

## РОЗДІЛ 6

### ЗАЛИШКОВІ ЕФЕКТИ, СПРИЧИНЕНІ МІКРОХВИЛЬОВИМИ ТА УЛЬТРАЗВУКОВИМИ ОБРОБКАМИ НАПІВПРОВІДНИКОВИХ СТРУКТУР НА ОСНОВІ GaAs, SiC ТА Si

#### 6.1. Вплив мікрохвильових обробок на дефектну підсистему структур GaAs та монокристалів карбїду кремнію

Мікроелектроніка є однією з найважливіших галузей сьогодення і тому вивчення впливу різноманітних зовнішніх факторів на властивості напівпровідників та структур на їхній основі є однією з найважливіших задач фізичного матеріалознавства. Загалом цьому питанню присвячена значна кількість теоретичних та експериментальних робіт, що викликано як бажанням зрозуміти механізми деградаційних процесів, які відбуваються у мікроелектронних приладах, так і пошуком нових технологічних шляхів виготовлення таких пристроїв. Вплив окремих факторів, наприклад радіації, вивчений достатньо повно — див., наприклад, [372, 573]. Водночас більшої уваги починають потребувати нові засоби активного впливу, такі як, наприклад, УЗО чи мікрохвильова обробка (МХО) [527, 574–591]. В останньому випадку широке застосування надвисокочастотне (НВЧ) електромагнітне опромінення зумовлене його спроможністю викликати розігрів твердих тіл [574, 576, 578], причому визначальними особливостями такого підходу є висока ефективність, здатність як до однорідного, так і просторово-вибіркового підвищення температури та екстремально високі швидкості нагріву [574]. Як наслідок, МХО широко використовується, для синтезу різноманітних, зокрема і напівпровідникових, сполук [574, 579]. Проте подібний засіб зовнішнього впливу є також причиною зміни різноманітних характеристик напівпровідникових матеріалів та приладних структур. Наприклад, виявлено, що НВЧ опромінення викликає релаксацію внутрішніх напруг та модифікацію приповерхневих областей в структурах GaAs та InP [527, 581–584, 586, 587, 590, 591], вирівнювання мікрорельєфу поверхні структур SiC/SiO<sub>2</sub> [580], перерозподіл домішок [580, 588, 590], зміну зарядового стану комплексів [583] та гетерування

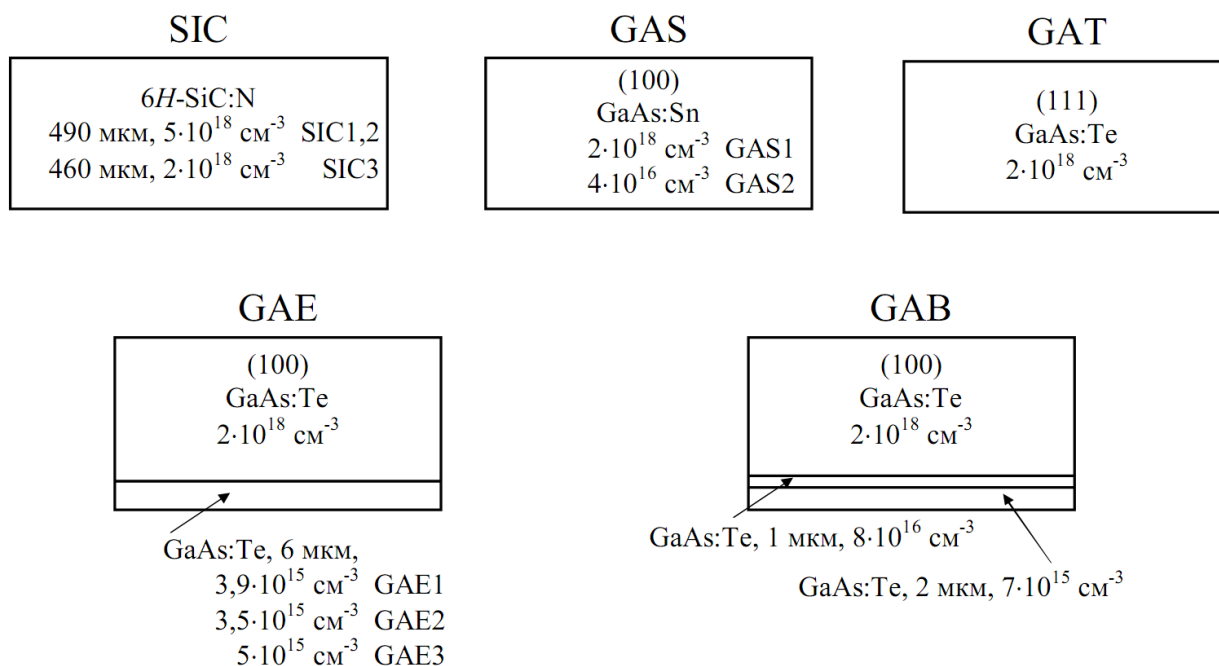
дефектів [588]. Одним із наслідків подібних процесів структурно–домішкового впорядкування є зменшення розкиду параметрів діодів Шотткі [583, 588]. Окрім того, спостерігалася стимульована НВЧ опроміненням зміна властивостей плівок оксидів Ti, Gd та Er, осаджених на карбіді кремнію [589], перебудова спектрів фотолюмінісценції пластин GaAs [584, 586, 588], причому особливості ефекту залежали як від типу легуючої домішки, так і від кристалографічної орієнтації зразків. Все це дозволяє розглядати МХО як один із найперспективніших, поряд із УЗО, шляхів модифікації напівпровідникових приладів.

