

Stanisława STRZELECKA, Maria GŁADYSZ, Elżbieta JURKIEWICZ-WEGNER,
Mirosław PIERSA, Andrzej HRUBAN

Zakład Technologii Związków Półprzewodnikowych
Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych
ul. Wólczyńska 133, 01-919 Warszawa

METODY CHARAKTERYZACJI PÓŁIZOLACYJNYCH MONOKRYSTAŁÓW GaAs

W pracy omówiono zagadnienia związane z charakteryzacją półizolacyjnego arsenku galu stosowanego do wytwarzania tranzystorów polowych i układów scalonych. Przedstawiono optyczne i elektryczne metody charakteryzacji materiału stosowane przez autorów ze szczególnym uwzględnieniem jednorodności własności elektrycznych. Podano wyniki pomiarów wybranych monokrystałów wytwarzanych w ITME.

1. WSTĘP

Półizolacyjne płytki arsenku galu (SI GaAs) stosowane są do wytwarzania szybkich przyrządów półprzewodnikowych i układów scalonych. Przyrządy te są wytwarzane techniką epitaksji lub implantacji. Krytyczne parametry pracy tych przyrządów i ich miniaturyzacja narzucają ostre wymagania dla własności fizycznych i strukturalnych monokrystałów i płytek SI GaAs. Materiał ten powinien charakteryzować się:

- wysoką opornością właściwą ($\rho \geq 10^7 \Omega\text{cm}$),
- wysoką ruchliwością nośników ($\mu \geq 4000 \text{ cm}^2/\text{Vs}$),
- dużą jednorodnością w/w parametrów,
- dobrą stabilnością termiczną,
- wysoką perfekcją struktury.

Podstawowymi parametrami określającymi własności półizolacyjnego GaAs są:

- oporność właściwa,
- ruchliwość nośników prądu,
- koncentracja nośników prądu,
- gęstość dyslokacji,
- orientacja krystalograficzna.

Są to podstawowe parametry, które wymienia się w katalogach firm wytwarzających półizolacyjny GaAs.

Do oceny jakości materiału oprócz parametrów wymienionych wyżej niezbędne jest wprowadzenie następujących badań:

- pomiar niejednorodności parametrów elektrycznych,
- pomiar koncentracji centrów EL2 i ich rozkładu,
- pomiar koncentracji węgla.

W Instytucie Technologii Materiałów Elektronicznych prowadzone są prace nad technologią wytwarzania monokryształów Si GaAs. Rozwój tej technologii jest związany z koniecznością opracowania metod pozwalających na pomiar parametrów fizycznych materiału wg, wymagań standardów światowych. Przedmiotem badań jest zarówno materiał otrzymany w procesach monokryształizacji jak też po obróbce termicznej.

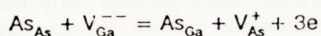
2. OCENA WŁASNOŚCI MATERIAŁU

2.1 Właściwości fizyczne półzolacyjnego GaAs

Czysty i bezdefektowy GaAs przy 300 K powinien posiadać koncentracje elektronów i dziur odpowiednio równe $1.47 \cdot 10^6 \text{ cm}^{-3}$, ruchliwości elektronów i dziur równe odpowiednio $\mu_n = 8000 \text{ cm}^2 / \text{Vs}$ i $\mu_p = 400 \text{ cm}^2 / \text{Vs}$ oraz oporność właściwą $\rho = 5.05 \cdot 10^8 \text{ } \Omega \text{cm}$ [1,2]. Jeżeli jednak dodamy niewielkie koncentracje domieszek lub defektów, powodujące nieznaczne przesunięcie poziomu Fermiego, takie, że $n = 3.29 \cdot 10^5 \text{ cm}^{-3}$ i $p = 6.57 \cdot 10^6 \text{ cm}^{-3}$, bez znaczących zmian ruchliwości, wtedy (przy tych samych ruchliwościach) maksymalna oporność właściwa wynosiłaby $\rho = 2.37 \cdot 10^9 \text{ } \Omega \text{cm}$. Wynika z tego bardzo ważna właściwość GaAs, że te ekstremalnie wysokie oporności mogą być ściśle kontrolowane przez domieszkowanie głębokim akceptorem Cr bądź przez wzrost kryształów w warunkach zapewniających dominację głębokiego donoru EL2 nad płytkimi domieszkami. Tworzenie centrów EL2 podczas wzrostu niedomieszkowanego Si GaAs jest kontrolowane przez dwa czynniki:

- skład chemiczny fazy ciekłej,
- warunki chłodzenia.

