

# ZASTOSOWANIE METODY DLTS DO BADANIA GŁĘBOKICH CENTRÓW DEFECTOWYCH W WARSTWACH EPITAKSJALNYCH WIELOSKŁADNIKOWYCH ZWIĄZKÓW A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>

Roman Kozłowski, Paweł Kamiński

Przeprowadzono badania głębokich centrów defektowych w warstwach epitaksjalnych  $\text{Al}_{0,37}\text{Ga}_{0,16}\text{In}_{0,47}\text{P}$ : Si stanowiących element struktury epitaksjalnej GaAs/AlGaInP/GaAs osadzonej na podłożach GaAs technologią MOCVD. Stwierdzono, że w warstwach tych występuje duża koncentracja centrów DX w pobliżu styku GaAs/ $\text{Al}_{0,37}\text{Ga}_{0,16}\text{In}_{0,47}\text{P}$ . Szerokość obszaru o maksymalnej koncentracji centrów DX zawiera się w przedziale od 5 do 20 nm.

Określono energię aktywacji centrów DX w tym obszarze, równą 0,48 eV, która jest zgodna z cytowaną w literaturze energią aktywacji tych centrów w warstwach epitaksjalnych otrzymywanych metodą MBE. Pokazano ponadto, że energia aktywacji centrów DX wzrasta w funkcji odległości od styku GaAs/ $\text{Al}_{0,37}\text{Ga}_{0,16}\text{In}_{0,47}\text{P}$ . Zaobserwowano niejednorodny rozkład koncentracji centrów DX na powierzchni płytek. Stwierdzono, że rozrzut koncentracji tych centrów na płycie jest w zakresie od  $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  do  $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ .

## 1. WPROWADZENIE

Technologia *chemicznego osadzania z par związków metaloorganicznych* (MOCVD) wymaga stosowania złożonych metod pomiarowych, umożliwiających określanie właściwości elektrycznych, optycznych i strukturalnych wytwarzanych warstw epitaksjalnych. Trudności pomiarowe szczególnie nasilają się w przypadku warstw wieloskładnikowych, w których może występować znaczne niedopasowanie sieciowe, silne lokalne nieuporządkowanie, duża koncentracja płytkich domieszek oraz duża koncentracja głębokich centrów defektowych o specyficznych właściwościach, zwanych centrami DX. Struktura mikroskopowa centrów DX nie została dotychczas jednoznacznie określona. Wśród wielu modeli, zaproponowanych dla wyjaśnienia niezwykłych właściwości centrów DX, na szczególną uwagę zasługuje

---

<sup>1</sup> Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych, ul. Wólczyńska 133, 01-919 Warszawa

model przedstawiony przez Chadi i Changa [1]. Zgodnie z tym modelem centra DX utworzone są przez izolowane donory, w otoczeniu których nastąpiło lokalne zniekształcenie sieci krystalicznej. W przypadku domieszki Si, zniekształcenie to polega na zerwaniu wiązania pomiędzy Si, a najbliższym atomem As i przesunięcie atomu Si wzdłuż osi  $\langle 111 \rangle$  w kierunku międzywęzła. W rezultacie atom Si znajduje się znacznie bliżej atomu pierwiastka III grupy niż jako konwencjonalne centrum donorowe. W przypadku donorów utworzonych przez atomy pierwiastków VI grupy układu okresowego, przesunięciu w kierunku międzywęzła ulega najbliższy atom pierwiastka III grupy.

Celem niniejszej pracy było określenie właściwości i koncentracji głębokich pułapek w warstwach fosorku aluminiowo-galowo-indowego  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{P}$  osadzanych na podłożach GaAs. Materiał ten jest roztworem stałym trzech związków dwuskładnikowych: AlP, GaP, InP i w zależności od składu szerokość przerwy zabronionej tego materiału może zmieniać się w szerokim zakresie od 1,34 eV (InP) do 2,42 eV (AlP). Należy podkreślić fakt, że przy odpowiednich proporcjach składników ( $x=0,21$  i  $y=0,34$ ) można otrzymać materiał, charakteryzujący się najszerszą prostą przerwą energetyczną wśród związków typu  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  o strukturze blendy cynkowej, którego stała sieci dopasowana jest do GaAs [2]. Szerokość tej przerwy wynosi 2,17 eV, co umożliwi emisję światła laserowego o długości fali krótszej niż w przypadku InGaAsP lub AlGaAs. Tak więc niniejsza praca ma duże znaczenie praktyczne, ze względu na zastosowanie warstw  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{P}$  do wytwarzania wysokowydajnych, półprzewodnikowych źródeł światła, w których głębokie centra defektowe są centrami rekombinacji niepromienistej. Znaczenie poznawcze artykułu wynika z faktu, że literatura na temat złożonej struktury defektowej tych warstw jest w chwili obecnej bardzo skromna i niniejsze opracowanie jest jednym z pierwszych poświęconych badaniu centrów defektowych w krysztalach mieszanych AlP, GaP i InP, wytwarzanych w procesach MOCVD.

