

Вплив умов росту кристалів телуриду кадмію з надстехіометричним кадмієм на їх електрофізичні властивості

П.М. Фочук^{1,*}, Є.С. Никонюк², З.І. Захарук¹, Г.І. Раренко¹, А.С. Опанасюк³, М.О. Ковалець²,
В.Я. Левшенюк²

¹ Чернівецький національний університет імені Юрія Федьковича, вул. Коцюбинського, 2,
58012 Чернівці, Україна

² Національний університет водного господарства та природокористування, вул. Соборна, 11,
33028 Рівне, Україна

³ Сумський державний університет, вул. Римського-Корсакова, 2, 40007 Суми, Україна

(Одержано 02.11.2016; у відредагованій формі – 07.02.2017; опубліковано online 20.02.2017)

Показано, що електрофізичні характеристики кристалів телуриду кадмію з надстехіометричним кадмієм, вирощених методом Бріджмена, визначаються передростовою температурою розплаву. У випадку невеликого перегріву розплаву ($\Delta T \leq 15$ К) були одержані кристали р-типу з широким діапазоном електричних параметрів: концентрацію дірок $p = (10^{10} \div 10^{16})$ см⁻³ і рухливість $\mu_p = (10 \div 70)$ см²/(В·с) при 300 К. Якщо ж розплав був попередньо значно перегрітим ($\Delta T \approx 40 \div 65$ К), то були вирощені однорідні кристали n-типу, в яких $n = (10^{14} \div 10^{15})$ см⁻³, $\mu_n = (500 \div 1110)$ см²/(В·с) при 300 К. Кристали n-типу зберігали стабільність при нагріванні до 720 К, в цей же час в кристалах р-типу при нагріванні до $T > 370$ К спостерігалися релаксаційні процеси гістерезисного типу.

Ключові слова: Телурид кадмію, Стехіометрія, Відпал, Електрофізичні властивості, Включення іншої фази

DOI: 10.21272/jnep.9(1).01007

PACS numbers: 71.55.Gs, 72.20.Jv, 81.10.Fq

1. ВСТУП

Телурид кадмію є перспективним напівпровідниковим матеріалом для виготовлення електронних приладів на його основі: детекторів рентгенівського та гама випромінювання, оптичних модуляторів, фільтрів, сонячних елементів та ін. [1]. Електрофізичні властивості номінально чистих кристалів CdTe визначаються, в першу чергу, відхиленням від стехіометрії [2]. Зокрема, надстехіометричний кадмій (НСК) в цих кристалах повинен забезпечувати електронну провідність, зумовлену мілками донорами - міжвузловими атомами кадмію (Cd_i) [3]. Така ситуація однозначно реалізується при вирощуванні кристалів горизонтальним методом чи відпалі зразків CdTe під високим тиском пари кадмію [4-6]. В цей же час введення НСК в шихту для синтезу телуриду кадмію при вирощуванні кристалів традиційним вертикальним методом Бріджмена не завжди забезпечує отримання матеріалу з електронною провідністю. Варто відмітити, що величина максимальної розчинності НСК в розплаві в залежності від способу її визначення змінюється від $5 \cdot 10^{17}$ до $5 \cdot 10^{20}$ см⁻³ [1, 2, 7]. Це, зокрема, може означати, що не весь надлишковий кадмій перебуває в електрично активному стані навіть при високій температурі, а тим більше – при нижчих температурах.

Вплив ступеня передростового перегріву розплаву на властивості CdTe частково досліджено у [8], але в даній роботі приведено лише опір матеріалу, а концентрація носіїв заряду та тип провідності не були досліджені. Враховуючи високу схильність розплаву телуриду кадмію до просторового структурування [9, 10], неоднозначності в електричних властивостях кристалів

CdTe з НСК можна пов'язати з термічною передісторією розплаву, зокрема, зі ступенем його перегріву, що є предметом цього дослідження.

2. ДЕТАЛІ ЕКСПЕРИМЕНТУ

Кристали CdTe вирощувались вертикальним методом Бріджмена в графітизованих кварцових ампулах з розплаву, в якому концентрація НСК (Δ Cd) змінювалась від $7 \cdot 10^{17}$ до $7 \cdot 10^{19}$ см⁻³. При цьому використовувались два способи підготовки розплаву до процесу росту кристалу шляхом опускання ампули в градієнті температури $10 \div 15$ К/см: а) слабо перегрітий розплав (СПР) з температурою $T_{\text{топ.}} + (10 \div 15)$ К; б) значно перегрітий розплав (ЗПР), коли його температура перевищувала температуру плавлення CdTe на $\Delta T = (40 \div 65)$ К. В такому стані розплав перебував 10 год., а згодом охолоджувався до стану, охарактеризованого як СПР. Після 6-годинної витримки починався процес росту кристалу.

