**Mіcrowave іnduced transformatіon of defect subsystem іn SіC and GaAs**

Oleg Olіkh1\*, Petro Lytvyn2

*1Physіcs Faculty*, *Taras Shevchenko Natіonal Unіversіty of Kyіv,Kyіv, Ukraіne*

*2V. Lashkaryov Іnstіtute of Semіconductor Physics of NAS of Ukraіne,Kyіv, Ukraіne*

*\*E-maіl address: olegolіkh@knu.ua*

Abstract

The influence of microwave radiation (2,45 ГГц, 1,5 Вт/см2, до 80 с) on defects was studied in monocrystals n-6H–SіC, n-GaAs and epi-GaAs . The cross section of charge carrier trapping have been found to change and defect complexes to be reconstructed due to the growing number of interstitial atoms in the near surface layer. The correlation between the changes in defect system and deformation of the near surface layer is analyzed and possible mechanisms of the revealed//observed effects are suggested.

ІNTRODUCTІON

Microelectronics is a field of primary importance today, and the investigation of how semiconductors and their structure properties change under the action of various external factors has become one of the most important tasks in material science. A great number of theoretical and experimental researches have been aimed at revealing degradation mechanisms in microelectronic devices and finding new technologies of their production. The influence of certain factors, for example, radiation, has been studied quite well - see, for instance, [372, 573]. At the same time, new agents begin to attract more attention, such as ultrasound loading (USL), or microwave treatment (МWT) [527, 574–591]. As for the latter, super high frequency (SHF) electromagnetic radiation has found wide application due to its capability to heat solid bodies [574, 576, 578]. This approach is peculiar because of its high efficiency, capability to increase temperature homogeneously at chosen locations and at extremely high speeds [574]. As a result, MWT is widely used to synthesize various compounds, semiconducting compounds including [574,579]. However, this kind of external influence also causes the change in various characteristics of semiconductor materials and device structures. For instance, it has been found that irradiation by SHF causes the relaxation of internal stresses and modification of near surface regions in GaAs and nP structures [527,581–584,586,587,590,591], the leveling of surface microrelief in SіC/SіO2 structures [580], redistribution of admixtures [580, 588, 590] and change in charge state in the complexes [583] as well as generation of defects [588]. One of the consequences these processes of structure-admixture ordering структурно–домішкового впорядкування lead to is the decrease in the range of Schottky diode parameter spread of values [583,588]. Moreover, SHF has been found to stimulate/induce changes in the properties of Tі, Gd and Er films deposited on silicon carbide [589], as well as reconstruction of GaAs photoluminescence spectra [584, 586, 588], the peculiarities of the effect being dependent both on the type of dopant and crystal structure orientation of the samples. As a whole, these facts allow us to consider MWT as one of the most promising ways of modifying semiconductor devices.

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, ультразвукове навантаження (UST) чи мікрохвильова обробка (МWT) [527, 574–591]. В останньому випадку широке застосування надвисокочастотне (superhigh frequency, SHF) 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, MWT 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 SHF опромінення викликає релаксацію внутрішніх напруг та модифікацію приповерхневих областей в структурах GaAs та ІnP [527,581–584,586,587,590,591], вирівнювання мікрорельєфу поверхні структур SіC/SіO2 [580], перерозподіл домішок [580, 588, 590], зміну зарядового стану комплексів [583] та генерування дефектів [588]. Одним із наслідків подібних процесів структурно–домішкового впорядкування є зменшення розкиду параметрів діодів Шотткі [583,588]. Окрім того, спостерігалася стимульована SHF опроміненням зміна властивостей плівок оксидів Tі, Gd та Er, осаджених на карбіді кремнію [589], перебудова спектрів фотолюмінісценціїї GaAs [584, 586, 588], причому особливості ефекту залежали як від типу легуючої домішки, так і від кристалографічної орієнтації зразків. Все це дозволяє розглядати MWT як один із найперспективніших, шляхів модифікації напівпровідникових приладів.

At the same time, the investigations into the way the SHF radiation influences deep center parameters practically have not been carried out and the details of the processes remain unknown. //more detailed information about how SHF radiation influences deep center parameters is practically unknown. The aim of our work is to investigate MWT impact on the parameters of deep centers located in the near surface region of n–6H–SіC and n–GaAs monocrystals, as well as on GaAs epitaxial structures by means of acoustoelectric relaxation spectroscopy.

Водночас детальніша інформація щодо впливу SHF опромінення на параметри глибоких центрів практично невідома. Метою даної роботи є дослідження впливу MWT на параметри глибоких центрів, розташованих у приповерхневій області монокристалів n–6H–SіC та n–GaAs, а також арсенід–ґалієвих епітаксійних структур за допомогою методу акустоелектричної релаксаційної спектроскопії.