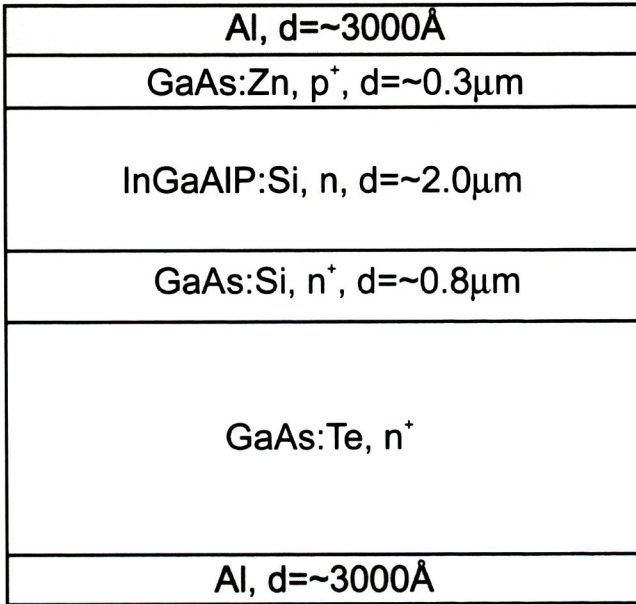
## 2. CHARAKTERYSTYKA PRÓBEK

### 2.1. STRUKTURA EPITAKSJALNA

Na Rys. 1 przedstawiono schemat struktury epitaksjalnej, wytworzonej metodą MOCVD, która zastosowana została do charakteryzacji głębokich centrów defektowych w warstwach  $\text{Al}_x\text{Ga}_y\text{In}_{1-x-y}\text{P}$ . Parametry technologiczne procesu MOCVD były tak optymalizowane, aby stała sieci związku czteroskładnikowego była dopasowana do stałej sieci GaAs. Skład materiału określony na podstawie badań rentgenowskich i pomiarów fotoluminescencji był następujący:  $\text{Al}_{0,37}\text{Ga}_{0,16}\text{In}_{0,47}\text{P}$ . Błąd wyznaczania ułamków molowych  $x$  i  $y$  nie przekraczał 1%. Należy podkreślić, że skład ten różni się od składu optymalnego z punktu widzenia parametrów luminescencyjnych mate-

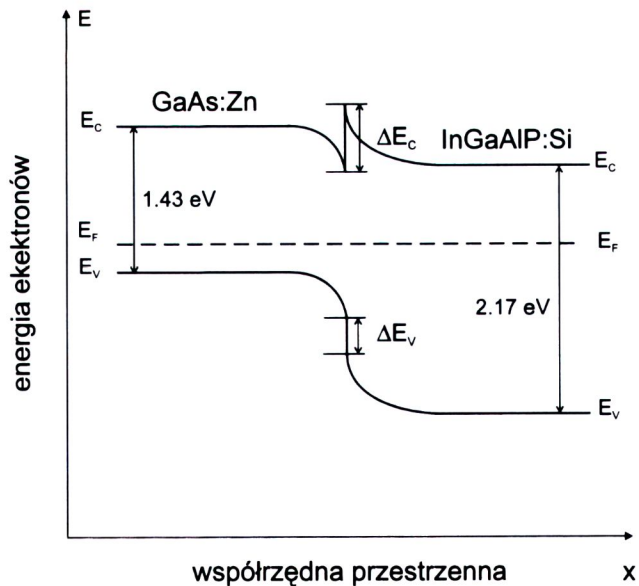
riału zbyt dużą zawartością Al. Zgodnie z pracą [2] najszerszą przerwę prostą w materiale o stałej sieci dopasowanej do GaAs uzyskuje się przy składzie  $\text{Al}_{0.21}\text{Ga}_{0.34}\text{In}_{0.45}\text{P}$ .

W celu wytworzenia obszaru ładunku przestrzennego na warstwę materiału



**Rys.1.** Schemat struktury epitaksjalnej zastosowanej do badania głębokich centrów w InGaAlP.

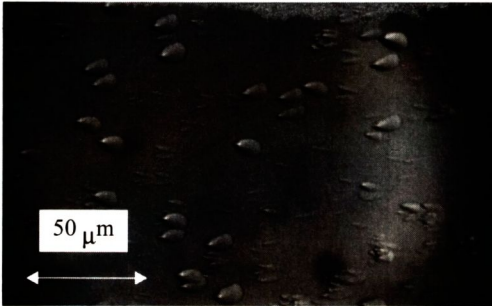
**Fig. 1.** Cross-section of the epitaxial test structure used for DLTS measurements.



