

# WPLYW KONCENTRACJI DONORÓW NA WŁAŚCIWOŚCI I KONCENTRACJĘ CENTRÓW DEFEKTOWYCH W WARSTWACH EPITAKSJALNYCH 4H-SiC

Michał Kozubal

Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych  
ul. Wólczyńska 133, 01-919 Warszawa; e-mail: mskozub@itme.edu.pl

## Streszczenie

Przeprowadzono pomiary metodą DLTS czterech próbek zawierających warstwy epitaksjalne 4H-SiC, różniących się koncentracją atomów azotu oraz efektywną koncentracją donorów. Dwie spośród próbek wybranych do badań wpływu koncentracji donorów na właściwości i koncentrację centrów defektowych zawierały warstwy osadzone w ITME, natomiast pozostałe dwie zostały wytworzone w instytucie Naval Research Laboratory (NRL). Na podstawie uzyskanych widm DLTS dla każdej z próbek określono parametry wykrytych pułapek oraz ich koncentrację. Zaproponowano identyfikację wszystkich wykrytych pułapek oraz możliwe modele powstawania typowych dla SiC pułapek  $Z_{1/2}$ . Przeprowadzono analizę wpływu atomów azotu na efektywną koncentrację donorów oraz na koncentrację centrów defektowych. Podjęto próbę wyjaśnienia różnicy w stopniu kompensacji dla próbek wytworzonych w ITME i NRL i jej związku z koncentracją centrów defektowych.

**Słowa kluczowe:** 4H-SiC, centra defektowe, warstwy epitaksjalne

## Effect of donor concentration on parameters and concentration of defect centers in 4H-SiC epitaxial layers

### Abstract

The DLTS measurements of four samples with 4H-SiC epitaxial layers with different effective donors concentration was performed. Two samples chosen for investigations of the effect of donor concentration on parameters and concentration of defect centers has epitaxial layers made in ITME and the other two was made in Naval Research Laboratory. Based DLTS spectra for each sample parameters and concentration values was determined. Identification for all detected traps and possible models for typical SiC  $Z_{1/2}$  traps have been proposed. The nitrogen atoms influence on effective donor concentration and defect centers concentration was analyzed. The difference in compensation level for ITME and NRL samples and also its connection with defect centers was tried to explain.

**Keywords:** 4H-SiC, defect centers, epitaxial layers

## 1. WSTĘP

W ostatnich latach na świecie dokonano dużego postępu w technologii otrzymywania kryształów węgla krzemu o wysokiej czystości i małej koncentracji defektów. Zadowolające parametry elektryczne umożliwiają wytwarzanie nowych przyrządów elektronicznych o właściwościach nieosiągalnych dla innych materiałów. Odporność na wysokie temperatury pracy, bardzo wysokie napięcie przebicia oraz możliwość pracy przy wysokich częstotliwościach powodują, że materiał ten jest bardzo atrakcyjny do zastosowań w tzw. wysokich technologiach. W celu uzyskania określonych właściwości elektrycznych półprzewodników opartych na SiC stosuje się głównie dwa rodzaje domieszek: azot, będący donorem, dający wkład do przewodnictwa elektronowego (typ  $n$ ) oraz bor, będący akceptorem, dający wkład do przewodnictwa dziurowego (typ  $p$ ). Atomy domieszek, które wprowadzane są jako źródło nadmiarowych nośników ładunku mogą również łączyć się z istniejącymi w sieci krystalicznej rodzinnymi defektami punktowymi i tworzyć kompleksy, które zmieniają właściwości elektryczne kryształu.

Celem niniejszej pracy było wykazanie wpływu koncentracji donorów na właściwości i koncentrację głębokich centrów defektowych w warstwach epitaksjalnych 4H-SiC.

## 2. WARSTWY EPITAKSJALNE 4H-SiC DOMIESZKOWANE AZOTEM

W przypadku wzrostu warstw epitaksjalnych węgla krzemu metodą CVD (*Chemical Vapor Deposition*) podstawową domieszką stosowaną w celu wprowadzenia donorów są atomy azotu. Do komory wzrostu, w której gazem nośnym jest wodór

( $H_2$ ), a źródłami krzemu i węgla są odpowiednio silan ( $SiH_4$ ) i propan ( $C_3H_8$ ), wprowadza się gazowy azot o wysokiej czystości. Należy pamiętać, że ze względu na obecność tego pierwiastka w atmosferze ziemskiej atomy azotu są praktycznie nieusuwalnym zanieczyszczeniem tego kryształu. Najczystsze warstwy epitaksjalne węgla krzemu uzyskiwane obecnie metodą CVD posiadają koncentrację nośników ładunku na poziomie  $10^{14} \text{ cm}^{-3}$ . W celu otrzymywania warstw wysokorezystywnych stosuje się domieszkowanie atomami wanadu, które będąc w kryształce SiC akceptorami kompensują donory pochodzące od atomów azotu. Warto dodać, że metoda epitaksji z fazy gazowej pozwala kontrolować tzw. parametr C/Si, będący stosunkiem ilości atomów węgla do ilości atomów krzemu w fazie gazowej podczas wzrostu. Parametr C/Si jest jednym z kluczowych parametrów wpływających na właściwości warstw epitaksjalnych węgla krzemu.