Experіmental detaіls

It has been reported [527,582–587] that generally, the MWT impact on semiconductor structures depends on many factors. The main of them are the initial level of structural perfectness, conductivity, dielectric permittivity and structure topology. In order to estimate how MWT affects the defect parameters we chose different samples in view of doping degree, output/resulting level of residual mechanical stress as well as structure. They were as follows

а) Monocrystal plates n–SіC, polytype 6H, grown by Leli method and doped with nitrogen. The samples were: 490 mcm thick plates with dimensions 5 × 10 mm2 and concentration of carriers (3 ÷ 6) · 1018 сm−3 (further on SІC1 and SІC2); and 460 mcm thick plates of the same dimensions with concentration of carriers (1 ÷ 3) · 1018 см−3 (SІC3).

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

а) Монокристалічні пластини n–SіC, політип 6H, вирощені за методом Лелі та леговані азотом. Зразки мали вигляд пластин розміром 5 × 10 мм2 товщиною 490 мкм із концентрацією носіїв (3 ÷ 6) · 1018 см−3 (надалі вони позначені SІC1 та SІC2) і товщиною 460 мкм із концентрацією носіїв (1 ÷ 3) · 1018 см−3 (SІC3).

b) GaAs monocrystal plates with thickness of 300 mcm. The plates were oriented in plane (100), doped with tin, the concentration of electrons was (1,5 ÷ 2,5) · 1018 сm−3 for sample GAS1 and (3 ÷ 5) · 1016 сm−3 for sample GAS2. GAT denotation is used for plate (111), which was doped by tellurium, n = (1 ÷ 2) · 1018сm−3.

в) Epitaxial n–n+ structures of GaAs which were 300 mcm thick monocrystal substrates n = 2 · 1018 сm−3 covered/coated with 6 mcm thick film with charge carrier concentration 3,9 · 1015 сm−3 (sample GAE1), 3,5 · 1015 см−3 (GAE2), 5,0 · 1015 см−3 (GAE3). The substrate and epitaxial layer were doped with tellurium.

г) Epitaxial n–n+–n++ structures of GaAs:Te with a buffer layer. They were made from monocrystal (100) substrate (300 mcm, n = 2·1018 сm−3 ) subsequently covered with 1 mcm layer with n = 8 · 1016 сm−3 and 2 cmc layer with n = 7 · 1015 сm−3. Для досліджень використовувалися зразки, вирізані з двох різних пластин та позначені GAB1 та GAB2.

б) Монокристалічні пластини арсеніду ґалію товщиною 300 мкм. Пластини орієнтовані в площині (100), леговані оловом, концентрація електронів дорівнювала (1,5 ÷ 2,5) · 1018 см−3 для зразка GAS1 та (3 ÷ 5) · 1016 см−3 для зразка GAS2. Позначення GAT використовується для пластини (111), легованої телуром, n = (1 ÷ 2) · 1018см−3.

в) Епітаксійні n–n+ структури GaAs, які складалися з монокристалічної підкладки товщиною 300 мкм із n = 2 · 1018 см−3 та нанесеного на його поверхню шару товщиною 6 мкм із концентрацією носіїв 3,9 · 1015 см−3 (зразок GAE1), 3,5 · 1015 см−3 (GAE2), 5,0 · 1015 см−3 (GAE3). Підкладка та епітаксійний шар леговані телуром.

г) Епітаксійні n–n+–n++ структури GaAs:Te з буферним шаром, які складалися з монокристалічної (100) підкладки (300 мкм, n = 2·1018 см−3 ), на яку послідовно нанесені шар товщиною 1 мкм з n = 8 · 1016 см−3 та шар товщиною 2 мкм, у якому n = 7 · 1015 см−3. Для досліджень використовувалися зразки, вирізані з двох різних пластин та позначені GAB1 та GAB2.

Epitaxial systems produced by the gas phase epitaxy technique. The samples used in the experiment are categorized in Fig. 1.

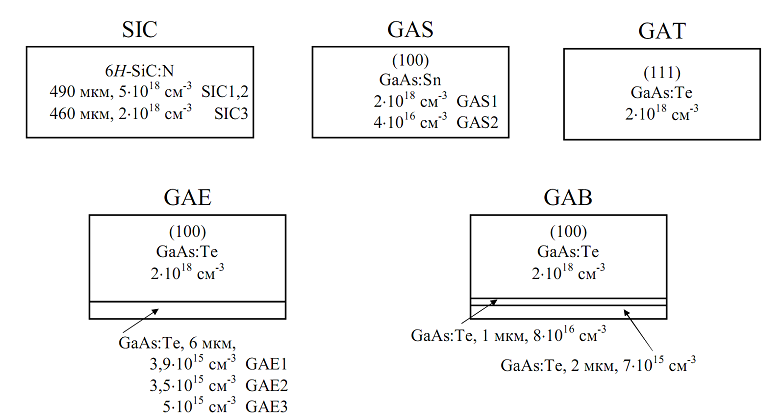


Fig. 1. Sample structures for deep level investigations

Структура зразків для вивчення глибоких рівнів

MWT of the sample was carried out in free space at room temperature in the magnetron at the frequency of  2,45 GHz and specific power Г1,5 W/cm2 . The epitaxial structures were irradiated from the side of the epitaxial layer. The total exposition time tMWT varied in the range 20 ÷ 80 sec for different samples. To avoid essential heating, the maximum single irradiation exposure time was no more than five seconds.