**Rys. 2.** Model pasmowy heterozłącza GaAs/InGaAlP.

**Fig. 2.** Energy band diagram of the GaAs/InGaAlP heterostructure.

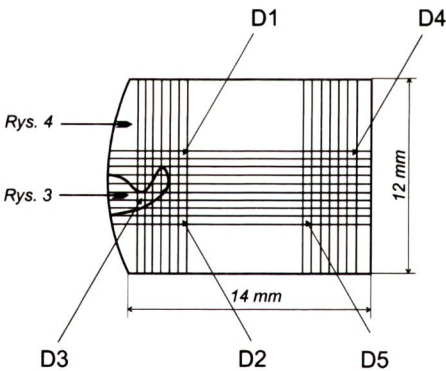
czteroskładnikowego typu n domieszkowanego krzemem nałożono ciekłą warstwę GaAs typu p<sup>+</sup> domieszkowanego cynkiem. Powstało w ten sposób tzw. odwrotne heterozłącze (inverted interface), którego model pasmowy przedstawiono na Rys. 2. Koncentracja płytkich donorów w warstwie Al<sub>0,37</sub>Ga<sub>0,16</sub>In<sub>0,47</sub>P wynosiła  $\sim 2 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ , zaś koncentracja akceptorów w warstwie GaAs była  $\sim 1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ . Warstwy osadzono na podłożach GaAs silnie domieszkowanych tellurem o koncentracji elektronów  $\sim 1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ . Płytki podłożowe zorientowane były w płaszczyźnie (100) z odchyleniem 10° w kierunku płaszczyzny (111)B.



**Rys. 3.** Fotografia obszaru zawierającego piramidy na powierzchni płytki z procesu nr 427.  
**Fig. 3.** Micrograph of the top layer surface containing pyramids (layer no. 427).

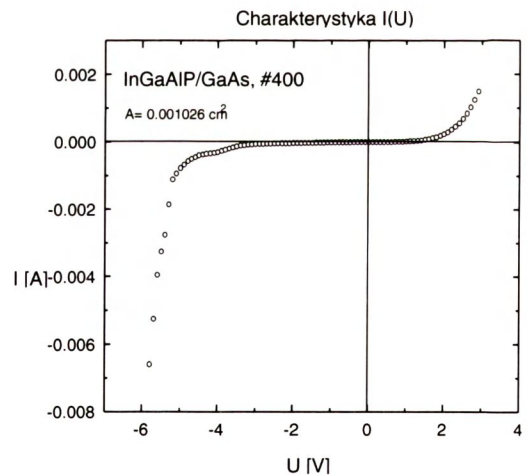


**Rys. 4.** Fotografia obszaru z rozwiniętą powierzchnią na płytce z procesu nr 427.  
**Fig. 4.** Micrograph of the top layer surface without pyramids (layer no. 427).



**Rys.5.** Lokalizacja obszarów charakteryzujących się różną powierzchnią oraz miejsc w których badano głębokie centra defektowe na płytce z procesu nr 427.

**Fig. 5.** Localization of various regions from which the samples D1 - D5 were taken for investigation (layer no. 427).



**Rys. 6.** Typowa charakterystyka prądowo-napięciowa próbek GaAs/InGaAlP.

**Fig. 6.** Typical current-voltage characteristic of GaAs/InGaAlP samples.

Próbki do badań pochodziły z dwóch procesów MOCVD: nr 400 i nr 427. W procesie nr 427 zastosowano zwiększoną szybkość przepływu trójmetyloaluminium (TMAI). Powierzchnia struktury epitaksjalnej otrzymanej w procesie nr 400, obserwowana pod mikroskopem optycznym, była jednolita dla całej płytki i wskazywała na znaczne niedopasowanie sieciowe do podłoża. Wartość niedopasowania określona metodą rentgenowską wynosi  $4 \times 10^{-3} \Delta a/a$  i jest o rząd wielkości większa od wartości oczekiwanej. W przypadku procesu nr 427 na powierzchni struktury epitaksjalnej obserwowano dwa obszary: obszar zawierający piramidy (Rys. 3), świadczące o przesyconiu pierwiastkiem z grupy III (prawdopodobnie Al) oraz obszar z rozwiniętą powierzchnią (Rys. 4) wskazującą na duże niedopasowanie sieciowe. Rozmieszczenie poszczególnych obszarów na płytce ilustruje Rys. 5.

Typową charakterystykę prądowo-napięciową próbek przedstawiono na Rys. 6. Z charakterystyki w kierunku przewodzenia wynika, że szerokość przerwy zabronionej  $\text{Al}_{0.37}\text{Ga}_{0.16}\text{In}_{0.47}\text{P}$  wynosi  $\sim 2$  eV, zaś charakterystyka w kierunku zaporowym wskazuje na możliwość prowadzenia pomiarów DLTS w zakresie napięć do  $-3,5$  V.

