

В.Б. НЕЙМАШ,<sup>1</sup> Г.І. ДОВБЕШКО,<sup>1</sup> П.Є. ШЕПЕЛЯВИЙ,<sup>2</sup> В.А. ДАНЬКО,<sup>2</sup>  
В.В. МЕЛЬНИК,<sup>3</sup> М.В. ІСАЄВ,<sup>3</sup> А.Г. КУЗЬМИЧ<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Інститут фізики НАН України

(Просп. Науки, 46, Київ 03028; e-mail: neimash@gmail.com.)

<sup>2</sup> Інститут фізики напівпровідників ім. В.Є. Лашкарьова НАН України

(Просп. Науки, 41, Київ 03028)

<sup>3</sup> Київський національний університет імені Тараса Шевченка, фізичний факультет

(Вул. Володимирська, 64/13, Київ 01601)

## КОМБІНАЦІЙНЕ РОЗСІЮВАННЯ СВІТЛА В ПРОЦЕСІ ІНДУКОВАНОЇ ОЛОВОМ КРИСТАЛІЗАЦІЇ АМОΡФНОГО КРЕМНІЮ

УДК 538.91

*Методом комбінаційного розсіювання світла різної потужності поверхнею тонкоплівкових структур Si–Sn–Si досліджено процеси індукованої оловом кристалізації аморфного кремнію. Аналіз спектрів комбінаційного розсіювання використано для контролю температури, розміру та концентрації кристалів Si, що утворюються в матриці аморфного Si в процесі вимірювання спектрів. Виявлено значне прискорення металом індукованої кристалізації при лазерному відпалі структур Si–Sn–Si порівняно з відпалом у темряві. Показано принципову можливість контролю в режимі “on line” розмірів і концентрації кристалів Si в процесі їх формування.*

*Ключові слова:* сонячні елементи, тонкі плівки, нанокристали, кремній, олово, металом індукована кристалізація.

### 1. Вступ

Плівковий композит “нанокристали Si в матриці аморфного Si” (nc-Si) вважається перспективним матеріалом для наступного покоління сонячних елементів (СЕ) на квантових точках [1]. Це зумовлено тим, що він має унікальний набір фізичних властивостей: прямозонний механізм поглинання світла, залежність ширини забороненої зони від розміру нанокристалів, стійкість до ефекту Стеблера–Вронського, придатність до формування на гнучких підкладках.

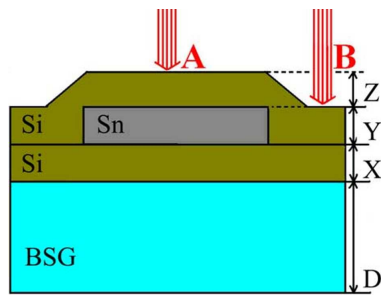
Використання нанокомпозитного кремнію дозволяє принципово збільшити ефективність СЕ завдяки створенню поліморфних гетероструктур каскадного типу [2, 3] і зменшувати собівартість виробництва СЕ завдяки перевагам тонкоплівкової і рулонної технологій [4, 5]. Серед головних проблем, що гальмують практичну реалізацію переваг nc-Si є недостатній розвиток технологій точного управління розміром та концентрацією нанокристалів Si при економічно виправданих швидкостях

формування плівки. Тому незважаючи на велику кількість вже існуючих технологій виготовлення nc-Si, багато уваги приділяється їх вдосконаленню та пошуку нових (наприклад, [6–12]).

Одним з перспективних шляхів у цьому напрямку є використання явища металом індукованої кристалізації (МК) аморфного кремнію [13–17]. Зокрема, нещодавно була показана можливість формування в матриці аморфного Si нанокристалів Si з розмірами 2–5 нм і часткою фазового об'єму до 80% за допомогою низькотемпературної кристалізації аморфного Si, стимульованої оловом [18–20]. Вказані експериментальні результати трактуються за допомогою нового механізму МК, запропонованого в [20, 21], який суттєво відрізняється від відомих для інших металів [13, 15–17]. Відповідного до цього механізму, нанокристали кремнію формуються внаслідок циклічного повторення процесів утворення і розпаду пересиченого розчину кремнію в олові у вузькому шарі етектики на інтерфейсі a-Si/Sn мікрокраплин олова в об'ємі аморфного Si. В цій роботі ми показуємо, що процес індукованої оловом кристалізації аморфного кремнію може бути запущений дією лазерного світла відносно невеликої потужності. Це