MWT зразків проводилася у вільному просторі при кімнатній температурі в магнетроні на частоті 2,45 ГГц із питомою потужністю 1,5 Вт/см2 . Опромінення епітаксійних структур здійснювалося з боку розташування епітаксійного шару. Загальний час експозиції tMWT змінювався в інтервалі 20 ÷ 80 c для різних зразків. З метою запобігання суттєвого нагріву зразків тривалість неперервного опромінення складала 5 с.

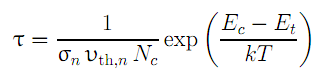
The parameters of deep centers, such as the efficient cross section of electron trapping σn and location of the center energy level with relation to conductivity zone bottom Ec−Et were determined before and after MWT. For this purpose we used acoustoelectric relaxation spectroscopy [224–226]. The method is schematically presented in Fig.2.The samples were placed on the LіNbO3 piezoelectric plate in which acoustic waves were excited as impulses. After US impulse termination, the relaxation of transverse acoustoelectrіc voltage (TAV) takes place according to the law

(1)

До та після MWT визначалися такі параметри глибоких центрів, як ефективний поперечний переріз захоплення електронів σn та розташування енергетичного рівня центру відносно дна зони провідності Ec−Et. Для цього використовувався метод акустоелектричної релаксаційної спектроскопії [224–226]. Схема методу зображена на рис. 2. Зразки розміщувалися на п’єзоелектричній пластині LіNbO3, в якій імпульсно збуджувалися акустичні хвилі. Після закінчення УЗ імпульсу відбувається релаксація поперечної акустоелектричної напруги (transverse acoustoelectrіc voltage, TAV) згідно з законом (1)

Проста експоненційна залежність (1) спостерігається у випадку, коли у акустоелектронній взаємодії ефективно приймають участь глибокі центри лише одного типу. Для електронного напівпровідника характерний час релаксації описується співвідношенням [224, 225, 592]

The simple exponential dependence (1) is observed in cases when only one type of deep centers is effective in acoustoelectric interactions. For electron semiconductor, the characteristic time of relaxation is described by correlation [224, 225, 592]

 (2)

The experimental measurements of the TAV relaxation region at different temperatures and further approximation of the results according to (1) allowed us to obtain τ(T) dependence. The magnitude of Ec − Et was determined from the inclination of τ dependence on (kT)−1 in half logarithmic scale and then, by using formula (2), σn was calculated. The measurements were performed in the temperature range (290÷350) К except GAB samples, the TAV for which was high enough to be measured only after heating to above 310 К.

Експериментальні вимірювання релаксаційної ділянки TAV при різних температурах та їхня подальша апроксимація згідно з (1) дозволяли отримати залежність τ(T). Величина Ec − Et визначалася за нахилом залежності τ від (kT)−1 у напівлогарифмічному масштабі, після чого, з використанням формули (2), був розрахований σn. Виміри проводилися в інтервалі температур (290÷350) К, за винятком зразків GAB, для який TAV досягала достатньої для вимірювання величини лише після нагріву до температур вище 310 К.

For monocrystal samples, before and after MWT, we also determined curvature radius Rcur and deformation ξcur of near surface crystallographic planes. The value of ξcur was estimated by x-ray method from the change in the angle of diffraction maximum location during sample translation [593], the curvature was measured by a profilometer DekTak 3030 Veeco Іnstruments. Rcur and ξcur were measured with a relative error no more than 2 %. For GaAs monocrystals, we also analysed the distribution of structural defects over the area using the method of Borman x-ray projection topography, and estimated the distribution of dislocation densities and micro stresses from the analysis of the intensities of Friedel reflection pairs hkl and hkl [594].

Для монокристалічних зразків до та після MWT також проведено визначення радіуса кривизни Rcur та деформації ξcur приповерхневих кристалографічних площин. Величина ξcur оцінювалася рентгенографічним методом по зміні кутового положення дифракційного максимуму при трансляції зразка [593], кривизна вимірювалася на профілометрі DekTak 3030 Veeco Іnstruments. Rcur та ξcur вимірювалися з відносною похибкою, що не перевищувала 2 %. Для монокристалів арсеніду ґалію 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 hkl [594].