## 2.2. CHARAKTERYSTYKI C-V

Charakterystyki *pojemnościowo-napięciowe* (C-V) mierzono za pomocą sterowanego komputerowo miernika pojemności typu HP 4280A. Amplituda sygnału pomiarowego o częstotliwości 1 MHz wynosiła 30 mV. Pomiarów wykonywano w temperaturach 295 K i 80 K dla różnych opóźnień (step delay) pomiędzy kolejnymi przyrostami napięcia polaryzującego 0,1V. Zastosowano opóźnienia 0,1s, 1s i 10s. Powierzchnię struktur pomiarowych A określano za pomocą mikroskopu optycznego. Na podstawie charakterystyk C-V wyznaczone zostały rozkłady koncentracji elektronów w próbkach D2 i D3 z procesu nr 400 oraz D1 i D2 z procesu nr 427.

Wyniki pomiarów w temperaturze pokojowej silnie zależą od opóźnienia pomiędzy przyrostami napięcia wstecznego podczas pomiaru. Fakt ten świadczy o dużej koncentracji głębokich centrów defektowych, których odwrotność szybkości emisji w temperaturze pokojowej jest znacznie mniejsza niż 10s, lecz dużo większa od 0,1s. W świetle danych literaturowych są to centra DX [3], których koncentracja jest porównywalna z koncentracją płytkich donorów. Koncentrację elektronów wyznaczaną na podstawie charakterystyk C-V można więc opisać równaniem [3]

$$n = N_D + N_T \left[ 1 - \exp\left(\frac{-t}{\tau}\right) \right], \quad (1)$$

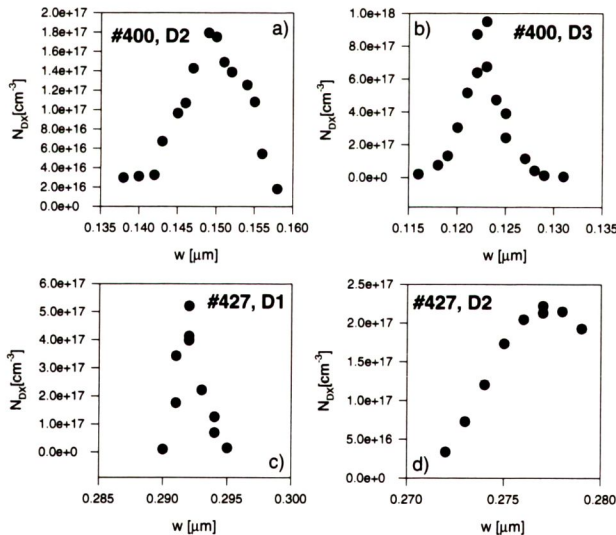
gdzie:  $N_D$  i  $N_T$  jest odpowiednio koncentracją odpowiednio płytkich i głębokich donorów, zaś  $\tau$  jest odwrotnością szybkości termicznej emisji z głębokich centrów. Zgodnie z równaniem (1) w temperaturze 80 K  $t \ll \tau$  i  $n \sim N_D$ . W temperaturze 295 K przy

opóźnieniu  $10\text{ s} \gg \tau$  i  $n \sim N_D + N_T$ . Tak więc koncentrację głębokich centrów można wyznaczyć jako różnicę

$$N_T = n_{295\text{K}} - n_{80\text{K}} \quad (2)$$

Stosując powyższą procedurę określono rozkłady koncentracji centrów DX w temperaturze pokojowej. Rozkłady te dla diod D2 i D3 z procesu nr 400 oraz diod D1 i D2 z procesu nr 427 przedstawiono na Rys.7.

Jak wynika z danych przedstawionych na Rys. 7 w warstwach  $\text{Al}_{0.37}\text{Ga}_{0.16}\text{In}_{0.47}\text{P}$  występuje niejednorodny rozkład koncentracji centrów DX. Maksimum koncentracji tych centrów położone jest w pobliżu interfejsu GaAs/InGaAlP. Podobny rozkład koncentracji centrów DX obserwowano w pobliżu interfejsu GaAs/AlGaAs [4]. Jednocześnie widoczny jest niejednorodny rozkład centrów DX na płytce. W próbce D2 z procesu nr 400 maksymalna koncentracja centrów DX wynosi  $\sim 2 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ , zaś w próbce D3 z tego samego procesu sięga  $\sim 1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ . Na płytce z procesu nr 427, charakteryzującej się niższą koncentracją Si, rozrzuty koncentracji centrów DX w różnych obszarach są mniejsze. W próbce D1 koncentracja tych centrów wynosi  $\sim 5 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ , zaś w próbce D2  $\sim 2 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$ .



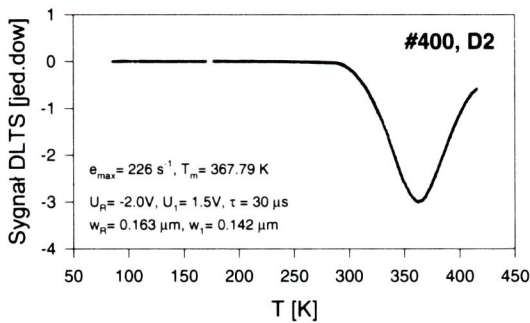
**Rys. 7.** Rozkłady koncentracji centrów DX wyznaczonych na podstawie charakterystyk C-V: a) - nr 400, D2, b) - nr 400, D3, c) - nr 427, D1, d) - nr 427, D2.

