

І.М. Будзуляк  
**Структурні перетворення в бінарних напівпровідниках в полі дії  
лазерного випромінювання**

*Прикарпатський національний університет ім. Василя Стефаника,  
вул. Шевченка, 57, Івано-Франківськ, 76000, Україна e-mail ivan\_budzulyak@yahoo.com*

У роботі досліджувався вплив імпульсного лазерного опромінення на структурну досконалість бінарних напівпровідників PbTe, CdSb, CdTe. Показано, що структурні перетворення відбуваються стрибком при відповідних значеннях густини енергії в імпульсі, а різноманітність перетворень визначається властивостями напівпровідників, зокрема, в PbTe різке зростання густини дислокацій на 1,5-2 порядки має місце при густині енергії випромінювання в 3 Дж/см<sup>2</sup>, регулярна сітка тріщин формується при 7 Дж/см<sup>2</sup>, а відокремлення тонких шарів матеріалу при 9 Дж/см<sup>2</sup>. В монокристалах CdSb такі шари утворюються при густині енергії 11 Дж/см<sup>2</sup>, в CdTe даний ефект не проявляється. В монокристалах CdTe і PbTe зафіксований інтенсивний рух дислокацій, обумовлений лазерним опроміненням; в CdTe дислокації рухаються до включень і макротріщин, при цьому біля тріщин густина дислокацій є мінімальною

**Ключові слова:** лазерне опромінення, структурна досконалість, дислокації.

*Стаття поступила до редакції 15.06.2007; прийнята до друку 15.12.2007.*

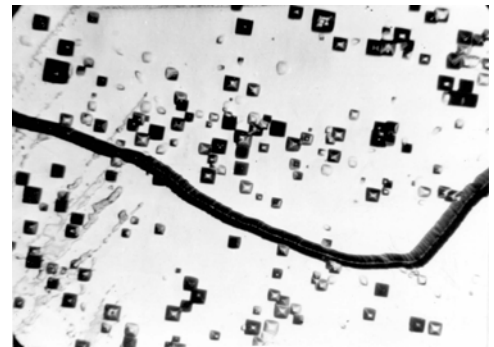
Тверде тіло в полі дії лазерного випромінювання представляє собою сильно нерівноважну систему, в якій реалізуються різноманітні структурні перетворення в підсистемах різновимірних дефектів (вакансії, дислокації, пори мікротріщин і т.п.). Особливий інтерес представляють зміни, які відбуваються в напівпровідникових монокристалах, оскільки лазерним опроміненням, по-перше, можна кардинально змінити їх властивості, а, по-друге, створити умови при яких відбуваються процеси самоорганізації, що призводять до формування нових структур [1-2].

При дії потужного лазерного випромінювання на напівпровідники при умові  $h\nu > E_g$  (фундаментальне поглинання) при рівнях потужності, який менший за поріг поверхневого руйнування, в опромінену напівпровіднику у багатьох випадках відбуваються зміни, пов'язані з виникненням в приповерхневому шарі полів термопружних напруг і генерацією останніми нових структурних дефектів, причому тип дефектів, що вводяться лазерним випромінюванням визначається передісторією зразка (наявність включень, малокутових границь, стан поверхні і т.п.). Для проведення досліджень були використані зразки бінарних напівпровідників PbTe, CdTe, CdSb, які істотно різняться за своїми електрофізичними властивостями і структурою, що знайшло своє відображення в формуванні лазером тих чи інших новоутворень. У випадку PbTe використовувалися монокристалічні зразки нелегованого телуриду

свинцю *n*-типу провідності з концентрацією носіїв  $n = 3,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ , орієнтованих в площині (100). Середня густина дислокацій досліджуваних зразків складала



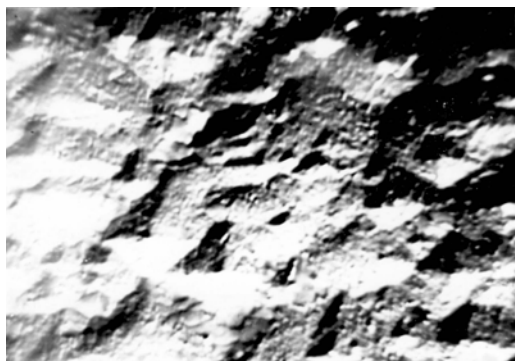
а



б

**Рис. 1.** Селективно-травлена поверхня PbTe: а) до опромінення; б) після лазерного опромінення  $E = 2,6 \text{ Дж/см}^2$  ( $150^\circ$ ).

$3,6 \cdot 10^{-5} \text{ см}^{-2}$ . Перед лазерним опроміненням зразки механічно полірувалися з використанням пасти АСМ 1/0, а потім полірувалися хімічно в травнику складу 95 %  $\text{HBr} + 5 \% \text{Br}_2$  для зняття порушеного шару.

