. 2) повинно супроводжуватись гасінням амплітуди фото-ЕРС $U_{PV}(0)$, що не спостерігається у зразку F'_2 . Відпал в атмосфері кисню вочевидь збільшує величину GL .

При збудженні нерівноважних носіїв заряду світлом із $\lambda_p = 870$ нм, їх розділення та рекомбінація будуть відбуватися на обох гетеропереходах – poly-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75} або a-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75} та Ge_{0,25}Si_{0,75}/c-Si (стрілки 1'' та 1''' на рис. 10 та 11). Це й зумовлює виникнення позитивної складової фото-ЕРС $+U_{PV2}$, цілком подібно до розглянутої вище фото-ЕРС у зразку F (рис. 6). Зміну знака сигналу фото-ЕРС, яка спостерігається у цьому випадку, можна пояснити тим, що процеси рекомбінації нерівноважних носіїв у приповерхневих шарах зразків F, F₁ та F₂ відбуваються набагато швидше у порівнянні з процесами рекомбінації на гетеропереході Ge_{0,25}Si_{0,75}/c-Si. Окрім того, можна припустити, що при насиченні плівки a-Si киснем відбувається не тільки зменшення часу життя нерівноважних носіїв заряду в a-Si, а й часткове зміщення положення рівня Фермі в Ge_{0,25}Si_{0,75}, результатом якого є збільшення вигину зон та рознесення нерівноважних носіїв заряду (збільшення L у виразі для $U_{PV}(0)$) на гетеропереході Ge_{0,25}Si_{0,75}/c-Si. Як наслідок, починаючи з деякого моменту часу після вимикання світла, позитивна складова сигналу фото-ЕРС починає домінувати над негативною складовою сигналу, утворюючи результуючу позитивну фото-ЕРС (рис. 9).

4. Висновки

1. Виявлено, що при збудженні імпульсами світла з піковою довжиною хвилі 400 нм сигнал фото-ЕРС в гетероструктурах Ge_{0,25}Si_{0,75}/c-Si, poly-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75}/c-Si, a-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75}/c-Si та a-Si(O)/Ge_{0,25}Si_{0,75}/c-Si монополярний і від'ємний, а при фотозбудженні на 870 нм – біполярний.

2. Нанесення тонких шарів a-Si та poly-Si на поверхню Ge_{0,25}Si_{0,75} призводить до суттєвого зменшення величини та прискорення швидкості релаксації від'ємної складової сигналу фото-ЕРС і незначного збільшення величини додатної складової сигналу фото-ЕРС.

3. Насичення киснем шару a-Si в гетероструктурі a-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75}/c-Si призводить до суттєвого зростання величини додатної складової сигналу фото-ЕРС. Такий ефект може бути використано для розробки ефективних сонячних елементів на основі гетероструктури a-Si/Ge_xSi_{1-x}/c-Si.

4. Запропоновано модельні уявлення, згідно з якими формування та релаксація додатної і від'ємної складових сигналу фото-ЕРС зумовлені про-

сторовим розділенням та рекомбінацією нерівноважних носіїв заряду на гетеропереходах, утворюваних на границях шару Ge_{0,25}Si_{0,75} з підкладкою Si та плівками a-Si і poly-Si. Суттєве зростання величини додатної складової сигналу фото-ЕРС в гетероструктурі a-Si/Ge_{0,25}Si_{0,75}/c-Si з насиченим киснем шаром a-Si в цілому можна пояснити збільшенням вигину зон в шарі Ge_{0,25}Si_{0,75}, що викликає більш ефективне рознесення фотогенерованих електронів і дірок в Ge_{0,25}Si_{0,75}.

1. A. Schüppen. SiGe-HBTs for mobile communication. *Solid-State Electron.* **43**, 1373 (1999).
2. K. Washio. SiGe HBT and BiCMOS technologies for optical transmission and wireless communication systems. *IEEE Trans. Electron Devices* **50**, 656 (2003).
3. Y. Iseri, H. Yamada, Y. Goda, T. Arakawa, K. Tada, N. Haneji. Analysis of electrorefractive index change in Ge/SiGe coupled quantum well for low-voltage silicon-based optical modulators. *Phys. E: Low-dimens. Syst. Nanostruct.* **43**, 1433 (2011).
4. A. Alguno, N. Usami, T. Ujihara, K. Fujiwara, G. Sasaki, K. Nakajima, Y. Shiraki. Enhanced quantum efficiency of solar cells with self-assembled Ge dots stacked in multilayer structure. *Appl. Phys. Lett.* **83**, 1258 (2003).
5. H. Ferhati, F. Djeflal. Role of non-uniform Ge concentration profile in enhancing the efficiency of thin-film SiGe/Si solar cells. *Optik* **158**, 192 (2018).
6. X. Zhao, D. Li, T. Zhang, B. Conrad, L. Wang, A. H. Soeriyadi, J. Han, M. Diaz, A. Lochtefeld, A. Gerger, I. Perez-Wurfl, A. Barnett. Short circuit current and efficiency improvement of SiGe solar cell in a GaAsP–SiGe dual junction solar cell on a Si substrate. *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **159**, 86 (2017).
7. A.A. Shklyayev, V.A. Volodin, M. Stoffel, H. Rinnert, M. Vergnat. Raman and photoluminescence spectroscopy of SiGe layer evolution on Si(100) induced by dewetting. *J. Appl. Phys.* **123**, 015304 (2018).
8. A.G. Aberle, S. Glunz, W. Warta. Impact of illumination level and oxide parameters on Shockley–Read–Hall recombination at the Si–SiO₂ interface. *J. Appl. Phys.* **71**, 4422 (1992).
9. D. Diouf, J.P. Kleider, T. Desrues, P.-J. Ribeyron. Effects of the front surface field in n-type interdigitated back contact silicon heterojunctions solar cells. *Energy Procedia* **2**, 59 (2010).
10. R. Pandey, R. Chaujar. Rear contact SiGe solar cell with SiC passivated front surface for >90-percent external quantum efficiency and improved power conversion efficiency. *Solar Energy* **135**, 242 (2016).
11. *Physics and Technology of Amorphous-Crystalline Heterostructure Silicon Solar Cells*, edited by W.G.J.H.M. van Sark, L. Korte, F. Roca (Springer, 2012) [ISBN: 978-3-642-22274-0].