**Fig. 7.** Profiles of DX centers concentrations obtained from C-V measurements: a - layer no. 400, sample D1, b - layer no. 400, sample D3, c - layer no. 427, sample D1, d - layer no. 427, sample D2.

### 3. WYNIKI BADAŃ METODĄ DLTS

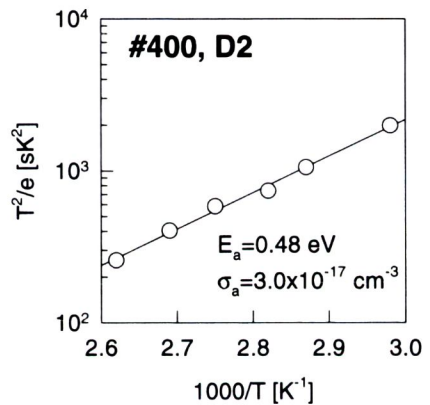
#### 3.1. CENTRA DEFEKTOWE W PRÓBKACH OTRZYMANÝCH W PROCESIE NR 400

Na Rys. 8 przedstawiono widmo DLTS wyznaczone dla próbki D2. Napięcie wsteczne oraz amplitudę impulsu zapełniającego tak dobrano, aby zmiany szerokości warstwy ładunku przestrzennego obejmowały obszar z maksymalną koncentracją centrów DX. Wykres Arrheniusa, ilustrujący temperaturową zależność odwrotności szybkości emisji elektronów z wykrytych centrów DX, przedstawiono na Rys. 9. Należy podkreślić, że energia aktywacji centrów wykrytych w próbce D2 jest zgodna z energią aktywacji centrów DX obserwowanych w warstwach GaInAlP otrzymanych metodą epitaksji z wiązki molekularnej [3].



**Rys. 8.** Widmo DLTS ilustrujące obecność centrów DX w próbce D2 z procesu nr 400.

**Fig. 8.** DLTS spectrum for a DX center in sample D2 from layer no. 400.

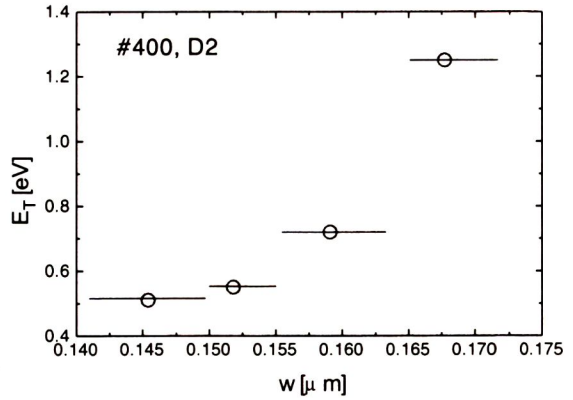
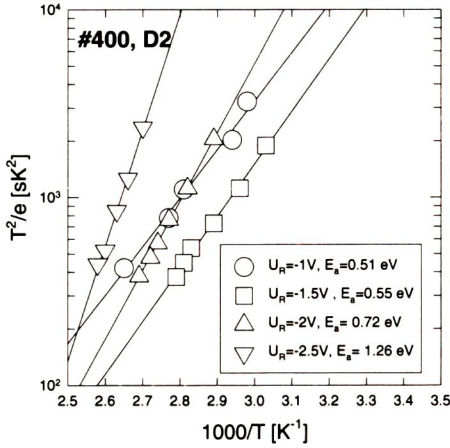


**Rys. 9.** Temperaturowa zależność odwrotności szybkości emisji elektronów dla centrów DX w próbce D2.

**Fig. 9.** Arrhenius plot for a DX center in sample D2 from layer no. 400.

W celu zbadania rozkładu właściwości i koncentracji głębokich centrów w funkcji odległości od interfejsu GaAs/GaInAlP wykonano pomiary szeregu widm DLTS przy napięciach wstecznych UR od -0,5 V do -2,5 V stosując amplitudę impulsu zapełniającego  $U_1=0.5V$  oraz czas zapełniania centrów DX równy 30 ms. Wyniki tych pomiarów zilustrowano na Rys. 10-12.