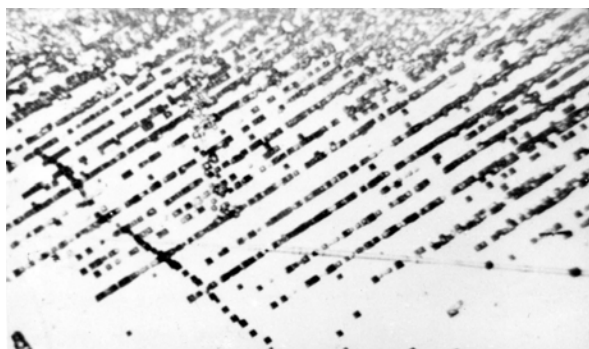


**Рис. 2.** Електронно-мікроскопічне зображення поверхні  $\text{PbTe}$ , після лазерного опромінення ( $E = 5,2 \text{ Дж/см}^2$ ,  $\tau_i = 2 \text{ мс}$ ,  $\lambda = 1,06 \text{ мкм}$ ) і селективного травлення ( $12000\times$ ).

Опромінення зразків проводилося як на повітрі, так і у вакуумній камері з залишковим тиском не більше за  $10^{-4} \text{ Па}$ .

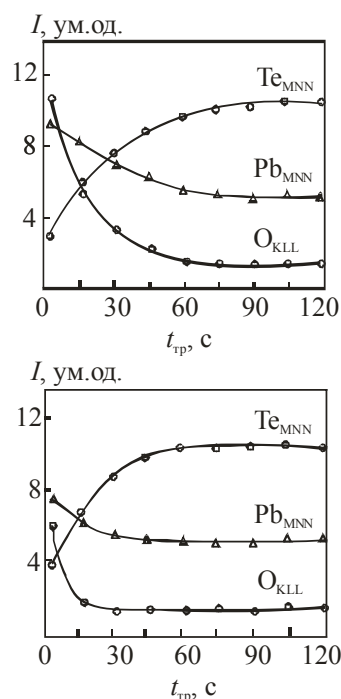
При густині енергії випромінювання  $E < 3 \text{ Дж/см}^2$ , згідно даних металографії і електронної мікроскопії, розподіл ямок травлення по поверхні зразка стає нерівномірним, з'являються ділянки з меншою густиною ямок травлення в порівнянні з неопроміненою поверхнею. На фоні вільної від ямок травлення поверхні з'явилися одиничні ямки більшої площі з плоским дном (рис. 1), які згідно [3] свідчать про рух дислокацій, оскільки травлення настільки чутливе до присутності дислокацій, що якщо дислокації переміщуються, то ямка травлення припиняє рости в глибину, продовжуючи, проте, рости в сторони.

Опромінення зразків імпульсами з густиною енергії випромінювання більшою ніж  $3 \text{ Дж/см}^2$  приводить до стрибкоподібного зростання густини дислокацій на 1,5-2 порядки в приповерхневому шарі завтовшки 150-300 мкм (рис. 2), що значно більше за товщину шару в якому поглинається



**Рис. 3.** Границя між опроміненою і неопроміненою ділянками поверхні  $\text{PbTe}$  ( $120\times$ ).

випромінювання [4]. Справді коефіцієнт поглинання  $\alpha$  для  $\text{PbTe}$  на довжині хвилі  $\lambda = 1,06 \text{ мкм}$  рівний  $5 \cdot 10^4 \text{ см}^{-1}$  і товщина шару, в якому поглинається



**Рис. 4.** Склад приповерхневого шару  $\text{PbTe}$ , згідно даних Оже-електронної спектроскопії: а) неопромінена поверхня; б) лазерно опромінена поверхня ( $E = 6,2 \text{ Дж/см}^2$ ).

випромінювання складає  $\sim 1 \text{ мкм}$ . Густина дислокацій в опроміненому шарі була також оцінена за уширенням кривих гойдання, знятих на двохкристальному спектрометрі від опромінених ділянок зразка, за допомогою співвідношення [5]:

$$N_g = \frac{\theta^2}{4,32b^2}$$

де  $\theta$  – фізичне уширення за рахунок недосконалості,  $b$  – вектор Бюргерса. В залежності від густини енергії випромінювання вона складала  $10^7$ - $10^8 \text{ см}^2$ . Стрибокподібне збільшення густини дислокацій зображено на рис. 3, де представлена селективно травлена область поверхні в районі межі між опроміненою і неопроміненою ділянками.