© В.Б. НЕЙМАШ, Г.І. ДОВБЕШКО,  
П.Є. ШЕПЕЛЯВИЙ, В.А. ДАНЬКО,  
В.В. МЕЛЬНИК, М.В. ІСАЄВ, А.Г. КУЗЬМИЧ, 2016

ISSN 2071-0194. Укр. фіз. журн. 2016. Т. 61, № 2



$X; Y; Z = 50\text{--}200$  нм;  $D = 1$  мм

**Рис. 1.** Схема поперечного розрізу шаруватих структур Si-Sn-Si, що були досліджені у цій роботі

дозволяє вимірювати за допомогою комбінаційного розсіяння лазерного світла (КРС) температуру, розмір і займаний ними об'єм в процесі їх формування і одночасно керувати процесом кристалізації змінюючи інтенсивність і тривалість дії лазерного випромінювання.

## 2. Експеримент

Досліджено шаруваті плівкові структури, поперечний розріз яких схематично зображено на рис. 1. Вони виготовлені шляхом послідовного осадження кремнію та олова, термічно випаровуваних у вакуумі. Осадження відбувалося на підкладку з боросилікатного скла розміром  $76 \times 76$  мм<sup>2</sup> при температурі  $\sim 150$  °С в такій послідовності:

- на всю площу підкладки осаджувався шар аморфного кремнію товщиною  $X$ ;
- поверх шару а-Si через маску діаметром 50 мм формувалася пляма шару металевого олова товщиною  $Y$ ;
- поверх зазначених шарів формувалася другий шар аморфного Si товщиною  $Z$  по всій площі підкладки.

Значення параметрів  $X$ ,  $Y$ ,  $Z$  дискретно змінювалися в межах 50–200 нм з кроком 50 нм. Всі три процеси осадження здійснювалися у одній вакуумній камері без розгерметизації при залишковому тиску  $10^{-3}$  Па шляхом послідовного використання трьох різних випаровувачів. Розпорошувалися Si(99,999%) та Sn (99,92%). Досліджено зразки з різними співвідношеннями  $X:Y:Z$ . Виготовлені таким чином зразки можна розглядати як макроскопічний модельний аналог мікроскопічних металевих крапель Sn в оточенні аморфного Si, що спо-

стерігаються в плівкових сплавах Si-Sn і є причиною кристалізації довколишніх областей кремнію [20].

Вимірювання спектрів комбінаційного розсіяння світла проводилося на мікро-Раман спектрометрі Renishaw. Збудження КРС здійснювалося лазерним випромінюванням з довжиною хвилі 633 нм з максимальною потужністю світлового потоку  $I_0 = 10$  мВт. Діаметр лазерної плями становив 1 мкм або 2 мкм, що забезпечувало щільність потоку світла до  $3 \cdot 10^5$  Вт · см<sup>-2</sup>. Спектри КРС вимірювалися при кімнатній температурі в двох характерних областях поверхні зразків – область А на рис. 1 (над плівкою Sn) та область В на рис. 1 (осторонь плівки Sn). Час сканування спектра і, відповідно, дія лазерного променя на зразок, становив 30 секунд. Спектри КРС в одному й тому ж місці зразка записувалися при різних потужностях збуджуючого лазерного випромінювання у такій послідовності: при  $I_1 = 0,1I_0$ ;  $I_2 = 0,5I_0$ ;  $I_3 = I_0$  і знову при  $I_4 = 0,1I_0$ . На деяких зразках спектри записувалися (сканувалися) в одному і тому ж місці по декілька разів при однаковій потужності лазера для встановлення ролі тривалості лазерної обробки.

## 3. Результати та їх обговорення

Спектри КРС в діапазоні 300–600 см<sup>-1</sup>, виміряні в області В всіх зразків (рис. 1), містять лише широкую смугу аморфного кремнію з максимумом біля 475 см<sup>-1</sup> [22] при будь-яких потужностях лазерного збуджуючого випромінювання КРС до максимального включно. В той час, як в області А над шаром металевого олова, крім смуги від аморфної фази при  $I_2 = 0,5I_0$  виникає і зростає при  $I_3 = I_0$  додаткова вузька смуга в інтервалі 490–500 см<sup>-1</sup>, що відповідає нанокристалічній фазі кремнію [22, 23]. Вона зберігається у подальших вимірах при використанні для збудження спектрів випромінювання з меншою потужністю  $I_4 = 0,1I_0$  лише на цій же ділянці зразка. Це проілюстровано на рис. 2, де в одному масштабі показана еволюція спектра КРС при збільшенні (а) і подальшому зменшенні (b) потужності збуджуючого лазерного випромінювання. Відповідний пік на спектрах КРС свідчить про те, що при потужностях збуджуючого лазерного випромінювання  $0,5I_0$  та  $I_0$  в зоні А відбувається формування нанокристалів кремнію.