Електричні вимірювання (питома електропровідність σ та коефіцієнт Холла R_H) проводились при постійному струмі на зразках, виготовлених з різних ділянок вирощених злитків. Концентрація носіїв (електронів та дірок) розраховувалась як $n(p) = (eR_H)^{-1}$, а їх холлівська рухливість $\mu_n(\mu_p) = \sigma R_H$. Температурний діапазон вимірювань – $80 \div 420$ К. Відпал зразків при $T > 470$ К здійснювався у вакуумованих кварцових ампулах.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

В табл. 1 приведені узагальнені електрофізичні характеристики (ЕФХ) (тип провідності, концентрація і рухливість носіїв при 300 К) ряду кристалів

* fochukp@gmail.com

CdTe з НСК.

На основі одержаних експериментальних даних можна стверджувати, що відсутня будь-яка кореляція між ΔCd і ЕФХ, а тип провідності кристалів визначається способом підготовки розплаву до процесу росту кристалу: при цьому СПР забезпечує появу діркової провідності, ЗПР – електронної провідності. Відмітимо, що наведені в табл. 1 межі концентрацій носіїв характеризують об'єм відповідного кристалу по довжині. Можна стверджувати, що однорідність кристалів *n*-типу відносно концентрації носіїв значно вища, ніж кристалів *p*-типу.

Таблиця 1 – Залежність електричних характеристик кристалів CdTe з НСК від умов росту

Кристал, №	ΔCd , cm^{-3}	Перегрів ΔT , К	Тип провідності	$T = 300 \text{ K}$	
				$n(p)$, cm^{-3}	$\mu_n(\mu_p)$, $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{c}$
30	$2 \cdot 10^{18}$	10	p	$10^{14} \div 10^{15}$	$40 \div 65$
125	$7 \cdot 10^{19}$	10	p	$2 \cdot 10^{14} \div 10^{15}$	$50 \div 65$
133	$1 \cdot 10^{18}$	15	p	$10^{15} \div 3 \cdot 10^{16}$	$65 \div 75$
138	$5 \cdot 10^{19}$	10	p	$3 \cdot 10^{14} \div 2 \cdot 10^{15}$	$60 \div 65$
145	$1 \cdot 10^{19}$	10	p	$10^8 \div 10^{15}$	$10 \div 60$
33	$7 \cdot 10^{17}$	40	n	$(2 \div 5) \cdot 10^{14}$	$950 \div 1000$
97	$1 \cdot 10^{19}$	50	n	$(3 \div 5) \cdot 10^{14}$	$750 \div 1000$
114	$5 \cdot 10^{18}$	60	n	$(3 \div 9) \cdot 10^{14}$	$930 \div 1110$
120	$2 \cdot 10^{18}$	65	n	$(2 \div 4) \cdot 10^{14}$	$500 \div 1000$

А. Кристали *n*-типу. Концентрація електронів в області 80 ÷ 420 К практично не залежить від температури, що вказує на малу енергію ($\approx 0,01 \text{ eV}$) іонізації донорів. Варто відмітити, що в кристалах *n*-CdTe, вирощених методом вертикальної зони або очищених методом екстракції в рідкому кадмії, концентрація носіїв така ж, як і в наших кристалах.

Температурна залежність рухливості електронів (рис. 1) свідчить про те, що концентрація іонізованих розсіюючих центрів не перевищує $5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$. Оцінка проведена для зразка з кристалу 114 №1 в припущенні, що реалізуються два механізми розсіювання електронів: на коливаннях кристалічної ґратки і на ізовольованих іонізованих домішках. Для інших зразків має місце майже паралельне зміщення кривих залежностей $\mu(T)$, що може вказувати на наявність в об'ємі зразка мікрообластей, які непроникні для носіїв струму.