Водночас детальніша інформація щодо впливу НВЧ опромінення на параметри глибоких центрів практично невідома. Метою досліджень, результати яких наведено у цьому підрозділі є дослідження впливу МХО на параметри глибоких центрів, розташованих у приповерхневій області монокристалів  $n$ – $6H$ –SiC та  $n$ –GaAs, а також арсенід–галієвих епітаксійних структур за допомогою методу акустoeлектричної релаксаційної спектроскопії.

### 6.1.1. Параметри структур та методи досліджень

З літератури [527, 582–587] відомо, що загальний характер впливу МХО на напівпровідникові структури залежить від багатьох факторів; основними з них є початковий рівень структурної досконалості, провідність, діелектрична проникність, топологія структур. З метою оцінки впливу МХО на параметри відібрані різні (за ступенем легування, вихідним рівнем залишкових механічних напруг та структурою) зразки. А саме.

- а) Монокристалічні пластини  $n$ –SiC, політип  $6H$ , вирощені за методом Лелі та леговані азотом. Зразки мали вигляд пластин розміром  $5 \times 10$  мм<sup>2</sup> товщиною 490 мкм із концентрацією носіїв  $(3 \div 6) \cdot 10^{18}$  см<sup>–3</sup> (надалі вони позначені SIC1 та SIC2) і товщиною 460 мкм із концентрацією носіїв  $(1 \div 3) \cdot 10^{18}$  см<sup>–3</sup> (SIC3).
- б) Монокристалічні пластини арсеніду галію товщиною 300 мкм. Пластини орієнтовані в площині (100), леговані оловом, концентрація електронів дорівнювала  $(1,5 \div 2,5) \cdot 10^{18}$  см<sup>–3</sup> для зразка GAS1 та  $(3 \div 5) \cdot 10^{16}$  см<sup>–3</sup> для зразка GAS2. Позначення GAT використовується для пластини (111), легованої телуrom,  $n = (1 \div 2) \cdot 10^{18}$  см<sup>–3</sup>.



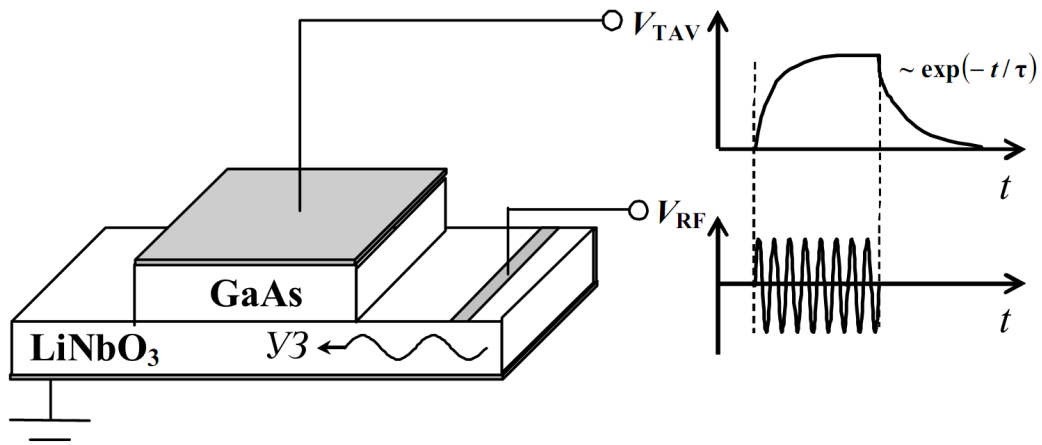
**Рис. 6.1.** Структура зразків для вивчення глибоких рівнів

в) Епітаксійні  $n-n^+$  структури GaAs, які склалися з монокристалічної підкладки товщиною 300 мкм із  $n = 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  та нанесеного на його поверхню шару товщиною 6 мкм із концентрацією носіїв  $3,9 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  (зразок GAE1),  $3,5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  (GAE2),  $5,0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  (GAE3). Підкладка та епітаксійний шар леговані телуrom.

г) Епітаксійні  $n-n^+-n^{++}$  структури GaAs:Te з буферним шаром, які склалися з монокристалічної (100) підкладки (300 мкм,  $n = 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ), на яку послідовно нанесені шар товщиною 1 мкм з  $n = 8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$  та шар товщиною 2 мкм, у якому  $n = 7 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ . Для досліджень використовувалися зразки, вирізані з двох різних пластин та позначені GAB1 та GAB2.

Епітаксійні системи виготовлені за допомогою методу газофазної епітаксії і відповідали стандартним технічним умовам на подібні структури. Використані зразки узагальнені на рис. 6.1.

МХО зразків проводилася у вільному просторі при кімнатній температурі в магнетроні на частоті 2,45 ГГц із питомою потужністю  $1,5 \text{ Вт/см}^2$ . Опромінення епітаксійних структур здійснювалося з боку розташування епітаксійного шару. Загальний час експозиції  $t_{\text{МХТ}}$  змінювався в інтервалі  $20 \div 80 \text{ с}$  для різних зразків. З метою запобігання суттєвого нагріву зразків тривалість неперервного опромінення складала 5 с.



**Рис. 6.2.** Схема вимірювання сигналу ПАН. Схематично показано часові залежності радіоімпульсу  $V_{RF}$  для збудження УЗ в пластині п'єзоелектрика та результуючого сигналу ПАН  $V_{TAV}$ .