12. *Amorphous Silicon/Crystalline Silicon Heterojunction Solar Cells*, edited by W.R. Fahrner (Chemical Industry Press and Springer, 2013) [ISBN: 978-3-642-37038-0].
13. S. Dauwe, J. Schmidt, R. Hezel. *Very Low Surface Recombination Velocities on p- and n-Type Silicon Wafers Passivated with Hydrogenated Amorphous Silicon Films*, in *Proceedings of the 29th IEEE Photovoltaic Specialists Conference (PVSC)* (Hyatt Regency, New Orleans, Louisiana, 2002).
14. T. Krajangsang, S. Inthisang, J. Sritharathikhun, A. Hongsingthong, A. Limmanee, S. Kittisontirak, P. Chinnavornrungssee, R. Phatthanakun, K. Sriprapha. An intrinsic amorphous silicon oxide and amorphous silicon stack passivation layer for crystalline silicon heterojunction solar cells. *Thin Solid Films* **628**, 107 (2017).
15. R.A. Street. *Hydrogenated Amorphous Silicon* (Cambridge University Press, 2005) [ISBN: 9780521019347].
16. Y. Yan, M. Page, T.H. Wang, M.M. Al-Jassim, H.M. Branz, Q. Wang. Atomic structure and electronic properties of c-Si-a-Si:H heterointerfaces, *Appl. Phys. Lett.* **88**, 121925 (2006).
17. M.Dürr, U.Höfer. Hydrogen diffusion on silicon surfaces. *Prog. Surf. Sci.* **88**, 61 (2013).
18. J.P. Seif, D. Menda, A. Descoedres, L. Barraud, O. Özdemir, C. Ballif, S. De Wolf. Asymmetric band offsets in silicon heterojunction solar cells: Impact on device performance. *J. Appl. Phys.* **120**, 054501 (2016).
19. U. Römer, R. Peibst, T. Ohrdes, B. Lim, J. Krügener, E. Bugiel, T. Wietler, R. Brendel. Recombination behavior and contact resistance of n^+ and p^+ poly-crystalline Si/mono-crystalline Si junctions. *Sol. Energy Mat. Sol. C.* **131**, 85 (2014).
20. C. Becker, D. Amkreutz, T. Sontheimer, V. Preidel, D. Lockau, J. Haschke, L. Jogschies, C. Klimm, J. J. Merkel, P. Plocica, S. Steffens, B. Rech. Polycrystalline silicon thin-film solar cells: Status and perspectives. *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **119**, 112 (2013).
21. R. Peibst, U. Römer, Y. Larionova, M. Rienäcker, A. Merkle, N. Folchert, S. Reiter, M. Turcu, B. Min, J. Krügener, D. Tetzlaff, E. Bugiel, T. Wietler, R. Brendel. Working principle of carrier selective poly-Si/c-Si junctions: Is tunneling the whole story? *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **158**, 60 (2016).
22. C.H. Seager, D.S. Ginley. Passivation of grain boundaries in polycrystalline silicon. *Appl. Phys. Lett.* **34**, 337 (1979).
23. A. Mimura, N. Konishi, K. Ono, J-I. Ohwada, Y. Hosokawa, Y-A. Ono, T. Suzuki, K. Miyata, H. Kawakami. High performance low-temperature poly-Si n-channel TFTs for LCD. *IEEE Trans. Electron Devices* **36**, 351 (1989).
24. N. Sridhar, D.D.L. Chung, W.A. Anderson, J. Coleman. Polysilicon films of high photoresponse, obtained by vacuum annealing of aluminum capped hydrogenated amorphous silicon. *J. Appl. Phys.* **78**, 7304 (1995).
25. J.A. Peck, P. Zonooz, D. Curreli, G.A. Panici, B.E. Jurczyk, D.N. Ruzic. High deposition rate nanocrystalline and amorphous silicon thin film production via surface wave plasma source. *Surf. Coat. Technol.* **325**, 370 (2017).
26. S. Honda, T. Mates, B. Rezek, A. Fejfar, J. Kočka. Microscopic study of the H₂O vapor treatment of the silicon grain boundaries. *J. Non-Cryst. Sol.* **354**, 2310 (2008).
27. S.A. Hadi, P. Hashemi, A. Nayfeh, J.L. Hoyt. Thin film a-Si/c-Si_{1-x}Ge_x/c-Si heterojunction solar cells: Design and material quality requirements. *ECS Transactions* **41**, 3 (2011).
28. E. Kadri, M. Krichen, A.B. Arab. Analytical method for the analysis of thin SiGe/Si solar cells with front surface field. *Opt. Quant. Electron.* **48**, 305 (2016).
29. E. Kadri, K. Dhahri, A. Zaafour, M. Krichen, M. Rasheed, K. Khirouni, R. Barillé. Ac conductivity and dielectric behavior of thin films synthesized by molecular beam epitaxial method. *J. Alloys Comp.* **705**, 708 (2017).
30. A. Podolian, A. Nadtochiy, O. Korotchenkov, B. Romanuk, V. Melnik, V. Popov. Enhanced photoresponse of Ge/Si nanostructures by combining amorphous silicon deposition and annealing. *J. Appl. Phys.* **124**, 095703 (2018).
31. M.Ya. Valakh, P.M. Lytvyn, A.S. Nikolenko, V.V. Strelchuk, Z.F. Krasilnik, D.N. Lobanov, A.V. Novikov. Gigantic uphill diffusion during self-assembled growth of Ge quantum dots on strained SiGe sublayers. *Appl. Phys. Lett.* **96**, 141909 (2010).
32. A.V. Shah, H. Schade, M. Vanecek, J. Meier, E. Vallat-Sauvain, N. Wyrsh, U. Kroll, C. Droz, J. Bailat. Thin-film silicon solar cell technology, *Prog. Photovolt.: Res. Appl.* **12**, 113 (2004).
33. J. Humlicek, F. Lukes, E. Schmidt. Silicon-germanium alloys (Si_xGe_{1-x}). In: *Handbook of Optical Constants of Solids*, edited by E.D. Palik (Academic Press, 1998) [ISBN: 0-12-544422-2].
34. L. Kronik, Y. Shapira. Surface photovoltage phenomena: Theory, experiment, and applications. *Surf. Sci. Rep.* **37**, 1 (1999).
35. C.G.V. de Walle, R.M. Martin. Theoretical calculations of heterojunction discontinuities in the Si/Ge system. *Phys. Rev. B* **34**, 5621 (1986).
36. O.V. Vakulenko, S.V. Kondratenko, A.S. Nikolenko, S.L. Golovinskiy, Yu.N. Kozyrev, M.Yu. Rubezhanska, A.I. Vodyanitsky. Photoconductivity spectra of Ge/Si heterostructures with Ge QDs. *Nanotechnology* **18**, 185401 (2007).
37. S. Tardon, R. Brüggemann. Characterization of the interface properties in a-Si:H/c-Si heterostructures by photoluminescence. *J. Phys. D: Appl. Phys.* **43**, 115102 (2010).
38. T.F. Schulze, L. Korte, E. Conrad, M. Schmidt, B. Rech. Electrical transport mechanisms in a-Si:H/c-Si heterojunction solar cells. *J. Appl. Phys.* **107**, 023711 (2010).
39. A. Nadtochiy, O. Korotchenkov, B. Romanuk, V. Melnik, V. Popov. Photovoltage improvements in Cz-Si by low-energy implantation of carbon ions, *Mater. Res. Express* **3**, 055017 (2016).