Електричні параметри кристалів *n*-CdTe залишаються стабільними при нагріванні до 420 К в процесі дослідження температурних залежностей ЕФХ. Більш того, ці кристали зберігають свої ЕФХ при термообробках (ТО) до 720 К, як видно з табл. 2. Зокрема, концентрація електронів зберігається в межах півпорядку, а їх рухливість при 300 К або трохи зростає, або зменшується, але, головне, зберігається паралельність до кривої $\mu_n(T)$ (рис. 1, зразок з кристалу 120 № 1 після ТО). А це означає, що суттєвого зростання концентрації розсіюючих центрів немає. Однак ТО при $T \geq 740 \text{ K}$ не тільки змінює тип провідності експериментальних зразків, але і “забруднює” їх. З аналізу температурної залежності рухливості дірок концентрація іонізованих

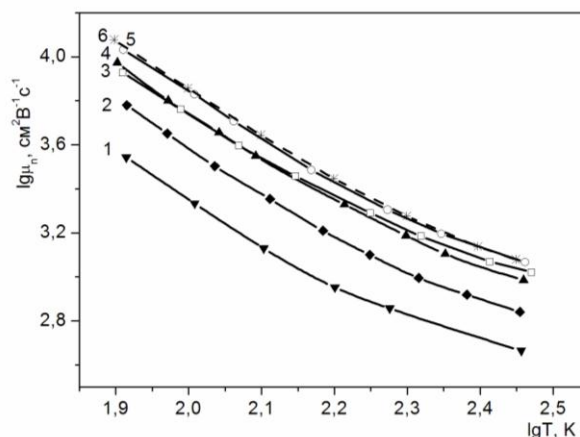


Рис. 1 – Температурна залежність рухливості електронів в зразках *n*-CdTe (μ_n – рухливість електронів, лімітована розсіянням лише на коливаннях кристалічної ґратки): 1 – 120 №1, 2 – 120 №1 після ТО, 3 – 138 після КТО, 4 – 120 №2, 5 – 114 №1, 6 – μ_n

Таблиця 2 – Електричні параметри вихідних і відпалених кристалів *n*-CdTe

Кристал, зразок, №	Вихідні параметри при 300 К		Режим відпалу	Параметри при 300 К після відпалу		
	n , cm^{-3}	μ_n , $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{c}$		Тип провідності	$n(p)$, cm^{-3}	$\mu_n(\mu_p)$, $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{c}$
114 №1	$3,8 \cdot 10^{14}$	930	$T = 740 \text{ K}$ 3 доби	p	$2,4 \cdot 10^{11}$	21
114 №2	$4,5 \cdot 10^{14}$	1120	$T = 720 \text{ K}$ 1 доба	n	$2,0 \cdot 10^{15}$	1064
114 №3	$8,3 \cdot 10^{14}$	1110	$T = 720 \text{ K}$ 1 доба	n	$2,2 \cdot 10^{15}$	1070
120 №1	$1,5 \cdot 10^{14}$	470	$T = 700 \text{ K}$ 1 доба	n	$3,0 \cdot 10^{14}$	1040
120 №2	$2,2 \cdot 10^{14}$	970	$T = 710 \text{ K}$ 1 доба	n	$2,2 \cdot 10^{14}$	1020
120 №3	$1,5 \cdot 10^{14}$	470	$T = 970 \text{ K}$ 1 год.	p	$1,2 \cdot 10^{15}$	80
33 №1	$2,2 \cdot 10^{14}$	983	$T = 720 \text{ K}$ 3 доби	n	$1,5 \cdot 10^{14}$	850
33, №2	$2,2 \cdot 10^{14}$	983	$T = 750 \text{ K}$ 3 доби	p	$2,3 \cdot 10^{13}$	65

розсіюючих центрів перевищує $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$, тобто за рахунок ТО збільшується більш, ніж на порядок. Варто відмітити, що в зразках, конвертованих в *p*-тип провідності відпалом при 743 К (зразок з кристалу 114 №1), рухливість дірок експоненційно зменшується з пониженням температури, що вказує на бар'єрний механізм розсіювання. Але відпал при вищих температурах, зокрема, при 970 К (на протязі 1 год.), забезпечує традиційну залежність $\mu(T)$.