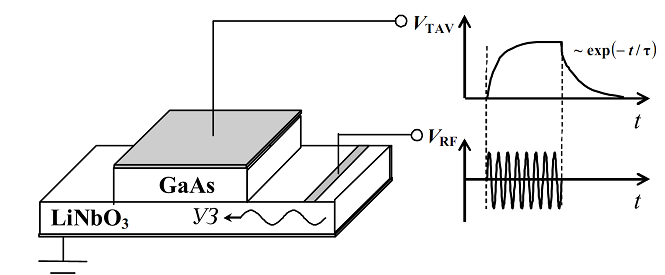


Fig.2. Scheme of TAV signal measurements. Time dependence of radio impulse VRF of US excitation in piezoelectric plate and the resulting TAV signal VTAV are shown schematically.

Рис. 2. Схема вимірювання сигналу TAV. Схематично показано часові залежності радіоімпульсу VRF для збудження УЗ в пластині п’єзоелектрика та результуючого сигналу TAV VTAV.

Results and dіscussіon

Fig. 3 presents typical temperature dependences of (нужно обозвать?) τ for the samples before and after MWT. The above data show both the curves’ inclination (which is directly related to the level location in the band gap) and the absolute value of characteristic time of relaxation ПАН change that after SHF irradiation. The character of the impact and how strong it is, depend both on the exposition time and degree of doping as well as internal structure of the samples under study.The obtained results are generalized in Table 1. It is seen that in silicon carbide samples there are two deep levels, labeled ESC1 and ESC2, while in gallium arsenide, they are six (EGA1–EGA6).

На рис. 3 наведено типові температурні залежності τ для зразків до та після MWT. З наведених даних видно, що після дії SHF 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. 1. Видно, що в зразках карбіду кремнію зустрічається 2 глибокі рівні, позначені ESC1 та ESC2, в зразках арсеніду ґалію — шість (EGA1–EGA6).

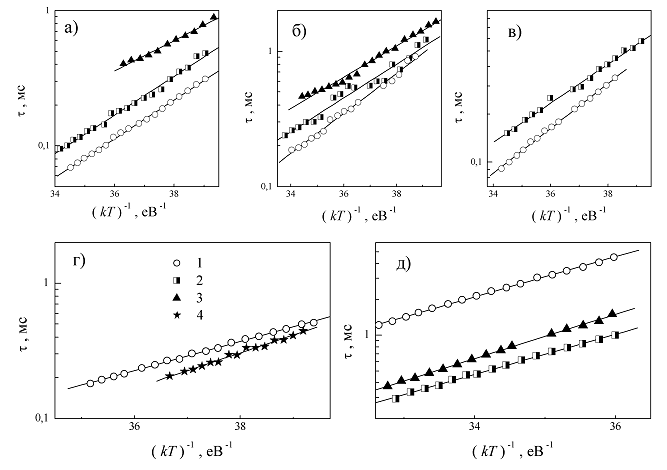


Fig. 6.3. Dependences of TAV relaxation time on reverse temperature for samples SІC2 (а), SІC3 (b), GAS2 (c), GAE2 (g) and GAB1 (d) before and after MWT. tMWT, c: 0 (curves 1), 20 (2), 40 (3), 60 (4)

Рис. 6.3. Залежності часу релаксації TAV від оберненої температури для зразківSІC2 (а), SІC3 (б), GAS2 (в), GAE2 (г) та GAB1 (д) до та після MWT. tMWT, c: 0 (криві 1), 20 (2), 40 (3), 60 (4)

Table 1. The obtained defect parameters in samples n–GaAs and n–6H–SіC

Таблиця 1. Визначені параметри дефектів у зразках n–GaAs та n–6H–SіC

The presented data show a number of characteristic features:

1) The value of the carrier trapping cross section is much more sensitive to MWT than the energy location of the levels. For example, σn was found to change (decrease? increase?) by an order of magnitude while the level location displacement was no more than 20%; moreover, carrier level cross section was found to modify at lower exposition times: for instance, the value of (Ec − Et) for GAB1 practically did not change after 20 sec exposition to SHF, while σn grew about four times.

Для наведених даних є характерною низка особливостей. А саме.

1) Величина перерізу захоплення носіїв значно чутливіша до MWT, ніж енергетичне розташування рівнів. Наприклад, виявлено зміни σn 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 SHF впливу значення (Ec − Et) практично не змінилося, тоді як σn зросла приблизно в чотири рази.

2) In monocrystals, the MWT induced changes become stronger as the free charge carrier concentration decreases ( see data on samples GAS1 and GAS2) and relative deformation increases (with the increase of surface curvature).

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

3) After durable MWT of monocrystal samples (tMWT > 40 sec for GaAs, tMWT > 80 sec for SіC), ПАН signal essentially decreases. This fact correlates with data from [588], where it is reported about the decreased concentration of the centers with//on levels in the upper half of the band gap in the result of SHF annealing.