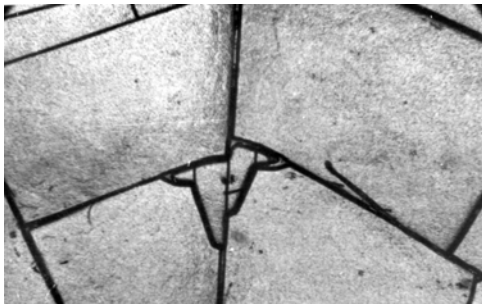
Опромінена ділянка характеризується підвищеною густиною дислокацій, тоді як на прилеглий до межі неопромінений ділянку густина дислокацій навіть нижча на порядок ніж на еталонній поверхні. Очевидно, це зв'язано з тим, що внаслідок появи градієнту термомпружних напруг на межі розділу відбувається переміщення дислокацій з неопроміненої ділянки на опромінену. Про це свідчать і паралельні лінії дислокацій спостережувані на межі, які утворюються в площинах сколу, і куди відбувається стік дислокацій з неопроміненої ділянки. Оцінка температури поверхневого шару і відповідно термомпружних напруг за нижче наведеними формулами [6] показує, що при даній густині енергії виникають сильно неоднорідні механічні напруги, внаслідок чого і утворюються дислокації, а при великих рівнях опромінювання і тріщини:

$$\Delta T = \frac{(1-R)I\tau_i}{c\rho\sqrt{2D\tau_i}},$$

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{2\beta E(1-R)}{1-\nu} \frac{I}{K} \sqrt{2D\tau_i} \left[ \frac{1}{\sqrt{\pi}} + \frac{L_D}{L} - \frac{1}{\sqrt{\pi}} \left( \frac{L_D}{L} \right)^2 \right],$$

де  $R$  – коефіцієнт відбивання,  $I$  – інтенсивність випромінювання,  $\tau_i$  – тривалість імпульсу,  $c, \rho$  – питомі теплоємність і густина матеріалу,  $D$  – коефіцієнт теплової дифузії,  $\beta$  – коефіцієнт теплового розширення,  $E$  – модуль Юнга,  $\nu$  – коефіцієнт Пуассона,  $L$  – товщина зразка,  $K$  – коефіцієнт теплопровідності,  $L_D = \sqrt{2D\tau_i}$ .

При вказаній густині енергії випромінювання має місце перерозподіл компонент PbTe по глибині зразка. На рис. 4 показано відносну зміну інтенсивності піків Оже-ліній свинцю і телуру від опроміненої (а) і неопроміненої (б) поверхні, залежно від відстані від поверхні. Як видно з рис. 4, лазерна обробка приводить до зміни форми кривих розподілу елементів і до зменшення вмісту телуру в приповерхневому шарі завтовшки  $\sim 30$  нм, що,



**Рис. 5.** Сітка з тріщин на поверхні PbTe орієнтації (100) після лазерного опромінення ( $E = 8,3$  Дж/см<sup>2</sup>).

ймовірно, пов'язано з його випаровуванням під час опромінювання [7].

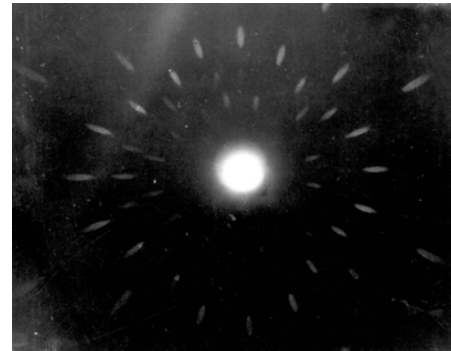
При досягненні густини енергії випромінювання в 6-7 Дж/см<sup>2</sup>, на поверхні зразка з'являються регулярно розташовані мікротріщини, які утворюють між собою і відносно площин сколу кути в 30°, 60° і 90° (рис. 5).

На рентгенівській топограмі опромінена ділянка має вигляд темних і світлих смуг, які періодично чергуються (рис. 6) і розміри яких складають  $\sim 100$  мкм. Причиною такої картини може служити наявність градієнту постійних ґратки, направленою в глибок зразка від поверхні, перпендикулярно цим лініям. Зміна постійних ґратки з глибиною зразка, найімовірніше, пов'язана з існуванням в приповерхневому шарі великих залишкових напруг, подібно тому що спостерігали автори роботи [8] на кремнії. Наявність мікротріщин, орієнтованих під кутом до площини сколу можна пояснити тим, що лазерний промінь в кристалі викликає анізотропію його властивостей, зокрема, коефіцієнта теплового розширення і коефіцієнта теплопровідності.



**Рис. 6.** Рентгенівська топограма лазерно опроміненої поверхні монокристалу PbTe ( $E = 7,2$  Дж/см<sup>2</sup>) (16 $\times$ ).