До та після МХО визначалися такі параметри глибоких центрів, як ефективний поперечний переріз захоплення електронів  $\sigma_n$  та розташування енергетичного рівня центру відносно дна зони провідності  $E_c - E_t$ . Для цього використовувався метод акустoeлектричної релаксаційної спектроскопії [224–226], який вже згадувався у пункті 1.1.3. Схема методу зображена на рис. 6.2. Зразки розміщувалися на п'єзoeлектричній пластині  $\text{LiNbO}_3$ , в якій імпульсно збуджувалися АХ. Після закінчення УЗ імпульсу відбувається релаксація ПАН згідно з законом

$$V_{TAV}(t) = V_{TAV,0} \exp(-t/\tau). \quad (6.1)$$

Проста експоненційна залежність (6.1) спостерігається у випадку, коли у акустoeлектронній взаємодії ефективно приймають участь глибокі центри лише одного типу. Для електронного напівпровідника характерний час релаксації описується співвідношенням [224, 225, 592]

$$\tau = \frac{1}{\sigma_n v_{th,n} N_c} \exp\left(\frac{E_c - E_t}{kT}\right). \quad (6.2)$$

Експериментальні вимірювання релаксаційної ділянки ПАН при різних температурах та їхня подальша апроксимація згідно з (6.1) дозволяли отримати залежність  $\tau(T)$ . Величина  $E_c - E_t$  визначалася за нахилом залежності  $\tau$  від

$(kT)^{-1}$  у напівлогарифмічному масштабі, після чого, з використанням формули (6.2), був розрахований  $\sigma_n$ . Виміри проводилися в інтервалі температур (290÷350) К, за винятком зразків GAB, для який ПАН досягала достатньої для вимірювання величини лише після нагріву до температур вище 310 К.

Для монокристалічних зразків до та після МХО також проведено визначення радіуса кривизни  $R_{\text{cur}}$  та деформації  $\xi_{\text{cur}}$  приповерхневих кристалографічних площин. Величина  $\xi_{\text{cur}}$  оцінювалася рентгенографічним методом по зміні кутового положення дифракційного максимуму при трансляції зразка [593], кривизна вимірювалася на профілометрі DekTak 3030 Veeco Instruments.  $R_{\text{cur}}$  та  $\xi_{\text{cur}}$  вимірювалися з відносною похибкою, що не перевищувала 2 %. Для монокристалів арсеніду галію досліджувався також характер розподілу структурних дефектів по площі за допомогою методу рентгенівської проекційної топографії за Борманом, а розподіл густини дислокацій та мікронапруг визначався методом аналізу інтенсивності фріделівських пар відбиттів  $hkl$  та  $hk\bar{l}$  [594].

### 6.1.2. Вплив мікрохвильових обробок на параметри глибоких рівнів

На рис. 6.3 наведено типові температурні залежності  $\tau$  для зразків до та після МХО. З наведених даних видно, що після дії НВЧ опромінення змінюється як нахил кривих (безпосередньо пов'язаний з розташуванням рівня у забороненій зоні), так і абсолютна величина характерного часу релаксації ПАН. Характер та величина впливу залежать як від часу експозиції, так і від ступеня легування та внутрішньої будови досліджених структур. Отримані результати узагальнені в табл. 6.1. Видно, що в зразках карбіду кремнію зустрічається 2 глибокі рівні, позначені ESC1 та ESC2, в зразках арсеніду галію — шість (EGA1–EGA6).

Для наведених даних є характерною низка особливостей. А саме.

- 1) Величина перерізу захоплення носіїв значно чутливіша до МХО, ніж енергетичне розташування рівнів. Наприклад, виявлено зміни  $\sigma_n$  на порядок величини, тоді як зміщення положення рівнів не перевищує 20%; крім того, модифікація перерізу захоплення спостерігається при менших часах експозиції: так, наприклад, для GAB1 після 20 с НВЧ впливу значення  $(E_c - E_t)$  практично не змінилося, тоді як  $\sigma_n$  зросла приблизно в чотири рази.