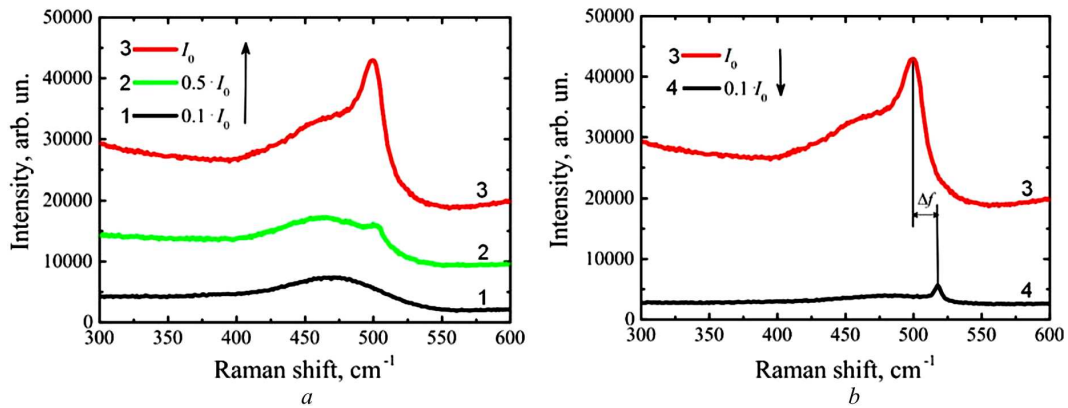


Рис. 2. Спектри КРС на поверхні зразка у області А, зареєстровані у послідовності зростання інтенсивності світла (а):  $0,1I_0$ ;  $0,5I_0$ ;  $I_0$  та її зменшення (б):  $4 - 0,1I_0$ . Співвідношення товщини шарів у зразку  $X:Y:Z = 100:50:100$  нм

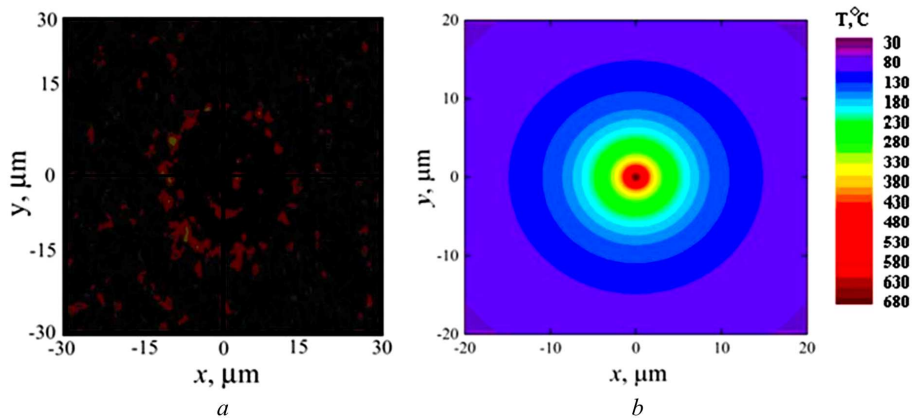
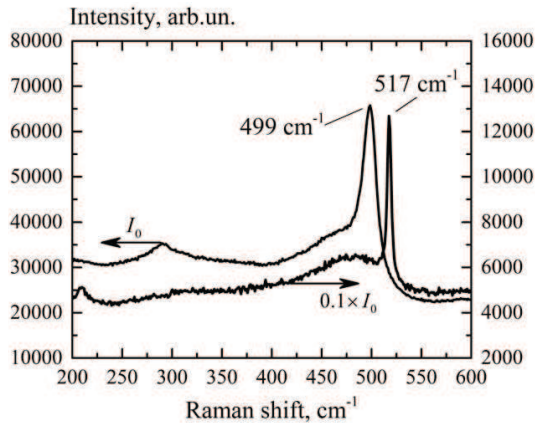


Рис. 3. Вигляд у оптичний мікроскоп сліду дії лазера збудження КРС (а); розрахунковий розподіл рівноважної температури поверхні зразка  $X:Y:Z = 100:100:100$  нм при  $I = I_0$  (б)