### 3. WYNIKI BADAŃ

Badania właściwości elektrycznych głębokich centrów defektowych w warstwach epitaksjalnych 4H-SiC wykonano metodą niestacjonarnej spektroskopii pojemnościowej (DLTS) wykorzystując skomputeryzowany system oparty o spektrometr DLS-81 oraz wysokotemperaturową głowicę pomiarową dedykowaną do pomiarów próbek SiC, wykonaną w ITME.

Próbki węgla krzemu zawierały warstwy epitaksjalne o politypie 4H osadzone na podłożu 4H-SiC o koncentracji elektronów rzędu  $10^{18} \text{ cm}^{-3}$ . Na próbkach wykonano złącza Schottky'ego oraz kontakty omowe. Złącza Schottky'ego na próbkach wytworzonych w ITME wykonano przez próżniowe naporowanie warstwy Cr o grubości  $\sim 20 \text{ nm}$  oraz warstwy Au o grubości  $\sim 300 \text{ nm}$  na warstwę Cr. Kontakt omowy uzyskano dzięki próżniowemu napyłaniu Al z wiązki elektronów po uprzednim płukaniu we wrzącym acetonie. W przypadku próbek otrzymanych z NRL kontakty wykonane były z niklu, przy czym kontakt omowy uzyskano wygrzewając próbkę przez 2 minuty w temperaturze  $950^\circ\text{C}$ .

Tak więc, do pomiarów metodą DLTS wytypowano cztery próbki z warstwami epitaksjalnymi 4H-SiC pochodzące z różnych procesów technologicznych i różniące się koncentracją atomów azotu, którą określono na podstawie wyników pomiarów metodą spektroskopii masowej jonów wtórnych (SIMS). Dwie z nich pochodziły z ITME, a dwie pozostałe

z instytutu Naval Research Laboratory (Tab. 1). Przed pomiarem metodą DLTS dla wszystkich próbek wykonano pomiary charakterystyk pojemnościowo napięciowych (C-U), a na ich podstawie wyznaczono efektywną koncentrację donorów  $N_D - N_A$  zgodnie z wyrażeniem:

$$N_D - N_A = C_i^3 / e \epsilon A^2 (dC_i / dV_i),$$

gdzie:

$N_D - N_A$  – efektywna koncentracja donorów,

$C_i$  – pojemność warstwy ładunku przestrzennego,

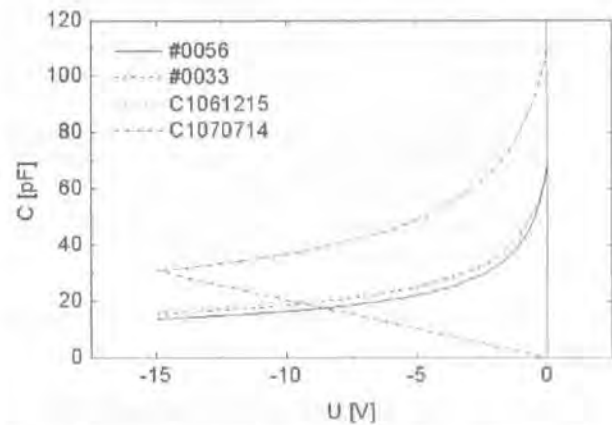
$e$  – ładunek elementarny,

$\epsilon$  – przenikalność elektryczna półprzewodnika,

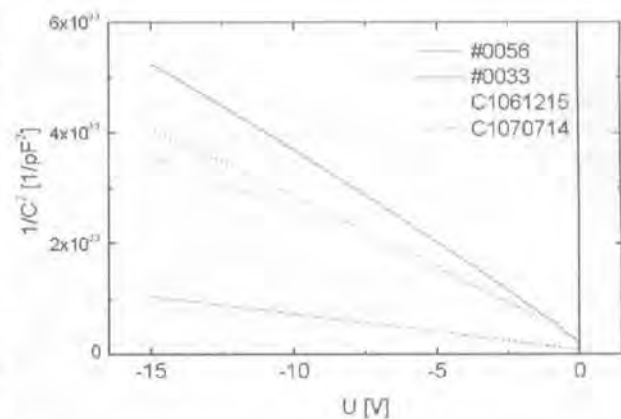
$A$  – powierzchnia złącza metal-półprzewodnik,

$(dC_i / dV_i)$  – przyrost pojemności złącza przy jednostkowej zmianie napięcia.

Poniżej przedstawiono wykresy C-U (Rys. 1) oraz  $1/C^2$  (Rys. 2) uzyskane dla wszystkich badanych w ramach tego eksperymentu próbek.



Rys. 1. Przebiegi charakterystyk C-U dla próbek 4H-SiC.  
Fig. 1. C-U characteristics of 4H-SiC samples.