Збільшення густини енергії випромінювання до 9-10 Дж/см<sup>2</sup> приводить до відшаровування від опроміненого зразка тонких шарів матеріалу товщиною порядку 7-15 мкм і розміром 1,5 $\times$ 2 мм<sup>2</sup>. Лауеграми, зняті від отриманих шарів в напрямі (100)



**Рис. 7.** Лауеграма від плістинки, сформованої на поверхні (100) PbTe лазерним опроміненням а астеризм лауеграм можна пояснити локальним згином площин ковзання [9], коли вісь ковзання.

свідчать про те, що ці шари монокристалічні (рис. 7), перпендикулярна площині ковзання. Великий астеризм лауеграм говорить про те, що кількість діючих площин ковзання  $\{100\}$  мала. Утворення даних шарів відбувається без плавлення приповерхневої області монокристалу, хоча температура утворення близька до температури плавлення. Залежність температури в опроміненому шарі від відстані від поверхні може бути отримана з розв'язку рівняння перенесення [10]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{c(T)\rho(T)} \frac{\partial K(T)}{\partial x} + S(x),$$

де  $c$  – теплоємність,  $\rho$  – густина,  $K$  – теплопровідність,  $S(x) = \gamma I_0 \alpha e^{-\alpha x}$ ,  $\gamma = \frac{1-R}{c\rho}$

з граничними умовами

$$\left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x=0} = 0 \text{ і } T(x \rightarrow \infty, t) = 0.$$

Розв'язок даного рівняння має вигляд:

$$T(\xi = \alpha x, \tau = 4\alpha^2 Dt) = \gamma I_0 F(D, \xi, \tau),$$

де  $D$  – коефіцієнт теплової дифузії.

$$F(D, \xi, \tau) = (\alpha D)^{-1} \left\{ -\xi \operatorname{erfc} \left( \frac{\xi}{\sqrt{\tau}} \right) + \sqrt{\frac{\tau}{\pi}} e^{-\frac{\xi^2}{\tau}} - e^{-\xi} + \right.$$

$$+ \frac{1}{2} e^{\frac{\tau}{\sqrt{\tau}}} [e^{-\xi} \operatorname{erfc}(\frac{1}{2}\sqrt{\tau} - \frac{\xi}{\sqrt{\tau}})] + e^{\xi} \operatorname{erfc}(\frac{1}{2}\sqrt{\tau} + \frac{\xi}{\sqrt{\tau}})] \}.$$

Аналіз даного розв'язку, проведений нами для PbTe показав, що температура зразка на глибинах 20-50 мкм різко падає, зразок можна представити як холодну підкладку, на якій утворюється нагрітий шар, в результаті термічного розширення якого відбувається розрив зв'язків по площині сколу (100) і відділення цього шару від монокристулу. Подальше збільшення густини енергії випромінювання приводить до випаровування і руйнування кристалу.

Вивчення залежності структурних змін твердих розчинів  $Pb_{0,8}Sn_{0,2}Te$  і  $Pb_{0,95}Ge_{0,05}Te$  від величини густини енергії випромінювання показало, що вони в основному такі ж, як і описані вище для PbTe. Проте є ряд особливостей у зміні структури даних твердих розчинів внаслідок опромінення зв'язаних з відмінністю їх теплофізичних і механічних властивостей в порівнянні з PbTe. Зокрема, стрибкоподібне зростання густини дислокацій на 1,5-2 порядки відбувається для  $Pb_{0,8}Sn_{0,2}Te$  вже при густині енергії випромінювання в 2,5 Дж/см<sup>2</sup>. Сітка з тріщин на поверхні  $Pb_{0,95}Ge_{0,05}Te$  з'являється при  $E = 6,3$  Дж/см<sup>2</sup>. У  $Pb_{0,8}Sn_{0,2}Te$  при 2,8-3,2 Дж/см<sup>2</sup> утворюється сітка ліній, яка є набором взаємоперпендикулярних відрізків з тріщин (рис. 8, а, б), але внаслідок його більшої дефектності у порівнянні з PbTe дана сітка носить більш хаотичний характер. Відшаровування монокристалічних пластинок має місце при густині енергії в 3,8 Дж/см для  $Pb_{0,8}Sn_{0,2}Te$ , а для  $Pb_{0,95}Ge_{0,05}Te$  – при 7,8 Дж/см<sup>2</sup>. Товщина цих пластинок приблизно така ж як і в PbTe, два інші розміри, у порівнянні з PbTe, у декілька разів менші. При цьому у випадку  $Pb_{0,95}Ge_{0,05}Te$  відбувається зменшення поверхневого опору пластини і збільшення холівської рухливості на 20 % [11], а у випадку  $Pb_{0,8}Sn_{0,2}Te$  – інверсія типу провідності поверхневого шару пластини.