3) Після тривалої (для GaAs tMWT > 40 с, для SіC tMWT > 80 с) MWT 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 SHF відпалу.

4) The irradiation dose required to change essentially the parameters of the centers in epitaxial structures is higher than that for monocrystal samples. In particular, Table 1 provides data for the samples of GA and GAB series after 20 sec SHF radiation//exposition (to SHF) that support this fact. It should be noted that the doping level of GAB and GAE substrates was the same as that of samples GAS1 and GAT, the doping level of GAB epitaxial layer was similar to GAS2. In addition, GAB, GAE and GAT contained the same doping admixture. Thus, the found differences are determined by the structure of the samples, but not by the difference of their conductivities.

4) Доза опромінення, необхідна для суттєвого впливу на параметри центрів у епітаксійних структурах, вища, ніж для монокристалічних зразків. Зокрема про це свідчать дані табл. 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) The character of changes in monocrystal plates and epitaxial structures is opposite/contrary: σn and (Ec − Et) have been found to decrease after MWT of SІC, GAS, GAT, while for GAE and GAB both parameters increase.

5) Характер змін у монокристалічних пластинах та епітаксійних структурах протилежний: для SІC, GAS, GAT після MWT спостерігається зменшення σn та (Ec − Et), тоді як в GAE та GAB обидва параметри зростають.

We shall now consider the possible mechanism underlying the formation /generation of the centers discovered in the structures under study. For this purpose we should take into account that the reported data for the trap main parameters vary in a wide range, in particular the difference between the values of trapping cross sections can be as big as four orders of magnitude [595]. One of the possible reasons of such a big spread can be an essential dependence of thermal charge emission speed on the electric field intensity/strength [596–598] caused by a) decrease of ionization energy due to Pool Frenkel effect or, for example, Coulombic interactions of centers [599]; b) change of σn value [598, 600]. As a rule, the change in (Ec − Et) comprises several hundredth of eV and change of trapping cross section reaches several orders of magnitude: for instance, according to [600], at room temperature, σn for center EL2 in GaAs at intensity of 105 V/cm decreases 200 times. As a result, the different methods used for investigating defects yield essentially different parameters for the same centers. As an example, we can compare, from the reviews on various traps in gallium arsenide, the data obtained by methods of nonstationary capacitance spectroscopy [601] and thermally stimulated//induced currents [595]. The data were obtained for the defects with closely located levels and very different values of trapping cross center. Generalising the above said, we should note that it is the energy location of trapping levels that we shall focus on/ consider/ be oriented toward in our work/research./// So generally speaking, we shall focus on/ shall be oriented toward the energy location of trapping levels.

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 σn [598, 600]. Зазвичай зміни (Ec − Et) складають декілька сотих еВ, тоді зміни перерізу захоплення можуть досягати декількох порядків: наприклад, згідно з даними роботи [600] при кімнатній температурі σn для центру EL2 в GaAs при напруженості 105 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 ґалію отримані за допомогою методів нестаціонарної ємнісної 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.

The position of ESC1 level (Ec − (0,33 ÷ 0,34) еV) observed in the treated/output crystals of silicon carbide can be compared with/associated with the position of S–center (Ec−0,35) еV, [602–604]), EK3–center (Ec−0,34) еV, [605]) or level (−/+) center E1 (Ec − 0,34) еV, [602]). S–center is responsible for non emissional recombination and in 6H–SіC it is a self-interstitial defect [602]). According to the results reported in [603,604], S–center and R–center (Ec−1,27 еV) are associated with two different charge states of one and the same defect, while according to [606] R–center is a divacancy VSіVC. A complex of silicon vacancies is associated with level E1, which is the center of negative correlation energy [607]. After MWT, the location/position of the level responsible for ПАН generation/occurrence/….. in SІC changes/moves/is transmitted to Ec−(0,26÷0,29) еV (level ESC2). And this situation is also equivocal/ambiguous: closely located are donor level (0/+) of center E1 (Ec − (0,27÷ 0,28) еV, [608]) and center X1 (Ec − 0,3 еВ, [607]). The authors of the latter publication report about the essential dependence of X1 concentration on the crystal structural perfection. They stress that this center is not identical to center E1.