Відзначимо, що кристалізація аморфного Si під дією лазерного випромінювання спостерігалася багатьма дослідниками [24–29]. Вважається, що після локального розігріву a-Si променем лазера до температур вище  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  [24–26] або після так званого “холодного плавлення” Si під дією коротких, але потужних лазерних імпульсів ( $10^{11}$ – $10^{12}$  Вт·см $^{-2}$ ) [27–29] відбувається кристалізація, зумовлена термічним механізмом. Однак у нашому випадку потужності лазерного випромінювання не достатньо для термічної кристалізації. Про це свідчить відсутність КРС-смуги кристалічного кремнію в зоні В зразків навіть після 3-разового сканування спектра при максимальній потужності збуджуючого лазерного випромінювання. Виникнення такої смуги в спектрі КРС при зонду-

ванні А-зони очевидно зумовлена наявністю шару олова, яке суттєво знижує температуру кристалізації a-Si [18, 19] завдяки механізму МІК. Для інтерфейсу Si/Sn цей механізм реалізується при температурах вище точки плавлення Sn  $230\text{ }^\circ\text{C}$  [20, 21]. Це підтверджується тим, що виникнення в спектрі КРС-смуги від кристалічної фази Si супроводжується зміною рельєфу поверхні зразка в місці дії лазерного збуджуючого випромінювання очевидно внаслідок розплавлення шару олова. Типовий вигляд сліду від дії лазера на поверхні зразку, отриманий за допомогою оптичного мікроскопічного пристрою наведення КРС спектрометра, показаний на рис. 3, а. Видно, що його розмір майже на порядок перевищує діаметр плями від збуджуючого лазерного випромінювання. Поза межами сліду



**Рис. 4.** Температурний зсув смуги кристалічної фази. Спектри КРС, записані при  $I = I_0$  та при  $I = 0,1I_0$ .  $X:Y:Z = 100:200:100$  нм

(при  $I = 0,1I_0$ ) смуга від кристалічної фази в спектрі КРС не проявляється.

Для зразків з різним співвідношенням  $X:Y:Z$  діаметр сліду, його малюнок і контраст дещо відрізняються при однакових інтенсивності і тривалості дії лазерного світла. Імовірно, це пов'язано з різними умовами поглинання світла та тепловідводу при різній товщині шарів досліджуваних структур. Це, врешті, визначає розподіл температури в освітленій лазером області і довкола неї. На рис.3, *b* показано результати розрахунку рівноважного розподілу температури поверхні зразка з  $X:Y:Z = 100:100:100$  нм навколо осі лазерного променя діаметром 1 мкм при  $I = I_0$ . В розрахунок використано модель, запропоновану у роботі [30]. Видно, що максимальна температура розігріву в центрі світлової плями може сягати  $680^\circ\text{C}$ . Дещо вищі значення дає оцінка температури поверхні цього зразка в області дії лазерного променя по тепловому зсуву частоти максимуму КРС-смуги від кристалічної фази.

Як відомо, КРС-смуга від кристалічного кремнію, максимум якої при кімнатній температурі має частоту  $\omega = 520\text{ cm}^{-1}$ , зміщується в бік менших енергій на величину  $\Delta\omega_T$ , пропорційну підвищенню температури кристала [31–33]. Нами теж експериментально спостерігався низькочастотний зсув смуги КРС кристалічної фази Si по мірі збільшення інтенсивності лазерного випромінювання. Пік від щойно утвореної кристалічної фази зсувається в бік більших енергій при зменшенні по-

тужності лазерного світла від  $I = I_0$  до  $I = 0,1I_0$  (рис. 2, *b*). На рис. 4 наведено спектри КРС-зразка з  $X:Y:Z = 100:200:100$  нм, записаних спочатку при  $I = I_0$ , а потім при  $I = 0,1I_0$ , зазначимо, що інтенсивності смуг відрізняються майже на порядок. Подальше зменшення інтенсивності збуджувального лазерного випромінювання ще на порядок в межах  $(0,01-0,1)I_0$  вже не впливає помітним чином на положення смуги. Тобто світло такої потужності розігріває зразки несуттєво у порівнянні з кімнатною температурою. Тому можна стверджувати, що  $\Delta\omega_T$  при  $I > 0,1I_0$  характеризує збільшення температури зразка в місці виміру спектра КРС порівняно з кімнатною внаслідок локального розігріву випромінюванням лазера.