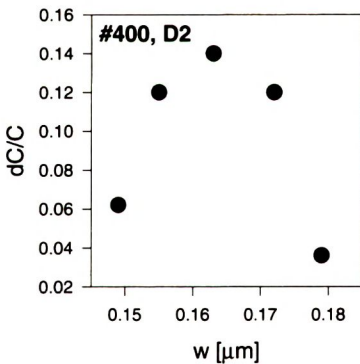
Zgodnie z Rys. 11. energia aktywacji wykrytych centrów DX wzrasta ze wzro-



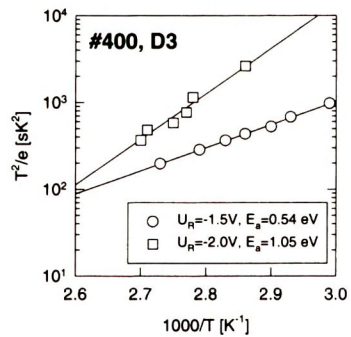
**Rys. 10.** Wykresy Arrheniusa dla centrów DX wyznaczone dla różnej głębokości wnikania warstwy ładunku przestrzennego w GaInAlP.  
**Fig. 10.** Arrhenius plots for a DX center obtained at various space charge layer penetration depths in GaInAlP.

**Rys.11.** Zmiana energii aktywacji centrów DX w funkcji głębokości wnikania warstwy ładunku przestrzennego.  
**Fig. 11.** Activation energy of DX centers as a function of space charge layer penetration depth.

stem odległości od interfejsu GaAs/GaInAlP. Fakt ten może być związany z niejednorodnym rozkładem aluminium w pobliżu interfejsu [5-9] i zmianą struktury pa-

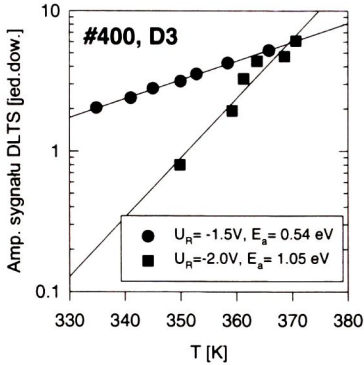


**Rys. 12.** Zależność znormalizowanej amplitudy sygnału DLTS w funkcji głębokości wnikania warstwy ładunku przestrzennego.  
**Fig. 12.** Normalized amplitude of DLTS signal as a function of space charge layer penetration depth.



**Rys. 13.** Wykresy Arrheniusa dla centrów DX wyznaczone dla głębokości wnikania warstwy ładunku przestrzennego  $w_1 = 0,123-0,129 \mu\text{m}$  i  $w_2 = 0.130-0.136 \mu\text{m}$  w próbce D3.  
**Fig. 13.** Arrhenius plots for a DX centers obtained at two space charge layer penetration depths:  $w_1 = 0.123 - 0.129 \mu\text{m}$  and  $w_2 = 0.130 - 0.136 \mu\text{m}$ .





**Rys. 14.** Temperaturowe zależności amplitudy sygnału DLTS (próbka D3, proces nr 400).

**Fig. 14.** Amplitudes DLTS signal as a function of temperature for two DX centers with different activation energy.

smowej materiału. Przy dużej zawartości aluminium emisja elektronów może zachodzić do minimum G, zaś przy mniejszym stężeniu tego pierwiastka stan energetyczny centrów DX może być związany z minimum L pasma przewodnictwa. Należy również dodać, że ze wzrostem zawartości Al rośnie także koncentracja centrów DX [4]. Rozkład koncentracji tych centrów wyznaczony metodą DLTS w pobliżu interfejsu GaAs/GaInAlP przedstawiono na Rys. 12. Charakter tego rozkładu zgodny jest z rozkładem uzyskanym na podstawie pomiaru charakterystyk C-V (Rys. 7a).

Zależność energii aktywacji centrów DX od głębokości wnikania warstwy ładunku przestrzennego obserwowano rów-

nież w próbce D3 (Rys. 13). Próbkę tę wykorzystano również do wyznaczenia typowej dla centrów DX zależności amplitudy sygnału DLTS od temperatury przy której występuje maksimum sygnału (Rys. 14). Dla pułapki o energii aktywacji  $E_a=1,05$  eV zależność ta jest dużo silniejsza niż dla pułapki o energii aktywacji  $E_a=0,54$  eV.

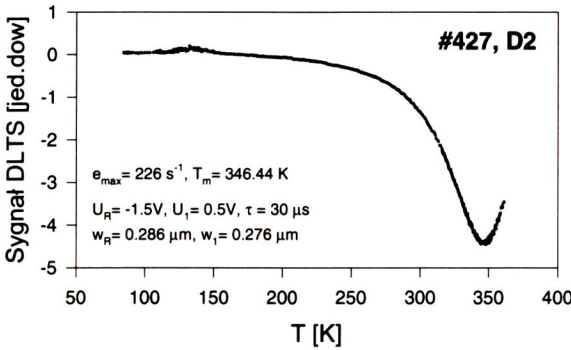
### 3.2. CENTRA DEFECTOWE W PRÓBKACH OTRZYMANYCH W PROCESIE NR 427

Na Rys. 15 przedstawiono widmo DLTS ilustrujące obecność centrów DX w próbce D2. Obszar z którego następowała emisja elektronów z głębokich poziomów, wyznaczony przez napięcie wsteczne  $U_R=-1,5V$  i amplitudę impulsu zapełniającego  $U_I=0,5V$ , zawierał się w przedziale od 0,276 do 0,286  $\mu m$ . Na Rys. 16 przedstawiono wykresy Arrheniusa wyznaczone dla tej próbki dla różnej głębokości wnikania warstwy ładunku przestrzennego. Obserwowano, podobnie jak w procesie nr 400, wzrost energii aktywacji centrów DX wraz ze wzrostem odległości od interfejsu GaAs/GaInAlP.