Skład chemiczny fazy ciekłej wpływa na koncentrację defektów punktowych niezbędnych do tworzenia centrów EL2. Przy temperaturze odpowiadającej wzrostowi kryształów migracja atomów powoduje tworzenie zaburzeń sieci krystalograficznej. Koncentracja centrów EL2 zależy od warunków wzrostu kryształów. Dla materiałów wzrastających przy wysokim ciśnieniu par arsenu odpowiednio bogatszych w As, koncentracja centrów EL2 jest wyższa (rzędu $2 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$) niż dla materiałów wzrastających przy niskim ciśnieniu par As. W trakcie schładzania kryształu możliwa jest migracja jonów arsenu z położeń węzłowych As_{As} lub międzywęzłowych As_i do luk galowych V_{Ga} zgodnie ze schematami:



$$[\text{As}_{\text{Ga}}] = K \cdot n^3 [\text{V}_{\text{Ga}}^{--}] / [\text{V}_{\text{As}}]$$

gdzie: K - stała równowagi,

n - koncentracja elektronów.

Zgodnie z drugą zależnością, wzrost monokryształów z fazy ciekłej bogatej w arsen może spowodować zwiększenie koncentracji $[V_{Ga}^-]$, a więc wzrost $[As_{Ga}]$. Drugim ważnym czynnikiem, który kontroluje tworzenie się centrów EL2 jest sposób studzenia kryształów wygrzewanych po procesie monokrysztalizacji, który rządzi kinetyką tworzenia defektów punktowych, po obróbce termicznej.

Przez "kompensację" w półizolacyjnym GaAs rozumiany jest proces, w którym elektrony i dziury z płytkich poziomów donorowych i akceptorowych przenoszone są na głęboki poziom (EL2 lub Cr), gdzie termiczne wzbudzenie do pasma przewodnictwa lub do pasma walencyjnego jest niemożliwe. W obecnym etapie rozwoju technologii, przy zastosowaniu coraz czystszych materiałów wyjściowych musi być wzięty pod uwagę wpływ płytkich poziomów defektowych. Procesy wysokotemperaturowe, które są konieczne do ujednorodnienia materiału oraz do wytworzenia elementów mogą prowadzić do modyfikacji rodzaju i koncentracji tych płytkich defektów, przez co mogą one w sposób istotny wpływać na oporność materiału. W niedomieszkowanym GaAs oporność jest kontrolowana przez głęboki donor EL2, który jest związany z As_{Ga} w formie izolowanej bądź w formie kompleksu. Dla otrzymania materiału półizolacyjnego winny być spełnione zależności:

$$N_{SA} > N_{SD} \text{ i } N_{EL2} > (N_{SA} - N_{SD})$$

gdzie: N_{SA} - koncentracja resztkowych płytkich akceptorów,
 N_{SD} - koncentracja resztkowych płytkich donorów,
 N_{EL2} - koncentracja centrów EL2.

Wychodząc z równania zachowania ładunku można wykazać, że dla $n-p \approx N_{SA} - N_{SD}$ koncentracja elektronów dana jest zależnością [2]:

$$n = \frac{N_{EL2}}{N_{SA} - N_{SD}} N_C \exp\left[-E'(EL2)/kT\right] \quad (1)$$

gdzie: $N_C = 4.7 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ jest efektywną gęstością stanów w paśmie przewodnictwa