Використання експериментальної залежності зсуву смуги КРС від температури для кристалічної фази із роботи [33] дозволяє оцінити локальну температуру в області дії лазерного випромінювання. У зразках із різним співвідношенням  $X:Y:Z$  при  $I = I_0$ , вона коливається в інтервалі від  $350^\circ\text{C}$  до  $960^\circ\text{C}$  ( $\Delta\omega_T = 8-22\text{ cm}^{-1}$ ), але приблизно однакова в межах кожного зразка. Очевидно, товщина і співвідношення товщин шарів a-Si та Sn визначають умови поглинання лазерного світла та тепловідводу і, відповідно, ступінь розігріву структури. Слід зауважити, що температурну залежність, одержану в [33] на монокристалах Si, застосовувати до нанокристалів, як у нашому випадку, можна лише як орієнтовну. Для коректного застосування КРС у вимірюванні температури матеріалів з нанокристалічними кремнію потрібно знати залежності  $\Delta\omega_T$  в nc-Si з різними розмірами кристалітів. Колієвий спектр наночастинок залежить від їх розмірів, тому спектроскопія КРС використовується для визначення їх розмірів уже достатньо давно [22, 23, 34, 35]. Зокрема, пік КРС від нанокристалів Si при їх розмірах менше 20 нм зсувається від положення  $520\text{ cm}^{-1}$  в бік менших енергій на величину  $\Delta\omega_R$ . На рис. 5 наведено залежність цього зсуву від розміру кристалів  $\Delta\omega_R(\Delta R)$  при кімнатній температурі за даними [35].

Як видно з рис. 4, частота піка кристалічної фази Si ( $517\text{ cm}^{-1}$ ) в спектрі КРС, вимірюваному при  $I = 0,1I_0$  (тобто при кімнатній температурі зразка), на  $\Delta\omega_T = 3\text{ cm}^{-1}$  нижча піка, що відповідає монокристалічному Si ( $520\text{ cm}^{-1}$ ) при такій же температурі. Згідно з рис. 5 це означає домінування в новоствореній кристалічній фазі кристалітів

розміром приблизно у 4,5 нм. В зразках з іншими співвідношеннями  $X:Y:Z$  значення розмірного зсуву  $\Delta\omega_R$  змінюється в межах 2–12  $\text{cm}^{-1}$ , що відповідає інтервалу розмірів кристалітів 2–6 нм. Саме цей інтервал становить практичний інтерес з точки зору використання нанокремнію в ролі прямозонного, з керованою шириною забороненої зони плівкового матеріалу для сонячних елементів.

Частку об'єму аморфно-кристалічного композиту, яку займають нанокристали ( $X_C$ ), можна визначити із співвідношення інтегральних інтенсивностей КРС-смуг кристалічної і аморфної фаз [34]. На рис. 6 показано як змінюється це співвідношення фаз з кількістю 30-секундних сканувань КРС-спектра в одному і тому ж місці зразка. Видно, що з кожним скануванням амплітуда смуги від кристалічної фази росте, тобто відбувається накопичення нанокристалів в процесі індукованої оловом кристалізації а-Si внаслідок розігріву лазерним світлом. Зокрема, в зразку з  $X:Y:Z = 50:100:200$  нм  $X_C$  стабілізується на рівні 92% на п'ятому скануванні. Тобто через 2,5 хвилини лазерної обробки. В зразках із зовнішнім шаром а-Si товщиною 100 нм і менше  $X_C$  виходить на рівень 90% вже при першому ж скануванні, тобто за 30 секунд. Це на порядок вища швидкість кристалізації, ніж ми спостерігали на схожих структурах внаслідок термообробок при температурах 300–400 °С без додаткової дії світла [21]. Якби це було зумовлено лише більш високою температурою в зоні дії лазерного променя, то згідно з [17], розмір кристалітів ( $R$ ) мав би бути суттєво більшим за 5 нм. Однак цього не спостерігається. Можна припустити, що МІК у зовнішньому шарі а-Si прискорюється внаслідок сильної фотоіонізації кремнію потужним лазерним світлом. Адже розчинення аморфного кремнію в рідкому олові на інтерфейсі шарів суттєво полегшується екрануванням ковалентних зв'язків кремнію вільними електронами і утворенням додаткових обірваних зв'язків [36]. Перевірка цього припущення потребує додаткових досліджень. Однак незалежно від механізму прискорення МІК лазерним світлом, воно може бути використано для контрольованого формування нанокристалів в шаруватих плівкових структурах Si-Sn.