Rys. 2. Zależności  $1/C^2$  dla próbek 4H-SiC.  
Fig. 2.  $1/C^2$  dependences of 4H-SiC samples.

Jak widać na Rys. 1 przebiegi charakterystyk C-U dla wszystkich próbek są bardzo podobne. Jedynie w próbce C1070714 stwierdzono znacząco większą pojemność, wynoszącą 110 pF dla zerowej polaryzacji. Zależność  $1/C^2$  dla tej próbki (C1070714) przebiega pod nieco innym kątem niż dla pozostałych próbek 4H-SiC co odzwierciedla wyższą efektywną koncentrację donorów. W Tab. 1 zestawiono wartości parametrów C/Si oraz wyniki pomiarów koncentracji atomów azotu metodą SIMS i efektywną koncentrację donorów  $N_D - N_A$  dla wszystkich czterech próbek wybranych do pomiarów metodą DLTS.

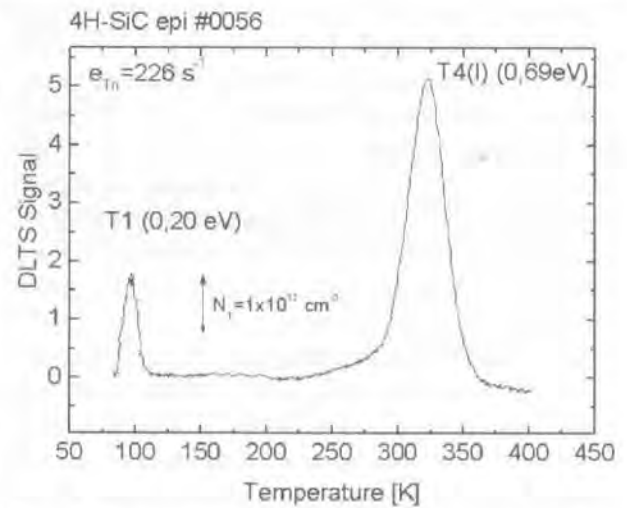
**Tabela 1.** Zestawienie parametrów C/Si, koncentracji atomów azotu oraz efektywnej koncentracji donorów dla warstw epitaksjalnych 4H-SiC wybranych do pomiarów metodą DLTS.

**Table 1.** Summary of C/Si parameters, nitrogen concentration and net donor concentration of 4H-SiC samples selected for DLTS measurements.

Nazwa próbki	C/Si	[N] [ $\text{cm}^{-3}$ ]	$N_D - N_A$ [ $\text{cm}^{-3}$ ]	Producent
#0056	1,35	$\sim 1,0 \times 10^{17}$	$6,9 \times 10^{14}$	ITME
#0033	1,5	$\sim 1,0 \times 10^{17}$	$9,7 \times 10^{14}$	ITME
C1061215	1,55	$1,1 \times 10^{15}$	$1,0 \times 10^{15}$	NRL
C1070714	1,55	$4,0 \times 10^{15}$	$3,5 \times 10^{15}$	NRL

Z Tab. 1 wynika, że próbki pochodzące z laboratorium NRL mają  $\sim$  dwa rzędy wielkości mniejszą koncentrację atomów azotu niż próbki wytworzone w ITME. Z drugiej strony efektywna koncentracja donorów dla wszystkich próbek była na podobnym poziomie  $\sim 1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  z małym odchyleniem dla próbki wyciętej z kryształu C1070714. Duża różnica między koncentracją atomów azotu a efektywną koncentracją donorów dla próbek wytworzonych w ITME wskazuje na duży stopień ich kompensacji. Pomiarzy metodą SIMS nie wykazały znaczących ilości pierwiastków wprowadzających akceptory, tak więc kompensacja w tych próbkach najprawdopodobniej wynika z obecności głębokich centrów defektowych.

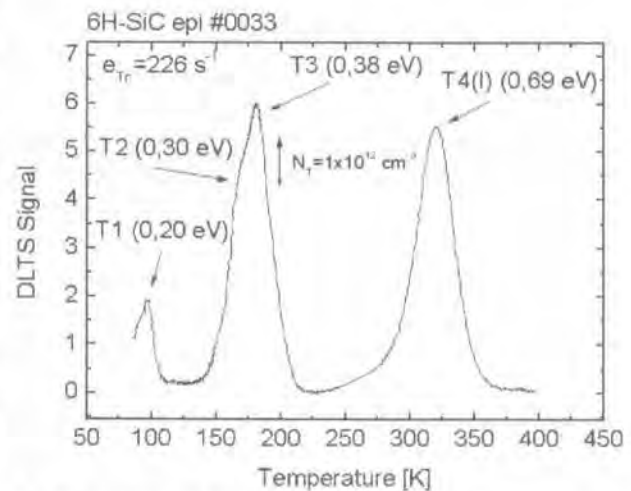
Na Rys. 3 przedstawiono widmo DLTS dla próbki 4H-SiC #0056 (wytworzonej w ITME) o efektywnej koncentracji donorów  $6,9 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$  i stosunku C/Si wynoszącym 1,35. W próbce stwierdzono występowanie dwóch pułapek elektronowych T1 i T4(I) o energii aktywacji odpowiednio 0,20 eV i 0,69 eV oraz koncentracji odpowiednio  $1,7 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$  i  $5,6 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$ .