Б. Кристали *p*-типу. Дані кристали були одержані при умові СПР. Вимірюваннями температурних залежностей ЕФХ при $T \leq 300 \text{ K}$ встановлено, що діркова провідність в них контролюється акцепторами A_1 або A_2 з енергіями іонізації (0,03 ÷ 0,05) eV і (0,12 ÷ 0,15) eV та концентраціями $\sim 10^{17}$ і $5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$, відповідно. В цьому відношенні немає принципової відмінності від кристалів *p*-CdTe, вирощених із

номінально стехіометричного розплаву. Але при $T > 300$ К ситуація радикально змінюється. На рис. 2 показані зміни питомого опору ρ одного із зразків кристалу № 30 як при зміні температури, так і при ізотермічних витримках. На ділянці 1 рис. 2 концентрація дірок залишається майже постійною (деякий ріст ρ зумовлений зменшенням рухливості дірок за рахунок розсіяння на коливаннях ґратки). Але при $T \geq 370$ К має місце ізотермічний ріст питомого опору ρ (рис. 2, область 2).

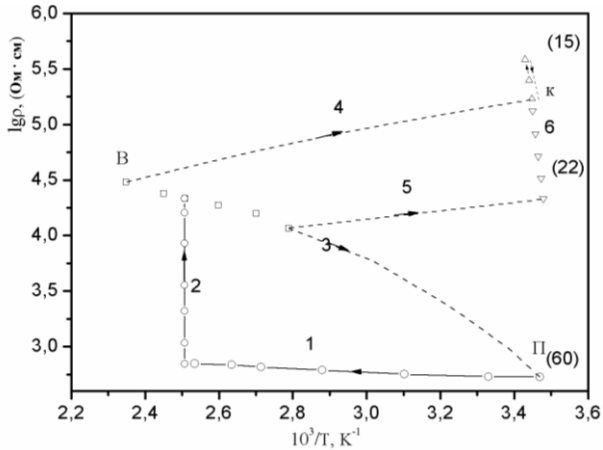


Рис. 2 – “Гістерезисна” релаксація питомого опору зразку p-CdTe (стрілками показані напрямки процесів; в дужках приведені значення рухливості дірок при 295 К, виражені в $\text{см}^2/\text{Вс}$)

Оскільки рухливість дірок при цьому практично не змінюється, то мова йде про процес ізотермічного зменшення питомої електропровідності за рахунок зменшення концентрації дірок, який можна описати одним часом релаксації τ (рис. 3), у відповідності з

рівнянням: $\sigma - \sigma_k = (\sigma_0 - \sigma_k) \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right)$, де σ_0 – початкова електропровідність дірок, коли час $t = 0$, σ_k – кінцева рівноважна електропровідність дірок при певній температурі релаксаційного процесу в області $T = 370 \div 420$ К, тобто при $t = \infty$. Температурну залежність часу релаксації: $\tau = \tau_0 \exp(\varepsilon_a/kT)$ можна описати енергією активації $\varepsilon_a = 0,60$ еВ.

При кімнатній температурі параметри зразків, після ТО в області (370 ÷ 420) К, визначаються швидкістю охолодження: при дуже повільному охолодженні (рис. 2, крива 3) має місце тенденція до повернення у вихідний стан (точка П); при швидкому охолодженні (рис. 2, криві 4, 5) забезпечується високоомний стан з низькими значеннями рухливості дірок (рис. 2, точка К). Швидке охолодження не фіксує рівноважного стану не тільки дефектно-домішкової системи, але і електронно-домішкової системи. Дійсно, в цій точці концентрація дірок спочатку ізотермічно зменшується (аналог фотопам’яті), а потім повільно (сотні годин) релаксує в напрямку точки П (рис. 2, ізотерма 6). Відмітимо, що ізотермічний “рух” від точки К до точки П супроводжується зростанням (“відновленням”) рухливості дірок.

В результаті термообробки серії ідентичних зразків в області (420 ÷ 670) К виявилось, що мінімальні

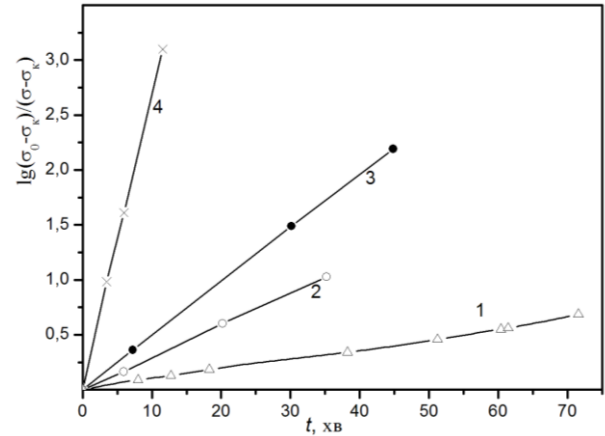


Рис. 3 – Релаксація електропровідності зразків p-CdTe з НСК при Т К: 1 – 375; 2 – 395; 3 – 400; 4 – 417