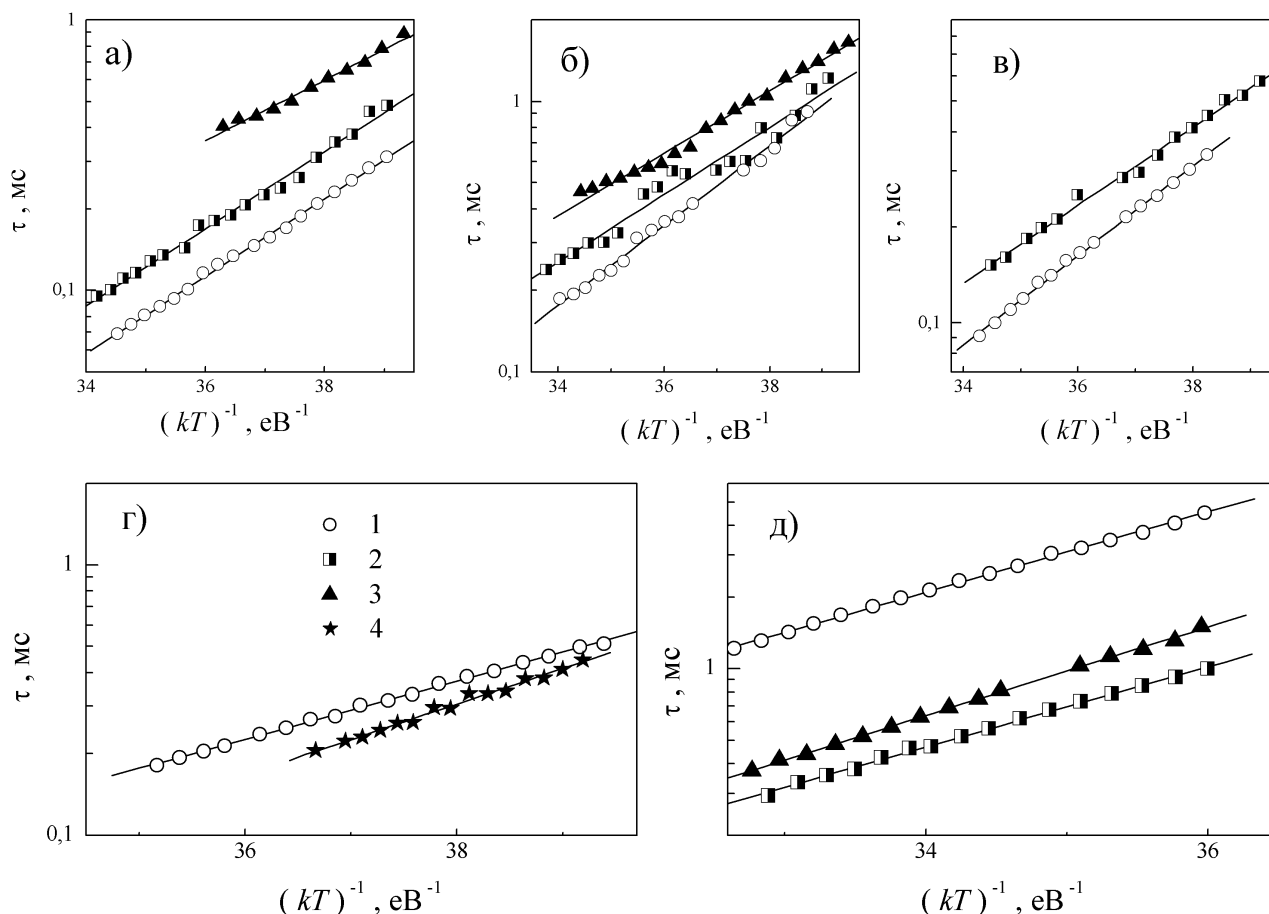
Таблиця 6.1

Визначені параметри дефектів у зразках  $n$ -GaAs та  $n$ -6H-SiC

Зразок	$t_{\text{MWT}}$ , с	Рівень	$(E_c - E_t)$ , eВ	$\sigma_n$ , см <sup>2 а)</sup>	$R_{\text{cur}}$ , М	$\xi_{\text{cur}}$
SIC1	0	ESC1	$0,33 \pm 0,01$	$(7 \pm 4) \cdot 10^{-18}$	$\infty$	0
	20	ESC1	$0,33 \pm 0,01$	$(5 \pm 3) \cdot 10^{-19}$	170,2	$8,7 \cdot 10^{-7}$
	40	ESC2	$0,26 \pm 0,01$	$(2 \pm 1) \cdot 10^{-19}$	Н/В	
	80	с/с				
SIC2	0	ESC1	$0,33 \pm 0,01$	$(7 \pm 4) \cdot 10^{-18}$	> 2000	$< 1,2 \cdot 10^{-7}$
	20	ESC1	$0,33 \pm 0,01$	$(5 \pm 3) \cdot 10^{-19}$	171,9	$1,4 \cdot 10^{-6}$
SIC3	0	ESC1	$0,34 \pm 0,02$	$(3 \pm 2) \cdot 10^{-18}$	3,8	$6,1 \cdot 10^{-5}$
	20	ESC2	$0,29 \pm 0,01$	$(5 \pm 3) \cdot 10^{-19}$	5,5	$4,2 \cdot 10^{-5}$
	40	ESC2	$0,26 \pm 0,01$	$(10 \pm 7) \cdot 10^{-20}$	Н/В	
	80	ESC2	$0,23 \pm 0,01$	$(6 \pm 4) \cdot 10^{-20}$		
GAS1	0	EGA1	$0,32 \pm 0,02$	$(3 \pm 2) \cdot 10^{-17}$	-53,8	$-2,8 \cdot 10^{-6}$
	20	EGA1	$0,31 \pm 0,01$	$(2 \pm 1) \cdot 10^{-17}$	22,9	$6,5 \cdot 10^{-6}$
	40	с/с			Н/В	
GAS2	0	EGA1	$0,32 \pm 0,01$	$(4 \pm 2) \cdot 10^{-17}$	17,2	$8,7 \cdot 10^{-6}$
	20	EGA2	$0,28 \pm 0,01$	$(5 \pm 2) \cdot 10^{-18}$	14,7	$1,0 \cdot 10^{-5}$
	40	с/с			Н/В	
GAT	0	EGA3	$0,49 \pm 0,02$	$(5 \pm 3) \cdot 10^{-14}$		
	20	EGA4	$0,40 \pm 0,02$	$(2 \pm 1) \cdot 10^{-15}$		
GAE1	0	EGA5	$0,24 \pm 0,01$	$(2 \pm 1) \cdot 10^{-18}$		
	60	EGA2	$0,29 \pm 0,01$	$(10 \pm 6) \cdot 10^{-18}$		
GAE2	0	EGA5	$0,25 \pm 0,01$	$(2 \pm 1) \cdot 10^{-18}$		
	60	EGA2	$0,30 \pm 0,01$	$(2 \pm 1) \cdot 10^{-17}$		
GAE3	0	EGA6	$0,43 \pm 0,01$	$(8 \pm 5) \cdot 10^{-17}$		
	60	EGA6	$0,46 \pm 0,02$	$(7 \pm 4) \cdot 10^{-16}$		
GAB1	0	EGA4	$0,39 \pm 0,01$	$(10 \pm 7) \cdot 10^{-18}$		
	20	EGA4	$0,39 \pm 0,01$	$(4 \pm 2) \cdot 10^{-17}$		
	40	EGA6	$0,43 \pm 0,02$	$(10 \pm 6) \cdot 10^{-17}$		
GAB2	0	EGA4	$0,40 \pm 0,01$	$(10 \pm 6) \cdot 10^{-17}$		
	20	EGA4	$0,41 \pm 0,01$	$(10 \pm 6) \cdot 10^{-17}$		
	40	EGA6	$0,45 \pm 0,02$	$(4 \pm 2) \cdot 10^{-16}$		