**Rys. 3.** Widmo DLTS dla próbki 4H-SiC #0056 o efektywnej koncentracji donorów  $6,9 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ .

**Fig. 3.** DLTS spectra for #0056 4H-SiC sample with net donor concentration of  $6.9 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ .

Na Rys. 4 przedstawiono widmo DLTS dla próbki 4H-SiC #0033 o efektywnej koncentracji donorów  $9,7 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$  i stosunku C/Si wynoszącym 1,5. W próbce stwierdzono występowanie czterech pułapek elektronowych T1, T2, T3 i T4(I) o energii aktywacji odpowiednio: 0,20 eV, 0,30 eV, 0,38 eV i 0,69 eV oraz koncentracji odpowiednio:  $1,9 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$ ,  $4,3 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$ ,  $2,9 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$  i  $5,5 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$ .



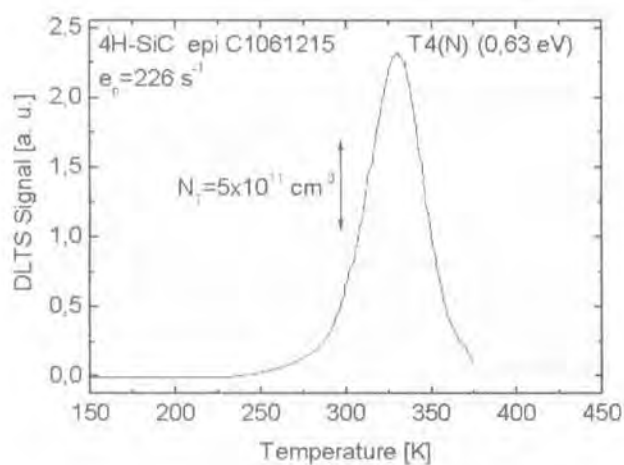
**Rys. 4.** Widmo DLTS dla próbki 4H-SiC #0033 o efektywnej koncentracji donorów  $9,7 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ .

**Fig. 4.** DLTS spectra for #0033 4H-SiC sample with net donor concentration of  $9.7 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$ .

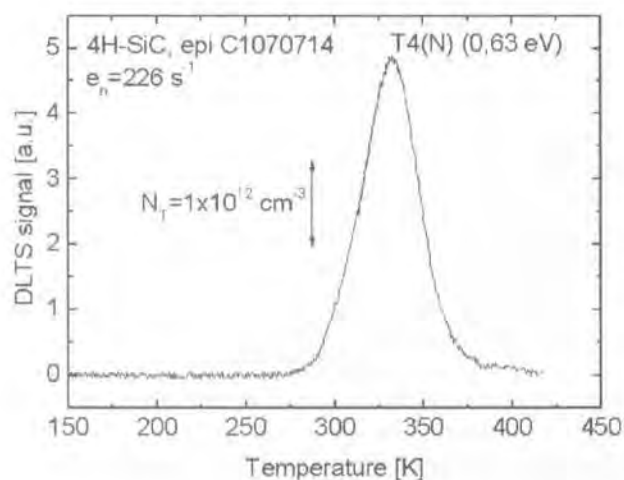
Następnie wykonano pomiary próbek otrzymanych z instytutu NRL w USA. Na Rys. 5 (a) i (b) przedstawiono widma DLTS dla próbek 4H-SiC

C1061215 oraz C1070714 o efektywnej koncentracji donorów odpowiednio  $1,0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  i  $3,5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ . W obu próbkach stwierdzono obecność jednej pułapki elektronowej T4(N) o energii aktywacji 0,63 eV oraz koncentracji  $1,8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$  dla próbki C1061215 (a) i  $3,4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$  dla próbki C1070714 (b). Brak sygnałów pochodzących od innych pułapek świadczy o wysokiej czystości i małej koncentracji defektów rodzimych w warstwach epitaksjalnych otrzymanych z instytutu NRL.

Otrzymane wyniki wskazują, że struktura defektowa warstw wytworzonych w ITME znacząco różni się od struktury defektowej warstw otrzymanych z NRL. Zarówno liczba pułapek, jak i ich koncentracja w próbkach pochodzących z ITME jest większa. W próbkach z NRL wykryto jedynie pułapki T4(N).