концентрації дірок ($p \approx 10^{10} \text{ см}^{-3}$ при 300 К) досягаються при $T_{\text{то}} \approx 470$ К, а при $T_{\text{то}} > 570$ К фіксується знову низькоомний стан, в якому, однак, релаксаційні процеси, показані на рис. 2, практично відсутні. І, нарешті, короточасна термообробка (КТО) зразків при (870 ÷ 1173) К, аналогічно описаній в роботі [11], приводить до конверсії типу провідності. Після цієї термообробки n-провідність контролюється мілкими донорами, а ЕФХ близькі до таких же в кристалах, вирощених з ЗПР (рис. 1, зразок 138 після КТО).

Вплив ТО на електронну систему кристалів p-CdTe з НСК зручно представити у вигляді залежності положення рівноважного рівня Фермі при 300 К від температури ТО (рис. 4).

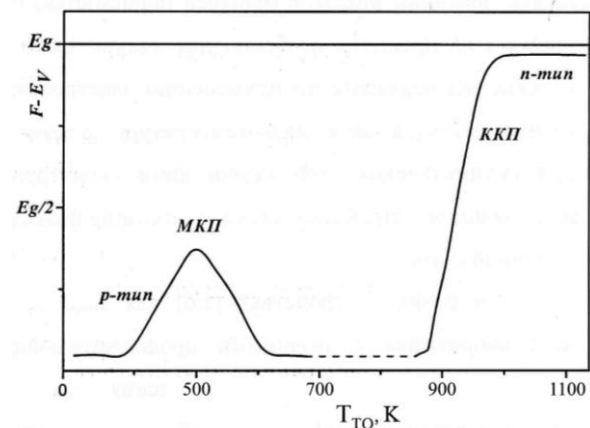


Рис. 4 – Динаміка рівноважного рівня Фермі при ТО кристалів, вирощених із слабо перегрітого розплаву

4. ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

Відомо, що перегрів розплаву телуриду кадмію руйнує просторові телурові агрегати, покращує умови на фронті кристалізації і тим самим забезпечує суттєве зменшення величини включень Te в твердій фазі [4, 5]. Дійсно, як видно з рис. 5, в кристалах, одержаних після ЗПР, великі включення розміром більше за 1 мкм або взагалі не спостерігаються, або їх концентрація значно менша, ніж в кристалах, вирощених в традиційних умовах.

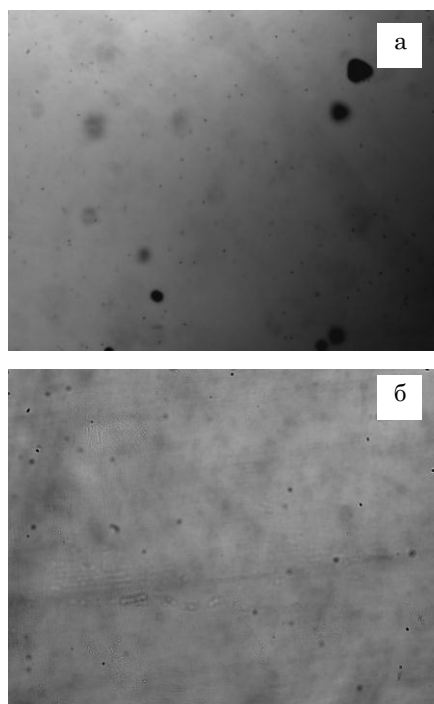


Рис. 5 – Мікрофотографії в ІЧ-мікроскопі включень іншої фази в зразках CdTe: а) при слабо перегрітому розплаві, б) при значно перегрітому розплаві