Таким чином, у залежності від густини енергії лазерного випромінювання з області фундаментального поглинання спостерігається декілька видів структурних змін в поверхневих шарах опроміненого телуриду свинцю і твердих розчинів на його основі, причому на глибинах, які значно перевищують товщину шару, в якому відбувається поглинання випромінювання.

Вивчення особливостей структури CdSb і CdTe, підданих лазерному опроміненню проводилося на нелегованих зразках, поверхні яких перед опроміненням були механічно і хімічно відполіровані. У випадку CdTe опромінення зразків здійснювалось імпульсами рубінового лазера ( $eV$ ,  $\tau_i = 1$  мс), а у випадку CdSb використовувалися рубіновий і неодимовий лазери ( $h\nu = 1,7$  eV,  $\tau_i = 2$  мс)

Дослідження впливу лазерної дії на структуру CdTe проводилося шляхом опромінення поверхні орієнтації (110). При низьких рівнях опромінення (15-18 Дж/см<sup>2</sup>) в CdTe, на поверхні орієнтації (110) на фоні звичайних ямок травлення по'являються більші



а



б

Рис. 8. Сітка з тріщин на поверхні  $Pb_{0,8}Sn_{0,2}Te$  ( $E = 3$  Дж/см<sup>2</sup>): а) 100<sup>x</sup>; б) 3500<sup>x</sup>.

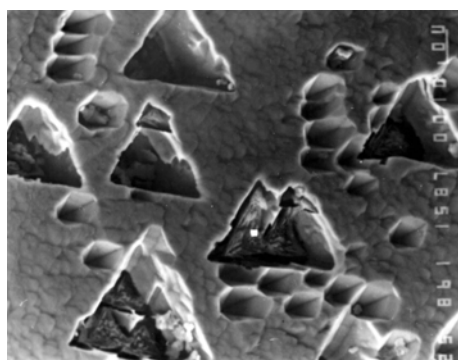


Рис. 9. Селективно травлена поверхня CdTe орієнтації (110) після лазерного опромінення ( $E = 10$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau_i = 1$  мс,  $\lambda = 0,6943$  мкм).

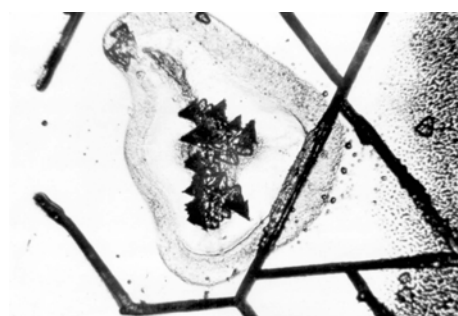


Рис. 10. Стан поверхні CdTe орієнтації (110) після імпульсного лазерного опромінення з  $E = 18$  Дж/см<sup>2</sup> (180<sup>x</sup>).

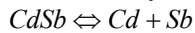
фігури травлення (рис. 9), які після повторної поліровки і селективного травлення не виявляються. Загальна густина дислокацій при цьому збільшується в 2-4 рази, тобто при такому рівні опромінення відбувається як генерація нових дислокацій так і їх рух. Збільшення густини енергії до 20-25 Дж/см<sup>2</sup> призводить до того, що на опромінованій поверхні

з'являються кратери і сітка з тріщин, які є прямими лініями, орієнтованими по трьох напрямках (рис. 10). Густина дислокацій при даній густині енергії стрибкоподібно зростає в декілька десятків разів. Поява кратерів, не дивлячись на те, що неоднорідність густини енергії по перетину пучка не перевищувала 10 %, пояснюється тим, що в опромінюваному зразку є неоднорідності, питома теплота плавлення яких менша ніж матриці монокристалу.

Виникнення і розвиток тріщин починається з ранніх стадій пластичної деформації, причому не тільки в областях, близьких до зони майбутнього руйнування. Як показують оцінки величин напруг, що виникають при лазерній дії достатні для утворення тріщин. Місцями розташування тріщин частіше за все є перетини смуг ковзання один з одним, з межами зерен, блоків, включень другої фази і т.п. Все це вказує на визначальну роль в утворенні тріщин при деформації кристалу, процесів переміщення дислокацій і утворенню скупчень дислокацій, при їх гальмуванні. Дані Оже-аналізу опроміненої поверхні CdTe і дані кількісного аналізу на мікрозонді Superprobe-733 показали, що лазерне випромінювання з  $E > 20$  Дж/см<sup>2</sup> приводить до інтенсивного випаровування кадмію з поверхні (рис. 11, табл.1).

Подальше зростання енергії приводить до руйнування поверхні зразка.