(a)

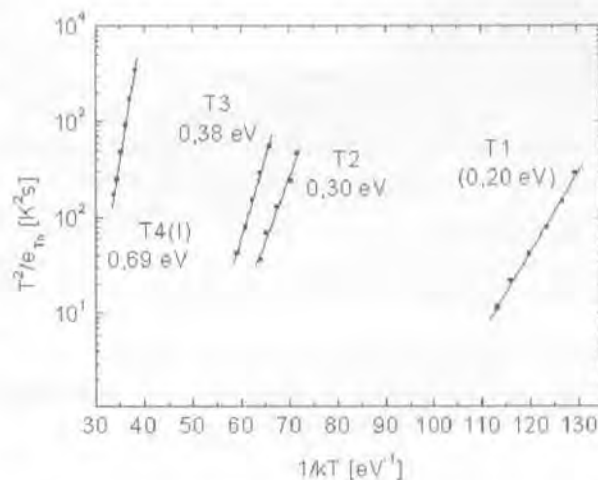


(b)

Rys. 5. Widma DLTS dla próbek 4H-SiC #C1061215 – (a) i #C1070714 – (b).

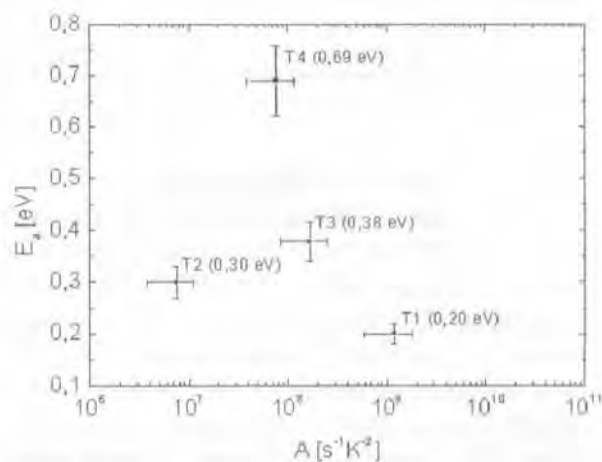
Fig. 5. DLTS spectra for 4H-SiC samples #C1061215 – (a) and #C1070714 – (b).

Poniżej, na Rys. 6 przedstawiono wykresy Arrheniusa oraz zestawienie wartości energii aktywacji i parametru A wraz z zaznaczonymi wartościami błędów dla wszystkich pułapek wykrytych w badanych próbkach 4H-SiC (Rys. 7).



Rys. 6. Wykresy Arrheniusa dla wykrytych centrów defektowych w warstwach 4H-SiC.

Fig. 6. Arrhenius plots for defect centers detected in 4H-SiC layers



Rys. 7. Zestawienie wartości energii aktywacji oraz parametru A centrów defektowych wykrytych w warstwach 4H-SiC.

Fig. 7. Summary of activation energies and A parameter of defect centers detected in 4H-SiC samples.

Pułapki T1 o energii aktywacji 0,20 eV obserwowano w obu warstwach pochodzących z ITME, czyli #0056 i #0033. Pułapki T2 i T3 o energii aktywacji odpowiednio 0,30 eV i 0,38 eV obserwowano tylko w próbce #0033 przy czym pułapki T3 były dominującymi pułapkami obserwowanymi w tej warstwie. Z kolei pułapki T4(I)/T4(N), obserwowane

we wszystkich badanych w ramach tego eksperymentu warstwach epitaksjalnych, są typowymi dla tego materiału centrami defektowymi oznaczanymi w literaturze jako centra  $Z_{1/2}$  [1-6]. Pułapki te nie zostały dotychczas jednoznacznie przypisane do konkretnych defektów punktowych istniejących w sieci krystalicznej SiC.

#### 4. Dyskusja wyników

Poniżej przedstawiono Tab. 2 zawierającą zestawienie wartości parametrów głębokich pułapek wykrytych w warstwach 4H-SiC wytworzonych w ITME oraz NRL.

**Tabela 2.** Zestawienie parametrów głębokich pułapek wykrytych w warstwach epitaksjalnych 4H-SiC.

**Table 2.** Summary of parameters of deep traps detected in 4H-SiC epitaxial layers.

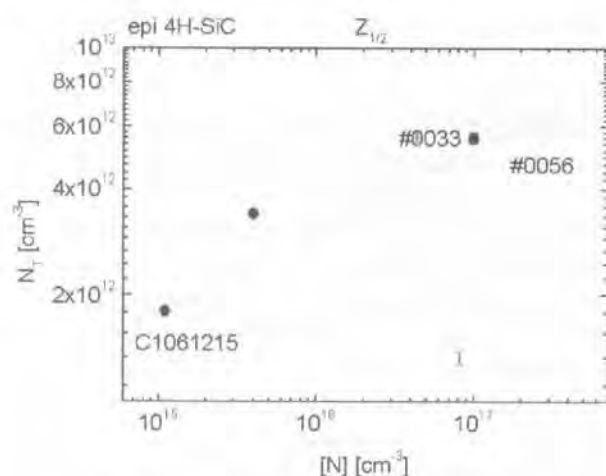
Próbka	$E_a$ [eV]	$\sigma_n$ [cm <sup>2</sup> ]	$N_{T2}$ [cm <sup>-3</sup> ]	Oznaczenie
#0056 (komora C2)	0,20±0,01	1,8x10 <sup>-12</sup>	1,7x10 <sup>12</sup>	T1
	0,69±0,05	5,1x10 <sup>-12</sup>	5,6x10 <sup>12</sup>	T4(I) ( $Z_{1/2}$ )
#0033 (komora C1)	0,20±0,01	1,9x10 <sup>-12</sup>	1,9x10 <sup>12</sup>	T1
	0,30±0,02	1,2x10 <sup>-14</sup>	4,3x10 <sup>12</sup>	T2
	0,38±0,01	2,7x10 <sup>-13</sup>	2,9x10 <sup>12</sup>	T3
	0,69±0,05	1,2x10 <sup>-13</sup>	5,5x10 <sup>12</sup>	T4(I) ( $Z_{1/2}$ )
#C1061215	0,63±0,01	1,27x10 <sup>-14</sup>	1,8x10 <sup>12</sup>	T4(N) ( $Z_{1/2}$ )
#C1070714	0,63±0,01	1,31x10 <sup>-14</sup>	3,4x10 <sup>12</sup>	T4(N) ( $Z_{1/2}$ )