Але, з іншого боку, стрибкоподібне “забруднення” кристалів n -CdTe після ТО при $T \geq 740$ К (температура топлення ($T_{\text{топ}}$) Те дорівнює 724 К) можна пояснити якщо розглянути включення телуру, як геттери для неконтрольованих домішок при $T \leq T_{\text{топ}}$, і джерел цих домішок про $T \geq T_{\text{топ}}$. І тому, варто припустити наявність субмікронних включень Те, які формуються не на фронті кристалізації, а в процесі охолодження кристалу за рахунок дифузійних процесів. Відмітимо, що наявність НСК в розплаві не виключає присутності надстехіометричного телуру в твердій фазі. Дійсно, на поверхні кристалів, вирощених з розплаву з НСК, виявлена плівка металічного Cd з масою, не меншою від маси завантаженого надлишкового кадмію. Більше того, електронну провідність кристалів n -CdTe ми не пов'язуємо з дефектом Cd_i , а з неконтрольованими донорами, які захоплюються субмікронними включеннями Те менш ефективно, ніж акцептори. Тоді стає зрозумілою конверсія типу провідності (з n - в p -) при ТО при $T \geq 740$ К. В кристалах p -CdTe, вирощених з неперегрітого розплаву з НСК, присутні не тільки великі включення Те, але і надстехіометричний кадмій в формі преципітатів.

Саме останній факт забезпечує нестабільність ЕХ таких кристалів при відносно низьких температурах, за рахунок “випаровування” (при нагріванні) і “конденсації” (при охолодженні) мілких кадмієвих преципітатів.

Ці процеси можна описати реакцією: $\text{Cd}(s) \leftrightarrow \text{Cd}_i^+ + e^-$. При нагріванні до $T > 370$ К швидкість прямої реакції стає достатньою, щоб навколо мілких преципітатів виникали сильно компенсовані (перекомпенсовані) області. Це, з одного боку, призводить до зменшення концентрації дірок, а з іншого, до формування дрейфових бар'єрів для носіїв струму, які сильно знижують їх рухливість при низьких температурах. При охолодженні до $T < 370$ К (в т.ч., до 300 К) приведена реакція йде в протилежному напрямі, що призводить до збільшення концентрації носіїв та пониження (зникнення) дрейфових бар'єрів.

Конверсія типу провідності цих кристалів при короткочасній ТО зумовлена “випаровуванням” крупних кадмієвих преципітатів з генерацією мілких донорів- міжвузлових атомів Cd_i .

Отже, принципова відмінність між двома видами кристалів n -CdTe полягає в природі донорів, відповідальних за n -тип провідності: D_{Cd} в кристалах, вирощених з ЗПР, чи Cd_i , в кристалах, вирощених з СПР, після короткочасної ТО.

5. ВИСНОВКИ

1. Електрофізичні характеристики кристалів телуриду кадмію з надстехіометричним кадмієм, вирощених методом Бріджмена, однозначно визначаються передростовою температурою розплаву. У випадку слабо перегрітого розплаву виростають кристали p -типу з широким діапазоном електричних параметрів. Якщо ж розплав був попередньо сильно перегрітий, то виростають значно однорідніші кристали n -типу.

2. Визначальні чинники дефектно-домішкової системи кристалів обох типів провідності принципово відрізняються. В кристалах p -типу провідність визначається акцепторами власного і домішкового походження, компенсованими донорами- міжвузловими атомами Cd, які перебувають в термодинамічній рівновазі з преципітатами кадмію.

В кристалах n -типу провідність контролюється відносно слабо компенсованими мілкими донорами домішкового походження D_{Cd} , що забезпечує їх стабільність при нагріванні аж до 720 К. Електрофізичну чистоту ($\sim 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$) таких кристалів забезпечують включення телуру в якості геттерів.

Влияние условий роста кристаллов теллурида кадмия из сверхстехиометрическим кадмием на их электрофизические свойства

П.М. Фочук¹, Е.С. Никонюк², З.И. Захарук¹, А.И. Раренко¹, А.С. Опанасюк³, М.А. Ковалец²,
В.Я. Левшенюк²

¹ Черновицкий национальный университет имени Юрия Федьковича, ул. Коцюбинского, 2,
58012 Черновцы, Украина

² Национальный университет водного хозяйства и природопользования, ул. Соборная, 11,
33028 Ровно, Украина

³ Сумский государственный университет, ул. Римского-Корсакова, 2, 40007 Сумы, Украина

Показано, что электрофизические характеристики кристаллов теллурида кадмия с надстехиометрическим кадмием, выращенных методом Бриджмена, определяются предростовой температурой расплава. В случае небольшого перегрева расплава ($\Delta T \leq 15$ К) были получены кристаллы *p*-типа с широким диапазоном электрических параметров: концентрацией дырок $p = (10^{10} \div 10^{16}) \text{ см}^{-3}$ и подвижностью $\mu_p = (10 \div 70) \text{ см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$ при 300 К. Если же расплав был предварительно значительно перегретым ($\Delta T \approx 40 \div 65$ К), то были выращены однородные кристаллы *n*-типа, в которых $n = (10^{14} \div 10^{15}) \text{ см}^{-3}$, $\mu_n = (500 \div 1110) \text{ см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$ при 300 К. Кристаллы *n*-типа сохраняли стабильность при нагревании до 720 К, в это же время в кристаллах *p*-типа при нагревании до $T > 370$ К наблюдались релаксационные процессы гистерезисного типа.