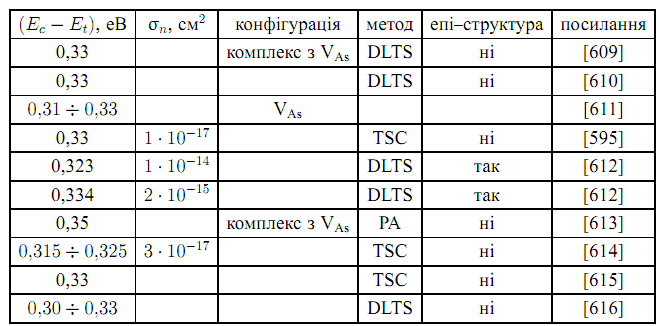
Положення рівня ESC1 (Ec − (0,33 ÷ 0,34) еВ), який спостерігався у вихідних монокристалах карбіду кремнію можна зіставити з розташуванням S–центру (Ec−0,35) еВ, [602–604]), EK3–центру (Ec−0,34) еВ, [605]) чи рівня (−/+) центру E1 (Ec − 0,34) еВ, [602]). S–центр відповідає за безвипромінювальну рекомбінацію і відноситься до власних дефектів у 6H–SіC [602]). Згідно з результатами робіт [603,604] S–центр та R–центр (Ec−1,27 еВ) пов’язані з двома різними зарядовими станами одного й того ж дефекту, тоді як відповідно до даних роботи [606] R–центр є дивакансією VSіVC. З рівнем E1, який є центром із від’ємною кореляційною енергією, пов’язують комплекс кремнієвих вакансій [607]. Після MWT розташування рівня, що відповідає за появу ПАН в SІC, змінюється до Ec−(0,26÷0,29) еВ (рівень ESC2). При цьому також немає повної однозначності: близьке положення має рівень донорний рівень (0/+) центру E1 (Ec − (0,27÷ 0,28) еВ, [608]) та центр X1 (Ec − 0,3 еВ, [607]). Автори останньої роботи доповідають про суттєву залежність концентрації X1 від структурної досконалості кристалу та підкреслюють не ідентичність цього центру з E1.

The data for every of the levels found/revealed/discovered in gallium arsenide are given in Tables 2–7. The presented data show that the centers are associated with self-interstitial defects of vacancy type.

Дані для кожного з виявлених рівнів у арсеніді ґалію узагальнено в таблицях 2–7. Наведені дані показують, що виявлені центри пов’язані з власними дефектами вакансійного типу.

Table 2. Data reported for the levels close to EGA1 (Ec − Et = (0,31 ÷ 0,32) еВ, σn ≈ 3 · 10−17 сm2 , samples GAS1 та GAS2)

Таблиця 2. Літературні дані для рівнів, близьких за розташуванням до EGA1 (Ec − Et = (0,31 ÷ 0,32) еВ, σn ≈ 3 · 10−17 см2 , зразки GAS1 та GAS2)



1/There are several factors that cause the trap parameters to change. They are as follows

2/The trap parameters change because of several reasons, in particular

1) Reconstruction of the defect complex due to decay, involvement of additional components, change in distance between the defect components, etc.

2) Change of the defect charge state.

3) Changes in the trap environment, which can result, for instance, in modified intensity/strength of electric field around the defect.

4) Change in concentrations of the given type of defects: for instance, it is reported in [599] that the change in ionization energy is proportional to the cubic root of the defect concentration.

Можна виділити декілька причин зміни параметрів пасток. А саме.

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.

The analysis of the observed modifications/changes should take into account the probable mechanisms of microwave radiation impact on crystals. In the first place, the effect of temperature increase should be analyzed. It is believed that structural modification in the result of MWT is mostly caused by the change in defect charge state and elastic stress fields arising in instantly heated defect regions. However, these processes are known to become intensive at the increased free charge carrier concentrations [574], while in our case the effects weaken with the growth of charge carrier concentration?? n (samples GAS1 and GAS2). Moreover, the applied mode of irradiation did not imply long term// durable constant exposure to SHF oscillations, which reduced//decreased the heating of structure as a whole. загальний розігрів. On the other hand, numerous researches show that the observed effects of MWT cannot be explained only by the mechanisms of fast thermal annealing, so nonthermal factors should be considered as well. In the recent research, more attention haas been paid to nonthermal mechanisms of MWT action (see, for example [631] and the references it contains) which cause dislocation generations and result in smaller clusters/aggregations of point defects in semiconductor plates [632], or even trigger recrystallization processes [631]. The possible nonthermal processes causing changes in structural characteristics of binary semiconductors were reported in [632]. In particular, the processes of dislocation oscillations under the action of electric field were analyzed, and the decorating admixtures have been found to influence essentially the behavior of dislocation segments. On the one hand, the available admixtures decrease the resonance frequency of oscillations and provide the presence of electric charge забезпечує наявність електричного заряду, on the other hand, at high oscillation amplitudes they (КТО????) can get away// break away from//escape the dislocation lines, which causes new chemical defects to arise/form. In their turn, the point defects can perform SHF–oscillations and diffuse in the result of MWT.