Pułapki T1 (0,20 eV) wykryte w próbkach wytworzonych w ITME są prawdopodobnie związane z zanieczyszczeniem atomami Cr lub Ti [3, 5, 7]. Pułapki T2 (0,30 eV) i T3 (0,38 eV) obserwowane w próbce wyciętej z kryształu 0033 mogą być przypisane znanym centrom defektowym  $E1/E2$  związanym z defektami rodzimymi [8], w szczególności z kompleksami z udziałem luk węglowych [3, 9 - 10]. Pułapki T4(I) (0,69 eV), wstępnie zidentyfikowane jako centra  $Z_{1/2}$ , wykryte w próbkach #0056 i #0033 charakteryzują się nieco wyższą energią aktywacji niż T4(N) (0,63 eV) wykryte w próbkach #C1061215 i #C1070714. Powodem tej różnicy jest inna wartość pola elektrycznego istniejącego w obszarze złącza Schottky'ego, która dla próbek #0056 i #0033 jest w zakresie 15-20 kV, a dla próbek #C1061215 i #C1070714 ~ 30 kV. Spadek wartości energii aktywacji wraz ze zwiększającym się po-

lem elektrycznym w obszarze złącza Schottky'ego świadczy o wpływie efektu Poole'a-Frenkela [11] na właściwości centrów  $Z_{1/2}$  w warstwach epitaksjalnych 4H-SiC. Uwzględniając ten efekt w dalszej dyskusji będzie stosowane wspólne oznaczenie  $Z_{1/2}$  dotyczące zarówno pułapek T4(I) jak i T4(N). Dotychczas centra  $Z_{1/2}$  nie zostały jednoznacznie zidentyfikowane, jednakże w literaturze istnieje kilka proponowanych modeli wyjaśniających ich pochodzenie. W pracy [2] stwierdzono, że koncentracja centrów  $Z_{1/2}$  obserwowanych po procesie wzrostu zależy jest zarówno od efektywnej koncentracji donorów, jak i od stosunku C/Si podczas wzrostu warstw epitaksjalnych. Dla wartości parametru C/Si wynoszącej 1,5 obserwowano silną, wzrostową zależność koncentracji centrów  $Z_{1/2}$  ze wzrostem  $N_D-N_A$ , natomiast dla wyższych wartości C/Si zależność ta była znacznie słabsza [2]. W wyniku badań zależności właściwości i koncentracji wzrostowych centrów  $Z_{1/2}$  od warunków wzrostu warstw epitaksjalnych 4H-SiC zaproponowano trzy modele struktury mikroskopowej centrów  $Z_{1/2}$ . Zgodnie z pierwszym modelem centra  $Z_{1/2}$  są kompleksami złożonymi z atomów azotu, a w szczególności z atomów azotu w położeniach międzywęzłowych, i międzywęzłowych atomów węgla ( $N_i-C$ ) [1]. Drugi model wskazuje, że centra  $Z_{1/2}$  mogą być przypisane kompleksom złożonym z atomów azotu i luk krzemowych ( $N-V_{Si}$ ) [2, 9]. Kolejny model [5, 2] oparty jest o wyniki eksperymentalne, zgodnie z którymi koncentracja centrów  $Z_{1/2}$  maleje ze wzrostem stosunku C/Si, natomiast silnie wzrasta ze wzrostem temperatury procesu osadzania. W świetle tych wyników autorzy prac [5, 12] stwierdzają, że centra  $Z_{1/2}$  mogą być związane z lukami węglowymi ( $V_C$ ) lub z defektami antystrukturalnymi w podsieci węgla ( $Si_C$ ).

W celu porównania wartości koncentracji atomów azotu w warstwach 4H-SiC zestawionych w Tab. 1 i wartości koncentracji centrów  $Z_{1/2}$  wykrytych w tych samych warstwach 4H-SiC zestawionych w Tab. 2 wyniki naniesiono na Rys. 8.