В таблиці наведені результати вимірювань і оцінок, одержаних на деяких характерних зразках з кінцевим вмістом кристалічної фази понад 80%

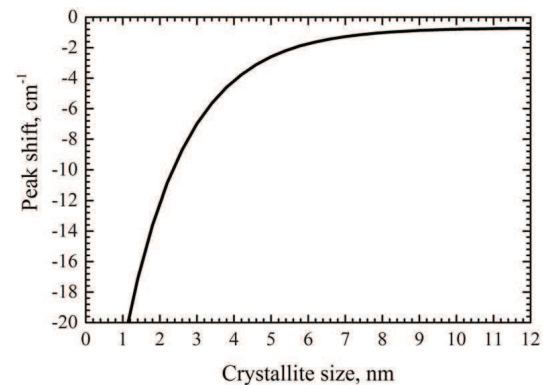


Рис. 5. Залежність  $\Delta\omega_R$  ( $\Delta R$ ) зсуву КРС-піка нанокристалічної фази Si порівняно з піком монокристалічного Si при 520  $\text{cm}^{-1}$  від розміру кристалітів [35]

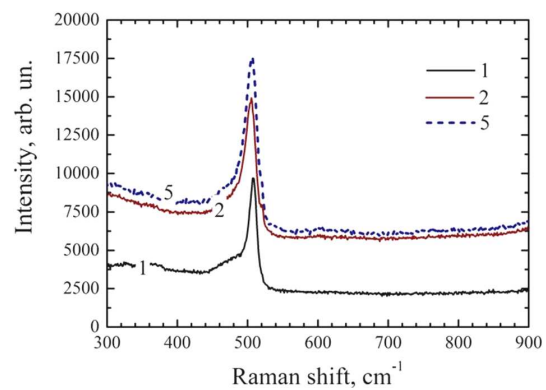


Рис. 6. Спектри КРС для зразка  $X:Y:Z = 50:100:200$  нм при  $I = I_0$  після 1 – першого, 2 – другого та 5 – п'ятого сканування в тому самому місці зразка

при розмірах кристалітів не більше 5 нм. В першому стовпчику таблиці позначено співвідношення товщини шарів  $X:Y:Z$  в нанометрах. В другому – положення КРС-піка від кристалічної фази при потужності лазера збудження  $I = 0,1I_0$  (тобто при кімнатній температурі) та збільшеній потужності  $I = kI_0$ . Значення коефіцієнта  $k$  представлені у третьому стовпчику. Далі:  $\Delta\omega_T$  – величина температурного зсуву кристалічного піка;  $T$  °С – приблизна температура в місці дії лазера і вимірювання КРС [30]; число 30-секундних сканувань спектра КРС, коли промінь лазера діє на вимірюваний зразок;  $\Delta\omega_R$  – зсув положення піка кристалічної фази, зумовлений розмірним ефектом при кімнатній температурі порівняно з положенням піка від монокремнію ( $\omega_{c-Si} = 520 \text{ cm}^{-1}$ ); результати оцінки домінантного розміру кристалітів  $R$  та час-

Співвідношення шарів за товщиною $X:Y:Z$ , нм	Положення піка КРС крист. фази $\omega$ , $\text{см}^{-1}$ при різних значеннях інтенсивності $(0,1I_0)/(kI_0)$	Коеф. зміни потужності $k$	Величина температурного зсуву положення піка крист. фази $\Delta\omega_T$ , $\text{см}^{-1}$	Температура в місці дії лазера $T$ , $^{\circ}\text{C}$	Число (30-сек.) сканів спектра КРС	Величина розмірного зсуву положення піка крист. фази $\Delta\omega_R$ , $\text{см}^{-1}$	Домінантний розмір кристалітів $R$ , нм	Частка об'єму кристалічної фази $X_C$ , %
50 : 100 : 200	508/502	0,5	6	250	5	12	1,9	92
100 : 100 : 100	516/494	1,0	22	960	1	4	3,5	90
100 : 100 : 200	511/500	0,5	11	480	1	9	2,2	92
100 : 200 : 100	517,5/498	1,0	19,5	850	1	2,5	5,0	86
150 : 100 : 50	517/497	1,0	20	870	1	3	4,3	81
200 : 200 : 200	517/497	1,0	22	960	5	3	4,3	80

тки об'єму, займаного ними  $X_C$  (за методикою згідно з роботами [22, 23, 34]).