Człon $E'(EL2)$ wskazuje położenie poziomu EL2 w stosunku do pasma przewodnictwa E_C i może być zapisany w postaci:

$$E'(EL2) = E_C - E_{EL2} = 0.759 - 2.37 \cdot 10^{-4} T \quad [eV] \quad (2)$$

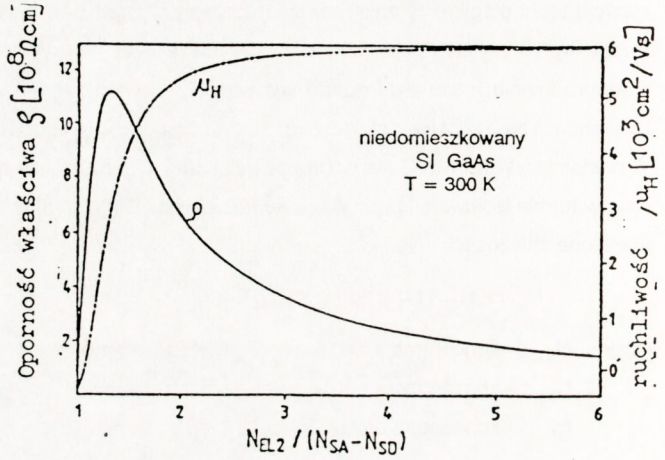
W Si GaAs koncentracje elektronów i dziur (n i p) są porównywalne, co powoduje konieczność uwzględnienia mieszanego przewodnictwa. Wówczas oporność właściwa i ruchliwość Halla mogą być przedstawione w postaci zależności:

$$\rho = \left[e\mu_n(n+p) \frac{\mu_p}{\mu_n} \right]^{-1} \quad (3)$$

$$\mu_H = \mu_n \frac{n-p(\mu_p/\mu_n)^2}{n+p(\mu_p/\mu_n)} \quad (4)$$

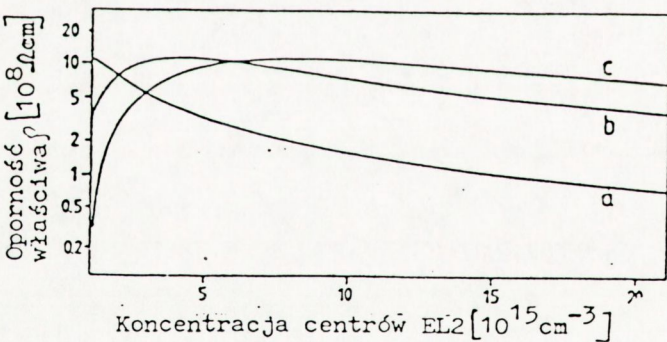
gdzie: μ_n - ruchliwość elektronów,
 μ_p - ruchliwość dziur,
 $\mu_p/\mu_n = 1/15 + 1/20$

Na rys. 1 przedstawiona jest zależność oporności właściwej i ruchliwości hallowskiej od stosunku $N_{EL2}/(N_{SA} - N_{SD})$, gdzie uwzględniono trypoziomowy model kompensacji, płytki akceptor, płytki donor i głęboki donor [3]. Podstawowym płytkim akceptorem w Si GaAs jest węgiel, głównym płytkim donorem jest krzem, a głębokim donorem centra EL2.



Rys.1. Oporność właściwa i ruchliwość hallowska w niedomieszkowanym Si GaAs w zależności od stopnia kompensacji [3].

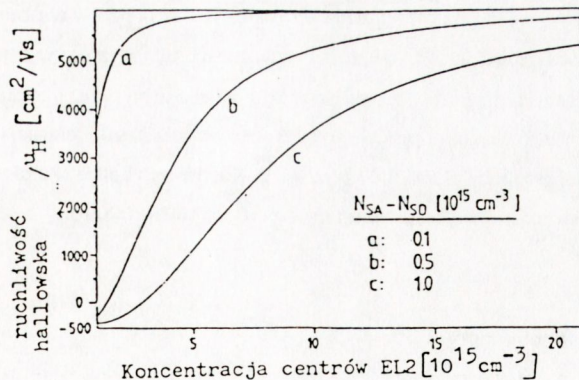
Jak widać z rys. 1 dla oporności ok. $2 \cdot 10^8 \Omega\text{cm}$ ruchliwość hallowska wykazuje silną zmianę, spowodowaną wpływem przewodnictwa mieszanego. W tym obszarze wartości ρ i μ_H dostarczają informacji o stopniu kompensacji $N_{EL2}/(N_{SA} - N_{SD})$.