Z danych przedstawionych na Rys. 8 wynika, że koncentracja pułapek  $Z_{1/2}$  rośnie ze wzrostem koncentracji atomów azotu w warstwach epitaksjalnych 4H-SiC. Należy jednak pamiętać, że dla próbek #0056 i #0033 dla których koncentracja atomów azotu [N] wynosiła ~ 1,0 x 10<sup>17</sup> cm<sup>-3</sup>, efektywna koncentracja donorów  $N_D-N_A$  była prawie dwa rzędy wielkości mniejsza i wynosiła odpowiednio 6,9 x 10<sup>14</sup> cm<sup>-3</sup> i 9,7 x 10<sup>14</sup> cm<sup>-3</sup>. Wartości  $N_D-N_A$  dla tych próbek były więc zbliżone do wartości uzyskanych dla próbek #C1061215



Rys. 8. Zależność koncentracji centrów  $Z_{1/2}$  od koncentracji atomów azotu.

Fig. 8.  $Z_{1/2}$  centres and nitrogen concentration dependence.

( $N_D - N_A = 1,0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ) i #C1070714 ( $N_D - N_A = 3,5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ), w których koncentracja azotu była jednak dwa rzędy wielkości mniejsza i wynosiła odpowiednio  $1,1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  i  $4,0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ . W celu wyjaśnienia związku atomów azotu z głębokimi pułapkami przeanalizowano sumaryczne koncentracje pułapek wykrytych w warstwach 4H-SiC. Na podstawie wyników przedstawionych w Tab. 1 i 2 stwierdzono, że dużą różnicę w koncentracji atomów azotu i efektywnej koncentracji donorów w próbkach #0056 i #0033 można tłumaczyć kompensacją przez głębokie pułapki, których sumaryczna koncentracja w tych warstwach wynosi odpowiednio  $7,3 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$  i  $1,5 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ . Z kolei niższa wartość efektywnej koncentracji donorów, czyli większa kompensacja ładunkowa w próbce #0056, może być związana z parametrem C/Si, który dla tej próbki wynosił 1,35. W przypadku próbek pochodzących z NRL koncentracja wykrytych centrów defektowych była znacznie niższa i wynosiła  $1,8 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$  i  $3,4 \times 10^{12} \text{ cm}^{-3}$  odpowiednio dla próbki #C1061215 i #C1070714. Warto w tym miejscu przypomnieć, że różnice między koncentracją atomów azotu oraz efektywną koncentracją donorów dla tych próbek były bardzo małe (10% dla próbki #C1061215 i 13% dla próbki #C1070714) co oznacza bardzo mały stopień kompensacji ładunkowej. Niskie koncentracje głębokich pułapek oraz zanieczyszczeń obcymi atomami w tych próbkach świadczą o wysokiej jakości krystalicznej i dużej czystości materiału pochodzącego z NRL.

## 5. PODSUMOWANIE

Niestacjonarną spektroskopię pojemnościową (DLTS) zastosowano do badania wpływu koncentracji donorów na właściwości i koncentrację centrów defektowych w warstwach epitaksjalnych 4H-SiC różniących się koncentracją atomów azotu oraz efektywną koncentracją donorów. Dwie spośród wybranych próbek zawierały warstwy o koncentracji atomów azotu  $\sim 1,0 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  natomiast dwie pozostałe  $1,1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  i  $4,0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ . Efektywna koncentracja donorów w tych próbkach wynosiła odpowiednio  $6,9 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$  i  $9,7 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$  oraz  $1,0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  i  $3,5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ . W próbkach tych wykryto cztery rodzaje pułapek elektronowych. Pułapki T1 o energii aktywacji 0,20 eV związane najprawdopodobniej z zanieczyszczeniami atomami Cr lub Ti. Pułapki T2 i T3 o energiach aktywacji odpowiednio 0,30 eV i 0,38 eV przypisane znanym centrom defektowym E1/E2 związanym z defektami rodzimymi. Pułapki T4(I) oraz T4(N) o energiach aktywacji odpowiednio 0,69 eV i 0,63 eV, przypisane znanym w SiC centrom  $Z_{1/2}$ , które nie zostały dotychczas jednoznacznie zidentyfikowane. Przedstawiono trzy modele wyjaśniające pochodzenie pułapek  $Z_{1/2}$ . Zgodnie z pierwszym modelem centra  $Z_{1/2}$  to kompleksy ( $N_i-C$ ) [1], drugi model identyfikuje je jako kompleksy ( $N-V_{Si}$ ) [2, 9] natomiast trzeci wiąże się z ( $V_C$ ) lub ( $Si_C$ ) [5, 12]. Przeprowadzono analizę wpływu atomów azotu na efektywną koncentrację donorów oraz na koncentrację centrów defektowych. Stwierdzono, że różnica w stopniu kompensacji dla próbek wytworzonych w ITME i NRL jest związana ze znacznie mniejszą koncentracją zanieczyszczeń w próbkach wytworzonych w NRL oraz ich wysokiej jakości krystalograficznej minimalizującej koncentrację defektów rodzimych.