З таблиці видно, що в досліджених 3-шарових Si-Sn-Si плівкових структурах в процесі вимірювання КРС під дією світлового потоку збудження щільністю до  $3 \cdot 10^5 \text{ Вт} \cdot \text{см}^{-2}$  відбувається значний розігрів поверхні. Температура розігріву може сягати кількох сотень градусів, що визначається: а) потужністю і діаметром збуджуючого лазерного променя; б) умовами поглинання світла та тепловідводу залежно від товщини шарів структури. При температурах вище за точку плавлення олова відбувається розчинення в ньому аморфного кремнію з подальшим випадінням із розчину у вигляді нанокристалів. Детально цей механізм МК описаний в [21]. З таблиці видно, що розмір нанокристалів Si та їх концентрація визначається температурою та тривалістю процесу і, відповідно, потужністю та часом дії лазерного світла. Вимірювання і аналіз спектра КРС в процесі індукованої оловом трансформації кремнію із аморфного у кристалічний стан дозволяє визначати (а модулюючи інтенсивність та час дії лазерного випромінювання, і регулювати) в режимі "on line" розмір кристалітів та частку об'єму, займану ними. Кількість і товщина вихідних шарів a-Si та Sn можуть бути технологічним фактором, що визначає загальну товщину плівки аморфно-кристалічного композиту, розподіл по ній параметрів нанокристалічної фази, а також кількість і стан залишкового олова.

#### 4. Висновки

Таким чином, застосування лазерного випромінювання одночасно для створення умов індукованої

оловом кристалізації аморфного кремнію та вимірювання за допомогою КРС розміру нанокристалів, що утворюються, і частки займаного ними об'єму може бути принциповою основою для нової технології контролю якості в процесі виготовлення плівкового нанокристалічного кремнію із заданою шириною забороненої зони, зокрема, для сонячних елементів каскадного типу. Виявлене в цій роботі суттєве прискорення індукованої оловом кристалізації аморфного Si при розігріві його лазерним випромінювання, порівняно з розігрівом без дії світла, може свідчити про значну роль іонізації у процесах МК.

1. M.C. Beard, J.M. Luther, and A.J. Nozik, *Nat. Nano* **9**, 951 (2014).
2. Z.I. Alferov, V.M. Andreev, and V.D. Rumyantsev, *Semiconductors* **38**, 899 (2004).
3. B. Yan, G. Yue, X. Xu, J. Yang, and S. Guha, *Phys. Status Solidi A* **207**, 671 (2010).
4. N.S. Lewis, *Science* **315**, 798 (2007).
5. R. Søndergaard, M. Hösel, D. Angmo, T.T. Larsen-Olsen, and F.C. Krebs, *Mater. Today* **15**, 36 (2012).
6. M. Birkholz, B. Selle, E. Conrad, K. Lips, and W. Fuhs, *J. Appl. Phys.* **88**, 4376 (2000).
7. B. Rech, T. Roschek, J. Müller, S. Wieder, and H. Wagner, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **66**, 267 (2001).
8. M.K. van Veen, C.H.M. van der Werf, and R.E.I. Schropp, *J. Non-Cryst. Solids* **338-340**, 655 (2004).
9. Y. Mai, S. Klein, R. Carius, H. Stiebig, L. Houben, X. Geng, and F. Finger, *J. Non-Cryst. Solids* **352**, 1859 (2006).
10. H. Li, R.H. Franken, R.L. Stolk, C.H.M. van der Werf, J.K. Rath, and R.E.I. Schropp, *J. Non-Cryst. Solids* **354**, 2087 (2008).
11. R. Amrani, F. Pichot, L. Chahed, and Y. Cuminal, *Cryst. Struct. Theory Appl.* **1**, 57 (2012).
12. G. Fugallo and A. Mattoni, *Phys. Rev. B* **89**, 045301 (2014).