а) при  $T = 300 \text{ К}$  для SIC, GA, GAE та при  $T = 340 \text{ К}$  для GAB

н/в — вимірювання не проводилися; с/с — слабкий сигнал ПАН



**Рис. 6.3.** Залежності часу релаксації ПАН від оберненої температури для зразків SIC2 (а), SIC3 (б), GAS2 (в), GAE2 (г) та GAB1 (д) до та після МХО.  $t_{\text{MWT}}$ , с: 0 (криві 1), 20 (2), 40 (3), 60 (4)

2) У монокристалах ступінь індукованих МХО змін зростає при зменшенні концентрації вільних носіїв заряду (див. дані для зразків GAS1 та GAS2) та зростанні відносної деформації (зменшенні кривизни поверхні).

3) Після тривалої (для GaAs  $t_{\text{MWT}} \geq 40$  с, для SiC  $t_{\text{MWT}} \geq 80$  с) МХО монокристалічних зразків спостерігається суттєве зменшення сигналу ПАН. Це корелює з даними роботи [588], де повідомляється про зменшення концентрації центрів із рівнями у верхній половині забороненої зони внаслідок НВЧ відпалу.

4) Доза опромінення, необхідна для суттєвого впливу на параметри центрів у епітаксійних структурах, вища, ніж для монокристалічних зразків. Зокрема про це свідчать дані табл. 6.1 для зразків серій GA та GAB після опромінення протягом 20 с. Зауважимо, що рівень легування підкладки GAB та GAE збігався зі зразками GAS1 і GAT, епітаксійного шару GAB — з GAS2; крім того, в GAB,

GAE та GAT однакова легуюча домішка. Відтак, виявлені відмінності визначаються структурою зразків, а не зумовлені різницею їхніх провідностей.

5) Характер змін у монокристалічних пластинах та епітаксійних структурах протилежний: для SIC, GAS, GAT після MXO спостерігається зменшення  $\sigma_n$  та  $(E_c - E_t)$ , тоді як в GAE та GAB обидва параметри зростають.

Спираючись відомі дані, розглянемо можливу природу центрів, які виявлені у досліджених структурах. При цьому необхідно врахувати, що літературні дані характеризуються наявністю розкиду значень основних параметрів пасток, зокрема відмінності величини поперечного перерізу захоплення можуть досягати чотирьох порядків [595]. Однією з можливих причин цього феномену може бути суттєва залежність швидкості термічної емісії носіїв від напруженості електричного поля [596–598], яка викликана а) зменшенням енергії іонізації внаслідок ефекту Пула–Френкеля чи, наприклад, завдяки кулонівській взаємодії центрів [599]; б) зміною величини  $\sigma_n$  [598, 600]. Зазвичай зміни  $(E_c - E_t)$  складають декілька сотих еВ, тоді зміни перерізу захоплення можуть досягати декількох порядків: наприклад, згідно з даними роботи [600] при кімнатній температурі  $\sigma_n$  для центру EL2 в GaAs при напруженості  $10^5$  В/см збільшується в 200 разів. Як наслідок, при використанні різних методів дослідження дефектів отримані параметри одних і тих же центрів можуть суттєво відрізнятися. Наприклад, можна порівняти результати оглядових робіт, де зібрані дані по різноманітним пасткам в арсеніді галію отримані за допомогою методів нестационарної емнісної спектроскопії [601] та термостимульованих струмів [595]. Наведені дані стосуються дефектів із близьким положенням рівнів і суттєво різними значеннями поперечного перерізу захоплення. Узагальнюючи сказане, зауважимо, що при ідентифікації дефектів будемо орієнтуватися саме на енергетичне розташування пасткових рівнів.