Ключевые слова: Теллурид кадмия, Стехиометрия, Отжиг, Электрофизические свойства, Включения другой фазы

Effect of the Growth Conditions of Cadmium Telluride Crystals with Overstoichiometric Cadmium on their Electro-Physical Properties

P.M. Fochuk¹, E.S. Nykonyuk², Z.I. Zakharuk¹, A.I. Rarenko¹, A.S. Opanasyuk³,
M.O. Kovaletz², V.Ya. Levshenyuk²

¹ National University of Water Management and Nature Resources, 11, Soborna St., 33028 Rivne, Ukraine

² Chernivtsi National University, 2, Kotsyubynskogo St., 58012 Chernivtsi, Ukraine

³ Sumy State University, 2, Rimsky-Korsakov St., 40007 Sumy, Ukraine

It has been shown that the electro-physical characteristics of cadmium telluride crystals with overstoichiometric cadmium, grown by Bridgman, are determined by melt pre-growth temperature. In the case of small melt overheat ($\Delta T \leq 15$ K) there were obtained the *p*-type crystals with a wide range of electrical parameters: the concentration of holes $p = (10^{10} \div 10^{16}) \text{ cm}^{-3}$ and mobility $\mu_p = (10 \div 70) \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ at 300 K. If the melt was pre-overheated greatly ($\Delta T \approx 40 \div 65$ K), the homogeneous *n*-type crystals were grown, for which $n = (10^{14} \div 10^{15}) \text{ cm}^{-3}$ and $\mu_n = (500 \div 1110) \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{s})$ at 300 K. The *n*-type crystals heated to 720 K were stable, at the same time, in the *p*-type crystals under heating to $T > 370$ K there were observed the relaxation processes of hysteresis type.

Keywords: Cadmium telluride, Stoichiometry, Annealing, Electrico-physical properties, Inclusions of another phase

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. R. Triboulet; P. Siffert, *CdTe and related compounds: physics, defects, technology, hetero- and nanostructures and applications: physics, CdTe-based nanostructures, and semimagnetic semiconductors, defects* (European Materials Research Society series. Oxford: Elsevier: 2010).
2. K. Zanio. *Semiconduct. Semimet.* **13**, 235 (1978).
3. V.V. Kosyak, A.S. Opanasyuk, *Phys. Chem. Solid State* **6** No 3, 461 (2005).
4. E. Belas, R. Grill, P. Horodyský, P. Moravec, J. Franc, P. Höschl, *phys. status solidi*, **2** No 3, 1155 (2005).
5. P. Horodyský, E. Belas, J. Franc, R. Grill, P. Hlídek, A.L. Tóth, *phys. status solidi*, **2** No 3, 1189 (2005).
6. M. Zha, F. Bissoli, A. Zappettini, G. Zuccalli, L. Zanotti, C. Paorici. *J. Cryst. Growth* **237** No 1, 1720 (2002).
7. С.А. Медведев, В.Н. Мартынов, С.П. Кобелева, *Кристаллография* **28** No 3, 556 (1983) (S.A. Medvedev, V.N. Martynov, S.P. Kobeleva, *Kristallografiya* **28** No 3, 556 (1983)).
8. E. Saucedo, P. Rudolph, E. Dieguez, *J. Cryst. Growth* **310** No 7, 2067 (2008).
9. L. Shcherback, *J. Cryst. Growth* **197**, 397 (1999).
10. R. Triboulet, *J. Alloy. Compnds.* **371**, No 1-2, 67 (2004).
11. Е.С. Никонюк, В.Л. Шляховый, М.А. Ковалец, *Неорганические материалы* **28** No 12, 2294 (1992) (E.S. Nikonyuk, V.L. Shlyakhovyy, M.A. Kovalets, *Neorganicheskiye materialy* **28** No 12, 2294 (1992)).