13. O. Nast and A.J. Hartmann, *J. Appl. Phys.* **88**, 716 (2000).
14. M. Jeon, C. Jeong, and K. Kamisako, *Mater. Sci. Technol.* **26**, 875 (2010).
15. M.A. Mohiddon and M.G. Krishna, *J. Mater. Sci.* **47**, 6972 (2012).
16. D. Van Gestel, I. Gordon, and J. Poortmans, *Sol. Energy Mater. Sol. Cells* **119**, 261 (2013).
17. A. Mohiddon and G. Krishna, in *Crystallization – Science and Technology*, edited by A. Marcelllo (InTech, 2012), p. 461.
18. V.V. Voitovych, V.B. Neimash, N.N. Krasko, A.G. Kolesiuk, V.Y. Povarchuk, R.M. Rudenko, V.A. Makara, R.V. Petrunya, V.O. Juhimchuk, and V.V. Strelchuk, *Semiconductors* **45**, 1281 (2011).
19. V.B. Neimash, V.M. Poroshin, A.M. Kabaldin, V.O. Yukhymchuk, P.E. Shepelyavyi, V.A. Makara, and S.Y. Larkin, *Ukr. J. Phys.* **58**, 865 (2013).
20. V. Neimash, V. Poroshin, P. Shepeliavyi, V. Yukhymchuk, V. Melnyk, A. Kuzmich, V. Makara, and A.O. Goushcha, *J. Appl. Phys.* **114**, 213104 (2013).
21. V.B. Neimash, A.O. Goushcha, P.E. Shepeliavyi, V.O. Yukhymchuk, V.A. Dan'ko, V.V. Melnyk, and A.G. Kuzmich, *Ukr. J. Phys.* **59**, 1168 (2014).
22. H. Richter, Z.P. Wang, and L. Ley, *Solid State Commun.* **39**, 625 (1981).
23. I.H. Campbell and P.M. Fauchet, *Solid State Commun.* **58**, 739 (1986).
24. S. Chen and I.C. Hsleh, *Solid State Technol.* **39**, 113 (1996).
25. A.A.D.T. Adikaari and S.R.P. Silva, *J. Appl. Phys.* **97**, (2005).
26. T.Y. Choi, D.J. Hwang, and C.P. Grigoropoulos, *Opt. Eng.* **42**, 3383 (2003).
27. J.-M. Shieh, Z.-H. Chen, B.-T. Dai, Y.-C. Wang, A. Zaitsev, and C.-L. Pan, *Appl. Phys. Lett.* **85**, 1232 (2004).
28. V.A. Volodin and A.S. Kachko, *Semiconductors* **45**, 265 (2011).
29. A.V. Emelyanov, A.G. Kazanskii, P.K. Kashkarov, O.I. Konkov, E.I. Terukov, P.A. Forsh, M.V. Khenkin, A.V. Kukin, M. Beresna, and P. Kazansky, *Semiconductors* **46**, 749 (2012).
30. P.J. Newby, B. Canut, J.-M. Bluet, S. Gomès, M. Isaiev, R. Burbelo, K. Termentzidis, P. Chantrenne, L.G. Fréchet, and V. Lysenko, *J. Appl. Phys.* **114**, 014903 (2013).
31. M. Balkanski, R.F. Wallis, and E. Haro, *Phys. Rev. B* **28**, 1928 (1983).
32. B. Stoib, S. Filser, N. Petermann, H. Wiggers, M. Stutzmann, and M.S. Brandt, *Appl. Phys. Lett.* **104**, 161907 (2014).
33. S. Périchon, V. Lysenko, B. Remaki, D. Barbier, and B. Champagnon, *J. Appl. Phys.* **86**, 4700 (1999).
34. E. Bustarret, M.A. Hachicha, and M. Brunel, *Appl. Phys. Lett.* **52**, 1675 (1988).
35. W. Cheng and S.-F. Ren, *Phys. Rev. B* **65**, 205305 (2002).
36. A. Hiraki, *Low Temperature Reactions at Si/metal Interfaces; What Is Going on at the Interfaces?* (North-Holland, Amsterdam, 1984).

Одержано 17.06.15

*В.Б. Неймаш, Г.И. Довбешко, П.Е. Шепелявий,  
В.А. Данько, В.В. Мельник, Н.В. Исаев, А.Г. Кузьмич*

КОМБИНАЦИОННОЕ РАССЯНИЕ СВЕТА  
В ПРОЦЕССЕ ИНДУЦИРОВАННОЙ ОЛОВОМ  
КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОГО КРЕМНИЯ

Резюме

Методом комбинационного рассеяния света различной мощности поверхностью тонкопленочных структур Si-Sn-Si исследованы процессы индуцированной оловом кристаллизации аморфного кремния. Анализ спектров комбинационного рассеяния использован для контроля температуры, размера и концентрации кристаллов Si, образующихся в матрице аморфного Si в процессе измерения спектров. Выявлено значительное ускорение индуцированной металлом кристаллизации при лазерном отжиге структур Si-Sn-Si по сравнению с отжигом в темноте. Показана принципиальная возможность контроля в режиме "on line" размеров и концентрации кристаллов Si в процессе их формирования.

*V. Neimash, G. Dovbeshko, P. Shepelyavyi,  
V. Danko, V. Melnyk, M. Isaiev, A. Kuzmich*

RAMAN SCATTERING  
IN THE PROCESS OF TIN-INDUCED  
CRYSTALLIZATION OF AMORPHOUS SILICON

Summary

Metal-induced crystallization in Si-Sn-Si thin film structures has been studied, by using the Raman scattering at various light powers. The Raman spectra are used to monitor the temperature, size, and concentration of Si crystals formed in the amorphous Si matrix. A significant acceleration of the metal-induced crystallization in Si-Sn-Si structures at their laser-assisted annealing in comparison with their annealing in dark is revealed. A basic possibility of the "on line" monitoring of the size and the concentration of Si nanocrystals in the course of their formation is demonstrated.