В антимоніди кадмію теплота реакції дисоціації складає всього 33 ккал/моль, тому помітна дисоціація



починається вже при 100 °С, а при 160 °С йде інтенсивне утворення вакансій кадмію [12]. Оцінки показали, що такі температури на поверхні CdSb досягаються вже при густині енергії випромінювання в 4-5 Дж/см<sup>2</sup>. Проте згідно даних кількісного аналізу при цій густині енергії кількість Cd в аналізованому шарі не тільки не зменшилась, а навіть дещо збільшилась в порівнянні з неопроміненою поверхнею [7] і тільки при  $E > 8$  Дж/см<sup>2</sup> спостерігається значне зменшення вмісту кадмію в опроміненому шарі (рис. 12). Очевидно, це пов'язано з тим, що при лазерній дії відбувається не тільки випаровування кадмію з поверхні, але і міграція міжвузельних атомів кадмію з глибини зразка до поверхні, так що при даних інтенсивностях випромінювання кількість випарованого Cd менша ніж Cd, що мігрував з глибини монокристалу до поверхні [13]. Міграція кадмію до поверхні зразка може бути обумовлена як наявністю градієнта температури в приповерхневому шарі, так і фотодифузійною ЕРС, що виникає при лазерному опроміненні матеріалу. Дійсно, при даній густині енергії опромінювання градієнт температури біля поверхні зразка може досягати  $10^3$ - $10^4$  °С/см, внаслідок чого може виникнути направлена дифузія міжвузлових атомів Cd до поверхні. Роль фотодифузійної ЕРС Дембера можна оцінити за формулою [14]:

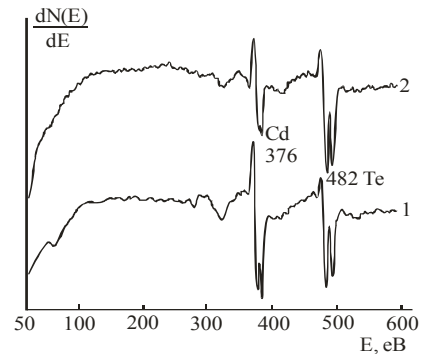
$$\varepsilon = \frac{D_e \frac{\partial n}{\partial x} - D_p \frac{\partial p}{\partial x}}{\mu_e n + \mu_p p} = \frac{KT}{e} a \frac{\partial}{\partial x} (\ln n),$$

де

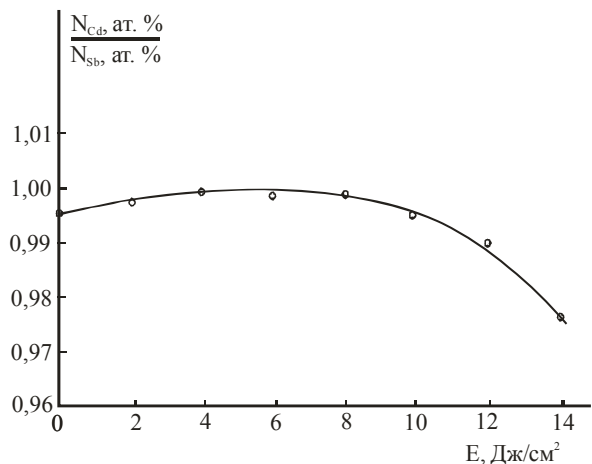
**Таблиця 1**

Співвідношення (в ат.%) між вмістом Cd і Te в монокристалі CdTe при різних енергіях лазерної дії, згідно даних кількісного аналізу на мікрозонді Superprobe-733

$E$ (Дж/см <sup>2</sup> )	$N_{Cd}$ (ат.%)	$N_{Te}$ (ат.%)
3	49,452	50,548
8	49,816	50,184
15	49,011	50,989
21	48,225	51,775
24	46,021	53,979



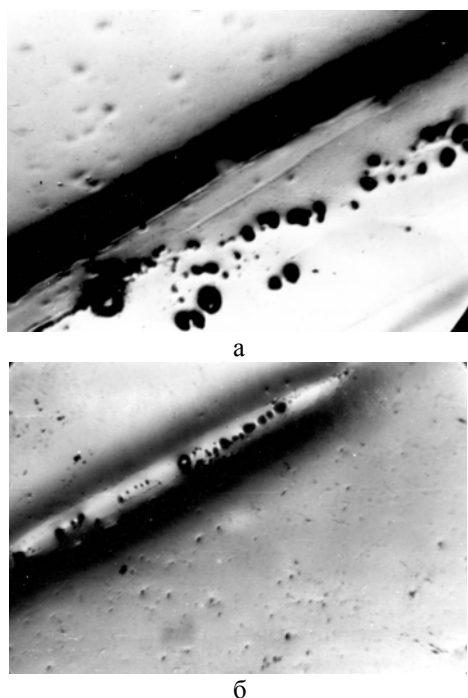
**Рис. 11.** Оже-спектри від поверхні орієнтації (110) CdTe: 1 – неопромінений зразок; 2 – опромінений зразок ( $E = 18$  Дж/см<sup>2</sup>).