Одержано 01.11.18

*V. Shmid, A. Podolian,
A. Nadtochiy, O. Korotchenkov,
B. Romanyuk, V. Melnik, V. Popov, O. Kosulya*

PHOTOELECTRIC PROPERTIES
OF SiGe FILMS COVERED WITH AMORPHOUS-
AND POLYCRYSTALLINE-SILICON LAYERS

S u m m a r y

The deposition of thin layers of amorphous (a-Si) or polycrystalline (poly-Si) silicon onto the $\text{Ge}_{0.25}\text{Si}_{0.75}$ film already covering the surface of a crystalline silicon (c-Si) wafer is found

to significantly reduce the magnitude of the negative surface photovoltage (SPV) generated in the $\text{Ge}_{0.25}\text{Si}_{0.75}$ film. At the same time, if the light penetration depth is sufficiently large, so that light penetrates into both the deposited layers and the near-surface region in the Si substrate, a positive SPV is observed within time intervals exceeding 10–20 μs after the light pulse terminates. It is also found that the saturation of the a-Si layer in the a-Si/ $\text{Ge}_{0.25}\text{Si}_{0.75}$ /c-Si heterostructure results in a substantial (by a factor of six) growth of the positive component of the SPV signal. This effect can be used while developing efficient solar components on the basis of a-Si/ $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ /c-Si heterostructures.