Положення рівня ESC1 ( $E_c - (0,33 \div 0,34)$  еВ), який спостерігався у вихідних монокристалах карбіду кремнію можна зіставити з розташуванням  $S$ -центру ( $E_c - 0,35$  еВ, [602–604]),  $EK3$ -центру ( $E_c - 0,34$  еВ, [605]) чи рівня  $(-/+)$  центру  $E_1$  ( $E_c - 0,34$  еВ, [602]).  $S$ -центр відповідає за безвипромінювальну рекомбінацію і відноситься до власних дефектів у  $6H$ -SiC [602]). Згідно



Таблиця 6.2

Літературні дані для рівнів, близьких за розташуванням до EGA1  
 $(E_c - E_t = (0,31 \div 0,32) \text{ eV}, \sigma_n \approx 3 \cdot 10^{-17} \text{ см}^2, \text{ зразки GAS1 та GAS2})$

$(E_c - E_t), \text{ eV}$	$\sigma_n, \text{ см}^2$	конфігурація	метод	епі-структура	посилання
0,33		комплекс з $V_{As}$	DLTS	ні	[609]
0,33			DLTS	ні	[610]
0,31 $\div$ 0,33		$V_{As}$			[611]
0,33	$1 \cdot 10^{-17}$		TSC	ні	[595]
0,323	$1 \cdot 10^{-14}$		DLTS	так	[612]
0,334	$2 \cdot 10^{-15}$		DLTS	так	[612]
0,35		комплекс з $V_{As}$	PA	ні	[613]
0,315 $\div$ 0,325	$3 \cdot 10^{-17}$		TSC	ні	[614]
0,33			TSC	ні	[615]
0,30 $\div$ 0,33			DLTS	ні	[616]

*DLTS — метод нестационарної спектроскопії ГР*

*TSC — метод термостимульованих струмів*

*PA — позитрон-анігіляційна спектроскопія*

з результатами робіт [603,604]  $S$ -центр та  $R$ -центр ( $E_c - 1,27 \text{ eV}$ ) пов'язані з двома різними зарядовими станами одного й того ж дефекту, тоді як відповідно до даних роботи [606]  $R$ -центр є дивакансією  $V_{Si}V_C$ . З рівнем  $E_1$ , який є центром із від'ємною кореляційною енергією, пов'язують комплекс кремнієвих вакансій [607]. Після МХО розташування рівня, що відповідає за появу ПАН в SiC, змінюється до  $E_c - (0,26 \div 0,29) \text{ eV}$  (рівень ESC2). При цьому також немає повної однозначності: близьке положення має рівень донорний рівень  $(0/+)$  центру  $E_1$  ( $E_c - (0,27 \div 0,28) \text{ eV}$ , [608]) та центр  $X_1$  ( $E_c - 0,3 \text{ eV}$ , [607]). Автори останньої роботи доповідають про суттєву залежність концентрації  $X_1$  від структурної досконалості кристалу та підкреслюють не ідентичність цього центру з  $E_1$ .

Дані для кожного з виявлених рівнів у арсеніді галію узагальнено в таблицях 6.2–6.7. Наведені дані показують, що виявлені центри пов'язані з власними дефектами вакансійного типу.

Можна виділити декілька причин зміни параметрів пасток. А саме.

Таблиця 6.3

Літературні дані для рівнів, близьких за розташуванням до EGA2  
 $(E_c - E_t = (0,31 \div 0,32) \text{ eV}, \sigma_n \approx 5 \cdot 10^{-18} \text{ см}^2 \text{ (монокристали)}, 1 \cdot 10^{-17} \text{ см}^2 \text{ (епі-структури)}, \text{ зразки GAS2, GAE1 та GAE2 після опромінення})$

$(E_c - E_t), \text{ eV}$	$\sigma_n, \text{ см}^2$	конфігурація	метод	епі-структура	посилання
0,28	$5 \cdot 10^{-18}$	$V_{As}As_i$	TSC	ні	[595]
0,26	$3,5 \cdot 10^{-15}$		DLTS	так	[612]
0,277	$5 \cdot 10^{-17}$		TSC	ні	[614]
0,284	$1 \cdot 10^{-17}$		TSC	ні	[614]
0,28		власний	TP	ні	[617]
0,28	$8 \cdot 10^{-15}$		DLTS	так	[618]
0,30		комплекс з Te	DLTS	ні	[619]
0,30	$6 \cdot 10^{-15}$	$V_{As}As_i$	DLTS	ні	[620]

TP — релаксація фотопровідності

Таблиця 6.4

Літературні дані для рівнів, близьких за розташуванням до EGA3  
 $(E_c - E_t = 0,49 \text{ eV}, \sigma_n \approx 5 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2, \text{ зразок GAT})$

$(E_c - E_t), \text{ eV}$	$\sigma_n, \text{ см}^2$	конфігурація	метод	епі-структура	посилання
0,50		$Sb_{Ga}$	DLTS	ні	[621]
0,48	$4 \cdot 10^{-16}$	$As_{Ga}^{++}$	TSC	ні	[595]
0,485	$2 \cdot 10^{-16}$		TSC	ні	[614]
0,48		домішка	TP	ні	[617]
0,51	$1 \cdot 10^{-12}$		DLTS	ні	[622]
0,48	$3 \cdot 10^{-13}$		DLTS	ні	[616]
0,50	$1 \cdot 10^{-15}$	$V_{As}, V_{Ga}Ga_iV_{As}$	DLTS	ні	[620]

Таблиця 6.5

Літературні дані для рівнів, близьких за розташуванням до EGA4

$(E_c - E_t = (0,39 \div 0,41) \text{ еВ}, \sigma_n \approx 2 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2 \text{ (монокристали)},$

$(1 \div 10) \cdot 10^{-17} \text{ см}^2 \text{ (епі-структури)}, \text{ зразки GAT та GAB})$

$(E_c - E_t), \text{ еВ}$	$\sigma_n, \text{ см}^2$	конфігурація	метод	епі-структура	посилання
0,42			DLTS	ні	[610]
0,41		$V_{Ga}V_{As}$	DLTS	ні	[621]
0,39		$V_{Ga}Ga_{As}$	TSC	ні	[623]
0,41	$2 \cdot 10^{-13}$		DLTS	так	[601]
0,40			SCRC	так	[624]
0,37	$2 \cdot 10^{-14}$		DLTS	так	[625]
0,40		$V_{Ga}Ga_{As}$	DLTS	ні	[626]
0,387	$2 \cdot 10^{-14}$		DLTS	так	[612]