**Рис. 12.** Елементний склад приповерхневого шару CdSb, як функція густини енергії випромінювання.

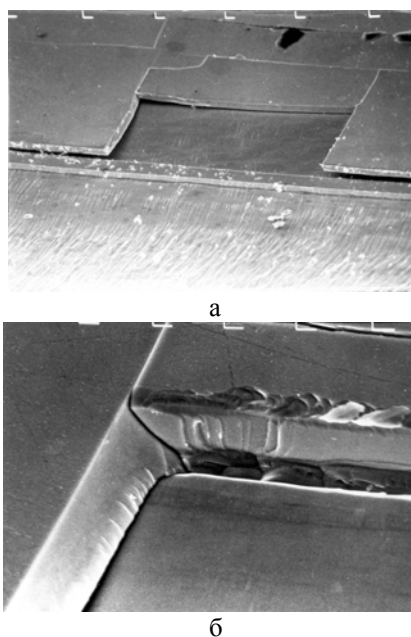
$$a = \frac{1 - \frac{D_p}{D_e} \left( \frac{\partial p}{\partial x} / \frac{\partial n}{\partial x} \right)}{1 + \frac{\mu_e p}{\mu_p n}}$$

Оцінки показують, що ЕРС в приповерхневому шарі може досягати величини в  $3 \cdot 10^3$  В/см, що достатньо для міграції до опромінюваної поверхні Cd. Сумісна дія даних механізмів і приводить до спостережуваної картини. Густина дислокацій в

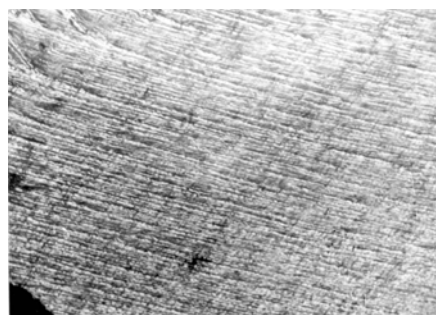


**Рис. 13.** Дислокаційна структура монокристалів CdSb а) неопромінена поверхня; б) опромінена поверхня ( $E = 9,5$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau_1 = 2$  мс,  $\lambda = 1,06$  мкм).

CdSb, на відміну від розглянутих вище сполук, практично не змінюється (рис. 13, а, б). Проте лазерна дія приводить до виникнення ліній дислокацій, які мають строгу орієнтацію по відношенню до кристалографічних напрямів (рис. 13, б). Лазерне випромінювання з густиною енергії випромінювання в 10-12 Дж/см<sup>2</sup> приводить до відшарування від зразка CdSb орієнтації (010) і (100) тонких монокристалічних пластинок розміром 3x1,5 мм і завтовшки 8-10 мкм (рис. 14). Під шаром, що відділився від зразка, формується періодична структура (рис. 15) з періодом 5-8 мкм. Вона може бути обумовлена збудженням поверхневих електромагнітних хвиль великої амплітуди і їх інтерференцією, внаслідок чого і формується періодична поверхня. Той факт, що відокремлення монокристалічних шарів і утворення спостережуваного рельєфу відбувається тільки на площинах (010 і (100), які не являються площинами найкращого сколу в CdSb, свідчить про те, що при лазерній дії анізотропія пружних постійних кристалу змінюється таким чином, що в напрямках перпендикулярних до даних площин вони зменшуються, а в напрямі перпендикулярному площини (001) – збільшуються.



**Рис. 14.** Пластинки, що формуються лазерним опроміненням на поверхні монокристалів CdSb: а) 200<sup>x</sup>; б) 2000<sup>x</sup>.



**Рис. 15.** Періодичний рельєф на поверхні зразків CdSb після лазерного відшарування пластинок

## Висновки

1. Лазерне опромінювання монокристалів PbTe, для випадку  $h\nu > E_g$  впливає на їх структурну досконалість до глибин порядку 150-200 мкм, при тому що випромінювання поглинається в тонкому приповерхневому шарі товщиною 1-2 мкм.
2. Встановлено, що зміни в системі структурних дефектів PbTe відбуваються скачкоподібно, зокрема, різке зростання густини дислокацій на 1,5-2 порядки має місце при густині енергії випромінювання в 3 Дж/см<sup>2</sup>, регулярна сітка тріщин формується при 7 Дж/см<sup>2</sup>, а відокремлення тонких шарів матеріалу при 9 Дж/см<sup>2</sup>. В монокристалах CdSb такі шари утворюються при густині енергії 11 Дж/см<sup>2</sup>, в CdTe даний ефект не проявляється.
3. В монокристалах CdTe і PbTe зафіксований інтенсивний рух дислокацій, обумовлений лазерним опроміненням; в CdTe дислокації рухаються до

включень і макротріщин, при цьому біля тріщин густина дислокацій є мінімальною.