Rozkład koncentracji centrów DX w pobliżu interfejsu wyznaczony metodą DLTS ilustruje Rys. 17. Widoczny jest wzrost koncentracji tych centrów w zakresie głębokości wnikania warstwy zubożonej od 270 do 300 nm. Charakter tego rozkładu zgodny jest z rozkładem uzyskanym na podstawie charakterystyk C-V (Rys. 7d).

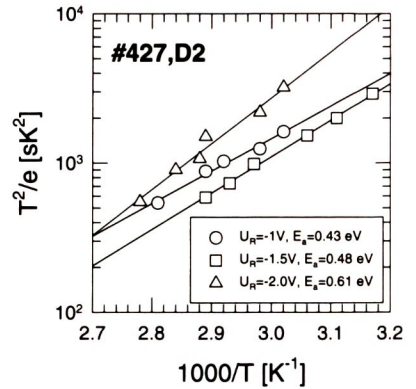
Na Rys. 18 pokazano temperaturowe zależności amplitudy sygnału DLTS wyznaczone dla centrów DX charakteryzujących się różną energią aktywacji. Podobnie

jak dla próbki D3 z procesu nr 400 silniejsza zmiana amplitudy sygnału DLTS widoczna jest w przypadku większej energii aktywacji.



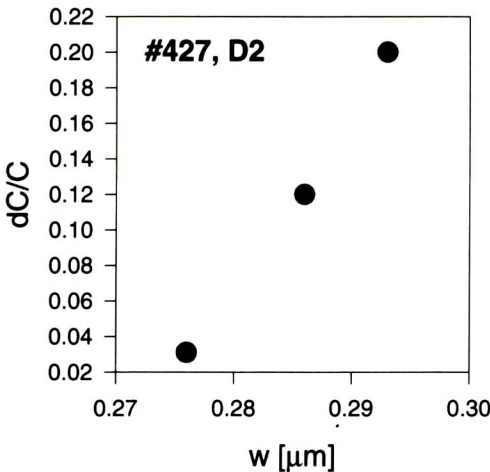
Rys. 15. Widmo DLTS dla próbki D2 z procesu nr 427.

Fig. 15. DLTS spectrum for DX center detected in sample D2 from layer no. 427.



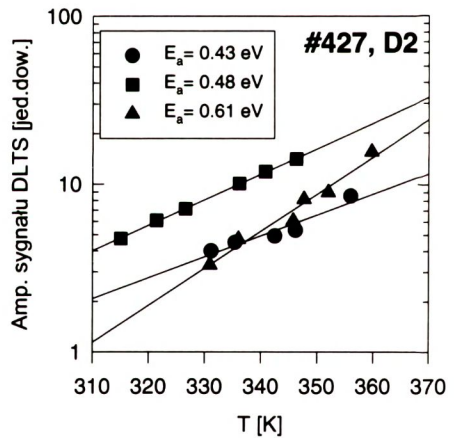
Rys. 16. Wykresy Arrheniusa dla centrów DX wyznaczone dla próbki D2 z procesu nr 427.

Fig. 16. Arrhenius plots for DX centers detected in sample D2 from layer no. 427.



Rys. 17. Zależność znormalizowanej amplitudy sygnału DLTS w funkcji głębokości wnikiwania warstwy zubożonej.

Fig. 17. Normalized amplitude of DLTS signal as a function of space charge layer penetration depth in sample D2 from layer no. 427.



Rys. 18. Temperaturowe zależności amplitudy sygnału DLTS dla centrów DX o różnej energii aktywacji.

Fig. 18. Amplitudes of DLTS signal as a function of temperature for three DX centers with different activation energy.

#### 4. PODSUMOWANIE

Przeprowadzono badania głębokich centrów defektowych w warstwach epitaksjalnych  $\text{Al}_{0,37}\text{Ga}_{0,16}\text{In}_{0,47}\text{P}$ : Si stanowiących element struktury epitaksjalnej GaAs/AlGaInP/GaAs osadzonej na podłożach GaAs metodą MOCVD. Stwierdzono, że w warstwach tych występuje duża koncentracja centrów DX w pobliżu styku GaAs/Al<sub>0,37</sub>Ga<sub>0,16</sub>In<sub>0,47</sub>P. Szerokość obszaru o maksymalnej koncentracji centrów DX zawiera się w przedziale od 5 do 20 nm.