## PODZIĘKOWANIA

Autor dziękuje dr. inż. Włodzimierzowi Strupińskiemu i mgr inż. Kindze Kościwicz za warstwy 4H-SiC udostępnione do badań. Szczególne podziękowania kieruję do dr. hab. inż. Pawła Kamińskiego za cenne dyskusje i krytyczne uwagi w czasie powstawania niniejszego artykułu.

## LITERATURA

- [1] Eberlein T. A. G., Jones R., Briddon P. R.:  $Z_1/Z_2$  defects in 4H-SiC, *Phys.Rev.Lett.*, 90, 225502 (2003)
- [2] Pintilie I., Pintilie L., Irmscher K., Thomas B.: Formation of the  $Z_{1,2}$  deep-level defects in 4H-SiC epitaxial layers: evidence for nitrogen incorporation, *Appl. Phys. Lett.*, 81, 4841 (2002)
- [3] Lebedev A. A.: Deep level centres in silicon carbide: a review, *Semiconductors*, 33, 2, 107, (1999)
- [4] Kimoto T., Nakazawa S., Hashimoto K., Matsunami H.: Reduction of doping and trap concentrations in 4H-SiC epitaxial layers grown by chemical vapour deposition, *Appl. Phys. Lett.*, 79, 17, 2761, (2001)
- [5] Litton C. W., Johnstone D., Akarca-Biyikli S., Ramaiah K. S., Bhat I., Chow T. P., Kim J. K., Shubert E. F.: Effect of C/Si ratio on deep levels in epitaxial 4H-SiC, *Appl. Phys. Lett.*, 88, 121914, (2006)
- [6] Asghar M., Hussain I., Noor H. S., Iqbal F., Wahab Q., Bhatti A. S.: Properties of dominant electron trap center in n-type SiC epilayers by means of deep level transient spectroscopy, *J. Appl. Phys.*, 101, 073706, (2007)
- [7] Achtziger N., Witthuhn W.: Band gap states of Ti, V, Cr in 4H silicon carbide, *Appl. Phys. Lett.*, 71, 110, (1997)
- [8] Irmscher K.: Electrical properties of SiC: characterisation of bulk crystals and epilayers, *Materials Science and Engineering B*, 91–92, 358–366, (2002)
- [9] Kawasuso A., Redmann F., Krause-Rehberg R., Frank T., Weidner M., Pensl G., Sperr P., Itoh H.: Vacancies and deep levels in electron-irradiated 6H SiC epilayers studied by positron annihilation and deep level transient spectroscopy, *J. Appl. Phys.*, 90, 3377, (2001)
- [10] Ling C. C., Beling C. D., Fung S.: Isochronal annealing studies of n-type 6H-SiC with positron lifetime spectroscopy, *Phys. Rev. B*, 62, 8016, (2000)
- [11] Frenkel J.: On pre-breakdown phenomena in insulators and electronic semi-conductors, *Phys. Rev.*, 54, 647-648, (1938)
- [12] Danno K., Hori T., Kimoto T.: Impacts of growth parameters on deep levels in n-type 4H-SiC, *J. Appl. Phys.*, 101, 053709, (2007)

# PROBLEMY WZROSTU MONOKRYSTAŁÓW FOSFORU GALU (GaP) O ŚREDNICY 4” I ORIENTACJI <100> ORAZ <111>

Wacław Orłowski, Aleksandra Mirowska, Andrzej Hruban,  
Stanisława Strzelecka

Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych, ul. Wólczyńska 133, 01-919 Warszawa  
e-mail: wacław.orłowski@itme.edu.pl

### Streszczenie

Opracowano warunki otrzymywania monokryształów fosforu galu (GaP) o średnicy 4” i orientacji <100> oraz <111>. Skonstruowano układy termiczne dla urządzenia MarkIV, w których można otrzymywać metodą Czochralskiego z hermetyzacją cieczową (LEC – Liquid Encapsulated Czochralski) duże monokryształy GaP. Zbadano termiczne warunki wzrostu kryształów. Doświadczalnie określono wpływ niektórych elementów układu termicznego na kształt pola temperatur w obszarze wzrostu kryształów. Otrzymano monokryształy GaP o średnicy 4” i orientacji <100> oraz <111>. Zbadano ich własności elektryczne i strukturalne.

**Słowa kluczowe:** GaP, monokryształy, metoda LEC.

### Difficulties in 4” gallium phosphide (GaP) single crystals growing in <100> or <111> direction

#### Abstract

Technological parameters for growing 4”(GaP) single crystals in <100> and <111> direction were investigated. Thermal systems were constructed for MarkIV puller, which allow growing GaP single crystals with big diameter by Liquid Encapsulated Czochralski method. The influence of some of the thermal system elements on the temperature field near the growing crystal was experimentally assessed. GaP crystals of 4” in diameter were obtained in <100> and <111> direction. Electrical and structural parameters were assessed.