*SCRC — температурна залежність струму ОПЗ*

Таблиця 6.6

Літературні дані для рівнів, близьких за розташуванням до EGA5

$(E_c - E_t = (0,24 \div 0,25) \text{ еВ}, \sigma_n \approx 2 \cdot 10^{-18} \text{ см}^2, \text{ зразки GAE1 та GAE2 до опромінення})$

$(E_c - E_t), \text{ еВ}$	$\sigma_n, \text{ см}^2$	конфігурація	метод	епі-структура	посилання
0,23			DLTS	ні	[610]
0,23	$2 \cdot 10^{-17}$		TSC	ні	[595]
$0,22 \div 0,25$	$8 \cdot 10^{-19}$		TSC	ні	[627]
0,26		комплекс з $V_{Ga}$	TSC	ні	[623]
0,24			TSC	ні	[615]
0,23		власний	TP	ні	[617]
0,23		$V_{Ga}V_{As}$	DLTS	ні	[628]
0,23	$1 \cdot 10^{-14}$	$V_{Ga}V_{As}$	DLTS	ні	[601]
0,23	$7 \cdot 10^{-15}$		DLTS	так	[618]
0,22	$2 \cdot 10^{-15}$		DLTS	ні	[625]
0,258	$4 \cdot 10^{-16}$		DLTS	так	[612]

Таблиця 6.7

Літературні дані для рівнів, близьких за розташуванням до EGA6  
 $(E_c - E_t = (0,43 \div 0,46)0,43 \text{ eV}, \sigma_n \approx 8 \cdot 10^{-17} \text{ см}^2 \text{ (GAE3 до опромінення)})$   
 $\sigma_n \approx 5 \cdot 10^{-16} \text{ см}^2 \text{ (GAE3, GAB після опромінення)}$

$(E_c - E_t), \text{ eV}$	$\sigma_n, \text{ см}^2$	конфігурація	метод	епі-структура	посилання
0,44	$1 \cdot 10^{-14}$	$V_{As}As_i, V_{As}$	TSC	ні	[595]
0,44	$9 \cdot 10^{-15}$		TSC	ні	[614]
0,43	$7 \cdot 10^{-16}$	власний	DLTS	так	[601, 629]
0,44	$2 \cdot 10^{-15}$	комплекс з $V_{As}$	DLTS	так	[630]

- 1) Перебудова дефектного комплексу внаслідок його розпаду, долучення додаткової компоненти, зміни відстані між складовими тощо.
- 2) Зміна зарядового стану дефекту.
- 3) Зміна оточення пастки, що призводить, наприклад, до модифікації напруженості електричного поля в околі дефекту.
- 4) Зміна концентрації дефектів даного типу: так, у [599] показано, що зміна енергії іонізації пропорційна кубічному кореню концентрації дефектів.

При аналізі причин виявлених змін необхідно взяти до уваги можливі механізми впливу мікрохвильового випромінювання на кристали. Звичайно, в першу чергу варто врахувати ефекти збільшення температури. Вважається, що структурна модифікація внаслідок МХО зумовлена, переважно, зміною зарядового стану дефектів та виникненням полів пружних напруг, обумовлених миттєвим розігрівом дефектних регіонів. Проте, як відомо, для провідних твердих середовищ ці процеси підсилюються при зростанні концентрації вільних носіїв заряду [574], тоді як у нашому випадку при зростанні  $n$  виявлені ефекти послаблюються (зразки GAS1 та GAS2). Крім того, використаний режим опромінення не передбачав довготривалого неперервного впливу НВЧ коливальних, що також зменшувало загальний розігрів структур. З іншого боку, багаточисленні дослідження показали, що виявлені ефекти МХО не можуть бути пояснені лише з використанням механізмів швидкого термічного відпалу, а відтак необхідно розглядати атермічні фактори. У літературі знедавна все більша увага звертається на нетеплові механізми впливу МХО (див., наприклад, роботу [631] та посилання

в ній), які можуть бути причиною генерацій дислокацій та зменшення розмірів скупчень точкових дефектів у напівпровідникових пластинах [632] чи навіть процесів рекристалізації [631]. У роботі [632] висвітлені можливі атермічні процеси, які змінюють структурні характеристики бінарних напівпровідникових сполук. Зокрема розглянуто процеси коливання дислокацій під дією механічних напруг та електричного поля (останнє характерне для заряджених лінійних дефектів); вказано, що суттєво впливати на поведінку дислокаційних сегментів можуть декоруючі домішки: з одного боку їхня наявність знижує резонансну частоту коливань та забезпечує наявність електричного заряду, а з іншого — при великих амплітудах коливань вони можуть відриватися від дислокаційних ліній, що викликає появу додаткових хімічних дефектів. У свою чергу, точкові дефекти можуть здійснювати НВЧ-коливання та дифундувати внаслідок МХО.