Określono energię aktywacji centrów DX w tym obszarze, równą 0,48 eV, która jest zgodna z cytowaną w literaturze energią aktywacji tych centrów w warstwach epitaksjalnych otrzymanywanych metodą MBE. Pokazano ponadto, że energia aktywacji centrów DX wzrasta w funkcji odległości od styku GaAs/Al<sub>0,37</sub>Ga<sub>0,16</sub>In<sub>0,47</sub>P.

Zaobserwowano niejednorodny rozkład koncentracji centrów DX na powierzchni płytek. Stwierdzono, że rozrzut koncentracji tych centrów na płycie jest w zakresie od  $1 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$  do  $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ .

Celowe jest kontynuowanie badań przy wykorzystaniu złącz p<sup>+</sup>/n wytworzonych w materiale czteroskładnikowym. W ramach niniejszej pracy nie było możliwe wytworzenie takich złącz metodą MOCVD. Dalsze badania powinny dotyczyć centrów defektowych w materiale o niższej zawartości Al oraz niższej koncentracji Si.

#### PODZIĘKOWANIA

Autorzy pragną podziękować dr inż. Włodzimierzowi Strupińskiemu za osadzenie warstw epitaksjalnych metodą MOCVD oraz mgr Barbarze Surmie, mgr inż. Jerzemu Sassowi, dr Markowi Wójcikowi i dr Jarosławowi Gacy za określenie składu molowego badanych warstw.

Praca została wykonana w ramach tematu statutowego ITME nr 14/1/0189/5.

#### BIBLIOGRAFIA

- [1] Mooney P.M.: Donor-related levels in GaAs and Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As. *Semicond. Sci. Technol.* 6, 1991, B1-B8
- [2] Kazumura M., Ohta I., Teramoto I.: Feasibility of the LPE growth of Al<sub>x</sub>Ga<sub>y</sub>In<sub>1-x-y</sub>P on GaAs substrates. *Jpn. J. Appl. Phys.* 22, 1983, 654-657
- [3] Nojima S., Tanaka H., Asahi H.: Deep electron trapping center in Si-doped InGaAlP grown by molecular-beam epitaxy. *J. Appl. Phys.* 59, 1986, 3489-3494
- [4] Krispin P., Hey R., Kostial H.: Intrinsic origin and composition dependence of deep-level defects at the inverted GaAs/Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As interface grown by molecular-beam epitaxy. *J. Appl. Phys.* 77, 1995, 5773-5781

- [5] Agarwal S., Mohapatra Y.N., Singh V.A., Sharan R.: Time analyzed transient spectroscopy and multiple DX related emission centers in silicon doped  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ . *J. Appl. Phys.* 77, 1995, 5725-5729
- [6] Dobaczewski L., Kaczor P., Missous M., Peaker A.R., Żytkiewicz Z.R.: Structure of DX state formed by donors in (Al,Ga)As and Ga(As,P). *J. Appl. Phys.* 78, 1995 2468-2477
- [7] Huang Z.C., Wie C.R., Chen J.C., Davis G.: Interface traps in InP/InAlGaAs p-n junctions by metal organic chemical vapor deposition. *J.Appl.Phys.* 77, 1995, 5736-5738
- [8] Reinhardt K.C., Yeo Y.K., Hengehold R.L.: Junction characteristics of  $\text{Ga}_{0.5}\text{In}_{0.5}\text{P}$  n+p diodes and solar cells. *J. Appl. Phys.* 77, 1995, 5763-5772
- [9] Yoshino J., Tachikawa M., Matsuda N., Mizuta M., Kukimoto H.: Alloy fluctuation in mixed compound semiconductors as studied by Deep Level Transient Spectroscopy. *Jpn. J. Appl. Phys.* 23, 1984, L29-L31

## APPLICATION OF DLTS METHOD TO INVESTIGATION OF DEEP DEFECT CENTERS IN EPITAXIAL LAYERS OF MULTI-COMPONENT III-V COMPOUNDS

The DLTS technique was employed to study deep defect centers in Si doped epitaxial layers of  $\text{Al}_{0.37}\text{Ga}_{0.16}\text{In}_{0.47}\text{P}$  grown by MOCVD as a part of an epitaxial structure GaAs/AlGaInP/GaAs on GaAs substrates. A high concentration of DX centers located in a region near the inverted interface GaAs/ $\text{Al}_{0.37}\text{Ga}_{0.16}\text{In}_{0.47}\text{P}$  was found. The width of this region with the maximum DX center concentration ranges from 5 to 20 nm.

By filling the DX centers in the whole region, the activation energy for electron emission was found to be 0.48 eV. However, it is shown for the first time, that the activation energy of the DX center increases with increasing the distance from the GaAs/ $\text{Al}_{0.37}\text{Ga}_{0.16}\text{In}_{0.47}\text{P}$  inverted interface.

A nonuniform distribution of the DX center concentration on the wafers is also observed. The concentration varies in the range of  $1 \times 10^{17} \text{cm}^{-3}$  -  $1 \times 10^{18} \text{cm}^{-3}$ .