Rys.2. Zmiana oporności właściwej w funkcji koncentracji centrów EL2 przy różnych koncentracjach płytkich donorów i akceptorów:

- a) $N_{SA} - N_{SD} = 0.1 [10^{15} \text{cm}^{-3}]$,
- b) $N_{SA} - N_{SD} = 0.5 [10^{15} \text{cm}^{-3}]$,
- c) $N_{SA} - N_{SD} = 1.0 [10^{15} \text{cm}^{-3}]$ [4].

Jednakże dla $N_{EL2}/(N_{SA} - N_{SD}) \geq 3$ dominującym staje się przewodnictwo elektronowe i $\mu_H = \mu_n$ [4]. Dla określenia stopnia kompensacji konieczne jest niezależne wyliczenie koncentracji N_{EL2} , N_{SA} , N_{SD} . Wpływ ich wzajemnego stosunku na oporność właściwą i ruchliwość przedstawiony jest na rys. 2 i 3.



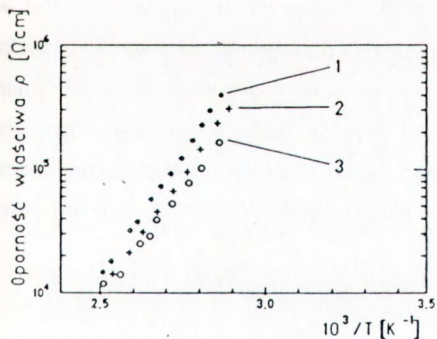
Rys.3. Zmiana ruchliwości hallowskiej w funkcji koncentracji centrów EL2, przy różnych koncentracjach płytkich donorów i akceptorów [4].

2.2. Opisy metod pomiarowych stosowanych do charakterystyki SI GaAs w ITME

2.2.1. Oporność właściwa i ruchliwość hallowska

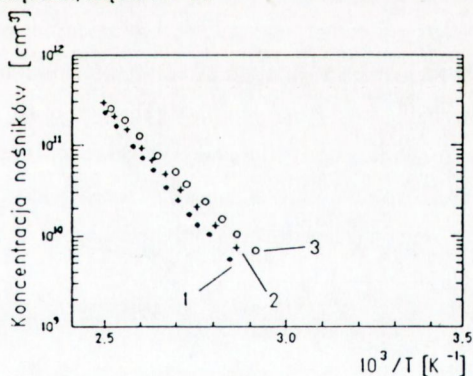
Parametry elektryczne określone są na próbkach ucinanych od strony zarodzi (I) i końca kryształu (II). Część kryształów poddano obróbce termicznej (kryształy oznaczone literką "w"). Pomiar oporności właściwej i ruchliwości hallowskiej wykonywane są metodą Van der Pauwa. Ze względu na wysoką oporność powierzchniową próbek pomiarowych w temperaturze pokojowej rzędu $10^8 + 10^9 \Omega/\square$, niezbędne jest spełnienie szczególnych warunków, takich jak:

- specjalnie ekranowane kable oraz ekranowany stolik do montażu próbki,
- wysoka impedancja wejściowa ($\geq 10^{12} \Omega$) woltomierza bądź elektrometru,
- możliwość wykonywania pomiarów przy niskich prądach, rzędu 10^{-9} A.



Rys.4. Temperaturowa zależność oporności właściwej w niedomieszkowanym SI GaAs dla monokryształów:

- 1 - MSR 10 I w (energia aktywacji $E = 0.82$ eV),
- 2 - 1114 II (energia aktywacji $E = 0.76$ eV),
- 3 - MSR 7 I (energia aktywacji $E = 0.70$ eV) [5].



Rys.5. Temperaturowa zależność koncentracji w niedomieszkowanym SI GaAs dla monokryształów:

- 1 - MSR 10 I w (energia aktywacji $E = 0.82$ eV),
- 2 - 1114 II (energia aktywacji $E = 0.73$ eV),
- 3 - MSR 7 I (energia aktywacji $E = 0.72$ eV) [5].