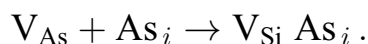
Виявлені зміни параметрів глибоких центрів зумовлені згаданою структурно-домішковою перебудовою приповерхневих областей напівпровідника внаслідок МХО. Як показують результати рентгенографічних досліджень, НВЧ опромінення збільшує опуклість монокристалічних зразків, що свідчить про накопичення в приповерхневому шарі дефектів міжвузлового типу, зокрема внаслідок зародження окремих дислокацій [527,591]. Подібне накопичення дефектів у поверхневій області матеріалу внаслідок дії НВЧ опромінення описується й іншими авторами [527,588,590]. Певним винятком є лише зразок SIC3, проте в цьому випадку і до опромінення спостерігався достатньо високий рівень деформації приповерхневого шару. Відомо [527,580–584], що в такому напруженому стані МХО викликає перерозподіл пружних деформацій, який супроводжується їхнім певним зменшенням — саме це і спостерігалось для SIC3. Дані профілометрії корелюють із результатами рентгенівських вимірювань. Структурні дослідження показали, що розподіл густини дислокацій по площі у вихідних пластинах GaAs має W-подібний характер; густина дислокацій по діаметру пластини змінювалася від  $2 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$  до  $2 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$ . Така неоднорідність розподілу густини дислокацій свідчить про значний рівень пружних деформацій в зразках.

Проведений аналіз показує, що центри ESC1 та ESC2 є комплексами кремнієвих вакансій, EGA1 зв'язаний з  $V_{As}$ , а EGA3 — з  $V_{As}$  або комплексом  $V_{Ga}Ga_iV_{As}$ . Стимульована МХО дифузія точкових дефектів, переважно власних

міжвузлових атомів, викликає модифікацію пасток. У карбіді кремнію центр ESC1 перетворюється на ESC2 внаслідок впливу близькорозташованого міжвузлового вуглецю:



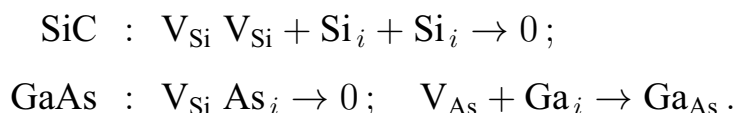
Подальша зміна параметрів ESC2, виявлена у зразку SIC3, викликана підсиленням електричного поля протяжних дефектів. У зразках GAS2 при  $t_{MWT} = 20$  с внаслідок збільшення кількості міжвузлових атомів у приповерхневому шарі відбувається перетворення  $V_{As}$  на комплекс  $V_{As}As_i$ , з яким і пов'язаний центр EGA2:



У GAS1 подібний процес ускладнений внаслідок більшої концентрації носіїв заряду: відомо [578], що з підвищенням опору зростає глибина проникнення НВЧ хвиль, а відтак і об'єм, звідки відбувається гетерування дефектів у приповерхневому шарі. Крім того, причиною слабого (порівняно з GAS2) впливу МХО на параметри пасток у GAS1 є відсутність стискуючих напруг, наявність яких, як показують дані для монокристалів карбіду кремнію, інтенсифікує стимульоване МХО комплексоутворення в системі власних дефектів. У зразку GAT, який також характеризується високою концентрацією вільних електронів, перетворення EGA3 на EGA4 (комплекс  $V_{Ga}Ga_{As}$ ) відбувається згідно з реакцією, розглянутою в [623]:



Накопичення великої кількості міжвузлових атомів у приповерхневому шарі при високих дозах опромінення ( $t_{MWT} \approx 40$  с для арсеніду галію і  $t_{MWT} \geq 80$  с для карбіду кремнію) викликає повну анігіляцію вакансій (або перетворення на антиструктурні дефекти, рівні яких в кристалах із електронною провідністю заповнені) і відповідне зникнення сигналу ПАН (зразки GAS1, GAS2, SIC1):



Вважається [224–226], що в епітаксійних структурах поява ПАН, викликані накопиченням зарядів на пастках, переважно зумовлена дефектами, розташованими на межі розділу між епітаксійним шаром та підкладкою, тобто на внутрішніх поверхнях. Саме відмінність у просторовому розташуванні є причиною різниці дозової залежності змін параметрів дефектів в епітаксійних та монокристалічних зразках.

У роботах [527, 591] в епітаксійних структурах  $n$ – $n^+$ –GaAs та  $n$ – $n^+$ – $n^{++}$ –GaAs спостерігалось індуковане МХО збільшення радіуса кривизни контактних систем внаслідок зародження окремих дислокацій та їхнє поширення вздовж площин ковзання вглиб структур. Як наслідок, у приповерхневих регіонах відбуваються зміни напруженостей як електричного, так і механічного полів, що викликає перебудову дефектів, а відтак і зміщення відповідних глибоких рівнів. Як видно з даних таблиць 6.6 та 6.7, рівні EGA5 та EGA6 зв'язані з комплексами  $V_{\text{Ga}} V_{\text{As}}$  та  $V_{\text{As}} \text{As}_i$ , відповідно. Такі пастки, як і EGA2 та EGA4, зустрічалися в епітаксійних структурах і раніше [601, 612, 618, 624, 625, 629, 630]. Виявлені НВЧ-стимульовані перетворення зумовлені зростанням кількості міжвузлових атомів і описуються реакціями на кшталт



для GAE1 та GAE2 і



для GAB1 та GAB2. Збільшення енергії активації EGA6 в зразку GAE3 викликане, найімовірніше, зміною кулонівської взаємодії міжвузлово–вакансійних комплексів внаслідок зменшення концентрації, тоді як зростання перерізу захоплення EGA4 в GAB1 при  $t_{\text{MWT}} = 20$  с та EGA6 в GAE3 — зі зростанням напруженості електричного поля, зумовленого зарядженими дислокаціями.