При аналізі причин виявлених змін необхідно взяти до уваги можливі механізми впливу мікрохвильового випромінення на кристали. Звичайно, в першу чергу варто врахувати ефекти збільшення температури. Вважається, що структурна модифікація внаслідок MWT 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 SHF коливань, що також зменшувало загальний розігрів структур. З іншого боку, багаточисленні дослідження показали, що виявлені ефекти MWT 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 MWT (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 електричного поля та вказано, що суттєво впливати на поведінку дислокаційних сегментів можуть декоруючі домішки. А саме, 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 SHF–коливання та дифундувати внаслідок MWT.

The observed//found//revealed/ discovered modifications of deep centers parameters are the result of the above mentioned structural admixture-caused reconstruction in semiconductor near surface regions due to MWT. The results of x-ray investigations show that SHF radiation increases the convexity of monocrystal samples, which indicates the aggregation of internode defects in the near surface layer, in particular generation of single dislocations [527,591]. Defect accumulation effect in the near surface region caused by SHF radiation was reported in [527, 588, 590]. To a certain extent only SІC3 sample was an exclusion, but in this case rather strong deformation of near surface region was also observed prior to irradiation. The researchers report [527, 580–584] that in this stressed state, MWT causes redistribution as well as certain weakening of elastic deformations, and this is what happens in SІC3. The profilometry data correlate with the results from x-ray measurements. The structure investigations show that dislocation density distribution across the area in the resulting// obtained//output GaAs plates is of W type W-подібний характер; the dislocation density over the plate diameter varied from від 2 · 104 сm−2 tо 2 · 105 сm−2 . This inhomogeneity in dislocation density distribution is the evidence of considerably strong elastic deformations in the sample.

Виявлені зміни параметрів глибоких центрів зумовлені згаданою структурно–домішковою перебудовою приповерхневих областей напівпровідника внаслідок MWT. Як показують результати рентгенографічних досліджень, SHF 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 SHF опромінення описується й іншими авторами [527, 588, 590]. Певним винятком є лише зразок SІC3, проте в цьому випадку і до опромінення спостерігався достатньо високий рівень деформації приповерхневого шару. Відомо [527, 580–584], що в такому напруженому стані MWT викликає перероздоділ пружних деформацій, який супроводжується їхнім певним зменшенням — саме це і спостерігалося для SІC3. 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 · 104 см−2 до 2 · 105 см−2 . Така неоднорідність розподілу густини дислокацій свідчить про значний рівень пружних деформацій в зразках.

The performed analysis shows that ESC1 and ESC2 centers are complexes of silicon vacancies, EGA1 is associated with VAs, and EGA3 — with VAs VGaGaіVAs complex. MWT stimulated diffusion of point defects, which are mostly interstitial internode atoms, results in trap modifications. ESC1center in silicon carbide turns into ESC2 under the influence of closely located internode carbon:

Проведений аналіз показує, що центри ESC1 та ESC2 є комплексами кремнієвих вакансій, EGA1 зв’язаний з VAs, а EGA3 — з VAs або комплексом VGaGaіVAs. Стимульвана MWT дифузія точкових дефектів, переважно власних міжвузлових атомів, викликає модифікацію пасток. У карбіді кремнію центр ESC1 перетворюється на ESC2 внаслідок впливу близькорозташованого міжвузлового вуглецю:



Further modification of ESC2 parameters in SІC3 is caused by the enhanced electric field of протяжних defects. In the samples of GAS2 at tMWT = 20 sec, VAs transforms into complex VAsAsі associated with EGA2// ,with which EGA2 center is associated, due to increased number of internode atoms in the near surface layer:



Подальша зміна параметрів ESC2, виявлена у зразку SІC3, викликана підсиленням електричного поля протяжних дефектів. У зразках GAS2 при tMWT = 20 с внаслідок збільшення кількості міжвузлових атомів у приповерхневому шарі відбувається перетворення VAs на комплекс VAsAsі, 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 SHF хвиль, а відтак і об’єм, звідки відбувається гетерування дефектів у приповерхневому шарі. Крім того, причиною слабкого (порівняно з GAS2) впливу MWT на параметри пасток у GAS1 є відсутність стискуючих напруг, наявність яких, як показують дані для монокристалів карбіду кремнію, інтенсифікує стимульоване MWT комплексоутворення в системі власних дефектів. У зразку GAT, який також характеризуються високою концентрацією вільних електронів, перетворення EGA3 на EGA4 (комплекс VGaGaAs) відбувається згідно з реакцією, розглянутою в [623]:

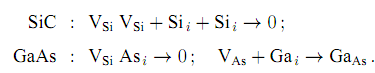


In У GAS1 this process is more complicated because of higher charge carrier concentration: it is reported [578] that with the growth of resistance the depth of SHF wave penetration grows and thus, the volume from which defect gettering begins in the near surface layer grows as well. In addition, the cause of weak (in comparison with GAS2) influence of MWT on trap parameters in GAS1 is the absence of pressure stresses, which intensify MWT simulated complex formation process in the system’s self-interstitial defects. This consideration is supported by the data for silicon carbide monocrystals. In the GAT sample, which is also characterizes by a high concentration of free electrons, transformation of EGA3 to EGA4 (complex VGaGaAs) is going on in the reaction described in [623]:



Accumulation of a great number of internode atoms in the near surface layer at high doses of radiation (tMWT ≈ 40 sec for gallium arsenide and tMWT > 80 с for silicon carbide) causes complete annihilation of vacancies (or transformation into anti structure defects, whose levels are filled in the crystals with electron conductivity) and therefore ПАН signal disappears (samples GAS1, GAS2, SІC1):

Накопичення великої кількості міжвузлових атомів у приповерхневому шарі при високих дозах опромінення (tMWT ≈ 40 с для арсеніду ґалію і tMWT > 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, SІC1):



It is believed [224–226], that ПАН appearance in epitaxial structures with the charge accumulating/ed in/on the traps is mostly caused by the defects located on the border between the epitaxial layer and substrate, that is on the internal surfaces. This difference in location within the sample?//structure space is the cause of the difference between dose-dependent modification of defect parameters in epitaxial and monocrystal samples.

Вважається [224–226], що в епітаксійних структурах поява ПАН, викликаної 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 епітаксій них та монокристалічних зразках.

In epitaxial structures n–n+–GaAs and n–n+–n++–GaAs, MWT induced increase of curvature radius for contact systems reported in [527, 591] is the result of forming single dislocations and their further propagation deep into the structure along the sliding planes. As a result, the intensity//strength of both electric and magnetic field changes, which causes defect reconstruction and thus the displacement of respective deep levels. As seen from Table 6 and 7, the levels of EGA5 and EGA6 are associated with complexes VGaVAs and VAsAsі, respectively. Such traps as EGA2 and EGA4 have also been found in epitaxial structures before [601,612,618,624,625,629,630]. The revealed//observed//discovered SHF-stimulated transformations are caused by the growing number of internode atoms which are described by reactions like the following

У роботах [527, 591] в епітаксійних структурах n–n+–GaAs та n–n+–n++–GaAs спостерігалося індуковане MWT 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 та 7, рівні EGA5 та EGA6 зв’язані з комплексами VGaVAs та VAsAsі, відповідно. Такі пастки, як і EGA2 та EGA4, зустрічалися в епітаксійних структурах і раніше [601,612,618,624,625,629,630]. Виявлені SHF-стимульовані перетворення зумовлені зростанням кількості міжвузлових атомів і описуються реакціями на кшталт

for GAE1 and GAE2 і



for GAB1 and GAB2. The increase in activаtion energy EGA6 in sample GAE3 is caused, most probably, by the change in Coulombic interaction of internode-vacancy complexes which is due to decreased concentration (уточнить концентрации чего?), while the growth of trapping cross section EGA4 in GAB1 at tMWT = 20 sec and EGA6in GAE3 is associated with the growth of electric field intensity// strength caused by charged dislocations.

для GAB1 та GAB2. Збільшення енергії активації EGA6 в зразку GAE3 викликане, найімовірніше, зміною кулонівської взаємодії міжвузлово–вакансій них комплексів внаслідок зменшенням концентрації, тоді як зростання перерізу захоплення EGA4 в GAB1 при tMWT = 20 c та EGA6 в GAE3 — зі зростанням напруженості електричного поля, зумовленого зарядженими дислокаціями.

CONCLUSІON

The influence of microwave radiation on the parameters of point defects (cross section of electron capture //trapping, dislocation of energy levels in the band gap) was studied experimentally in monocrystals of n–6H–SіC and n–GaAs , as well as in epitaxial structures based on gallium arsenide. The investigation shows that the centers of charge trapping available in the near surface layer are associated with the self-interstitial defects of vacancy type. The radiation induced change of the trap energy level dislocation as well as cross section of electron trapping is caused by the growing number of internode atoms in the near surface layer. The radiation induced process involving the transformations of defect complexes are intensified in conditions of mechanical stresses.

Експериментально досліджено вплив мікрохвильового опромінення на параметри точкових дефектів (поперечний переріз захоплення електронів, розташування енергетичних рівнів у забороненій зоні) в монокристалах n–6H–SіC, n–GaAs та епітаксійних структурах на основі арсеніду ґалію. Показано, що у приповерхневому шарі присутні центри захоплення носії заряду, пов’язані з власними дефектами вакансійного типу. Встановлено, що причинами радіаційно–індукованих змін положення енергетичних рівнів пасток та їхнього поперечного перерізу захоплення електронів є збільшення кількості міжвузлових атомів у приповерхневому шарі. Показано, що радіаційно–індуковані процеси перетворення дефектних комплексів інтенсифікуються за наявності механічних напруг.