**Будзуляк І.М.** – кандидат фізико-математичних наук, доцент кафедри матеріалознавства і новітніх технологій

- [1] Ф.Х. Мирзоев, В.Я. Панченко, Л.А. Шелепин. Лазерное управление процессами в твердом теле // *УФН*, **166**(1), сс.3-32 (1996).
- [2] А.П. Шпак, П.Г. Черемской, Ю.А. Куницкий, О.В. Соболев. *Кластерные и наноструктурные материалы*. И-во Института металлофизики НАН Украины. Т.3, 516 с. (2005).
- [3] Н.Н. Новиков. *Структура и структурно-чувствительные свойства реальных кристаллов*. Вища школа, К.сс.112-132 (1983).
- [4] И.М. Будзуляк Допороговые изменения структуры PbTe и CdTe под действием лазерного излучения / *В кн. Физические основы полупроводникового материаловедения. Сб. науч. трудов*. Наукова думка, К. сс. 78-82 (1986).
- [5] Л.С. Палатник, М.Л. Фукс, О.Г. Алавердова, Я.П. Шпаковская. Рентгеновские исследования структурного совершенства пленок PbS методом двухкристалльного спектрометра // *Кристаллография*, **22**(3), сс. 609-614 (1977).
- [6] Г.Г. Праве, В.С. Чудаков. О возможности прямых измерений термоупругих напряжений в несовершенных кристаллах, подвергнутых лазерному воздействию // *Кристаллография*, **28**(5), сс. 944-950 (1983).
- [7] И.М. Будзуляк, О.И. Данилевич. Влияние лазерного излучения на структурное совершенство бинарных полупроводников / *Препринт АН УССР*. Институт материаловедения. (14), Киев, 21 с. (1986).
- [8] H.S. Tan, M.H. Kuok, S.C. Ng, C.K. Ong, S.H. Tang. Laserinduced lattice tensile strain in silicon // *J.Appl. Phys.*, **55**(2), pp. 1116-1118 (1984).
- [9] *Некоторые вопросы физики пластичности кристаллов* / Под ред. Классен-Неклюдовой М.В. Наука, М.– сс. 68-70 (1960).
- [10] D. Mc. Kim, R. Shah, L. Crosthwait. A general analytic technique for nonlinear dynamic transport processes during laser annealings // *J.Appl.Phys.*, **51**(6), pp. 295-338 (1980).
- [11] Ф.К. Исаев Механизм быстрой диффузии меди, серебра, золота в  $Cd_{0,2}Hg_{0,8}Te$  // *Доклады АН Азерб. ССР.*, **40**(4), сс. 14-17 (1984).
- [12] В.Б. Лазарев, В.Я. Шевченко, Я.Х. Гринберг, В.В. Соболев. *Полупроводниковые соединения группы  $A^{II}B^V$* . Наука, М. 256 с. (1978).
- [13] О.И. Данилевич, И.М. Будзуляк, А.А. Новикова, В.П. Шафранюк. Особенности структуры антимионида кадмия после лазерного воздействия // *Тезисы докладов VI Всесоюзного координационного совещания "Материаловедение полупроводниковых соединений группы  $A^{II}B^V$ "*. Каменец-Подольский, с.103 (1984).
- [14] А.М. Пристрем, А.В. Демчук, Н.И. Данилович. О механизме атермической кристаллизации при импульсном отжиге кремния // *Письма в ЖТФ*, **11**(3), сс. 177-181 (1985).

I.M.Budzulyak

## Transform of Structure in Double Semiconductors in Field Action Laser Irradiation

*Precarpathion National University named after V. Stefanyk,  
57, Shevchenko Str., Ivano-Frankivsk, 76000, Ukraine*

In this article impulse laser radiation influence on structure perfection of binary semiconductors (PbTe, CdSb, CdTe) was investigated. There was shown, that the structure transformations jump at the appropriate values of pulse energy density, and the number of different transformations depends on the properties of semiconductor. In partial, bitter dislocation density increase be 50-100 times appears at the radiation energy density of  $3 \text{ J/sm}^2$ , regular grid at  $7 \text{ J/sm}^2$  will be formed, thin material layer separation – at  $9 \text{ J/sm}^2$ . Layers of that kind can appear in CdSb monocrystals at the energy density of  $11 \text{ J/sm}^2$ , CdTe hasn't this effect. Intensive dislocation movement in CdTe and PbTe monocrystals was discovered, it caused by laser radiation. Dislocations in CdTe are moving to the insertions and macro crack, in that case near the crack dislocation density is minima.