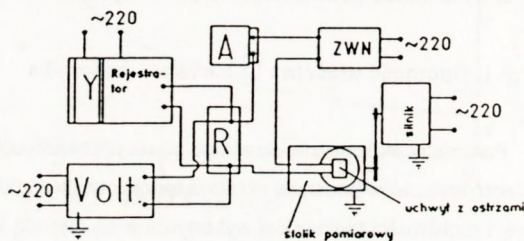
W naszym przypadku ze względu na brak możliwości wykonania pomiarów w podanych wyżej warunkach, pomiary parametrów hallowskich wykonywane są w funkcji temperatury w zakresie 400 ± 320 K (wartości oporności właściwej i koncentracji nośników prądu określane są przez ekstrapolację do temperatury pokojowej [5]). Dla materiału wysokooporowego oporność właściwa i koncentracja nośników spełniają prawo Arrhenius'a z energią aktywacji ok. 0.75 eV (rys. 4 i 5). Ruchliwość hallowska określana jest również, przez ekstrapolację ruchliwości z całego zakresu pomiarowego (400 ± 320 K).

2.2.2. Badanie niejednorodności oporności

Badania niejednorodności oporności powierzchniowej prowadzone są metodą dwustrzową na zestawie laboratoryjnym, którego schemat ideowy przedstawiony jest na rys. 6.

Układ pomiarowy składa się z następujących podzespołów:

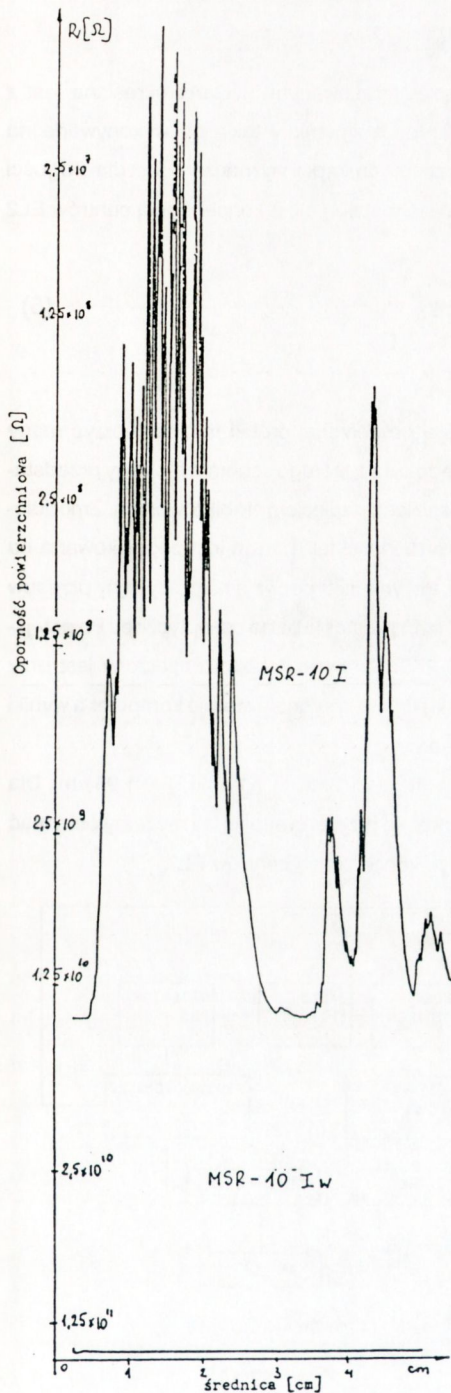
- stolik pomiarowy,
- silnik przesuwu ostrzy,
- uchwyt z ostrzami stalowymi,
- woltomierz cyfrowy (Volt),
- zasilacz wysokiego napięcia (ZWN),
- mikroamperomierz (A),
- rejestrator X-Y,
- opornik wzorcowy $1\text{ M}\Omega$ (R).



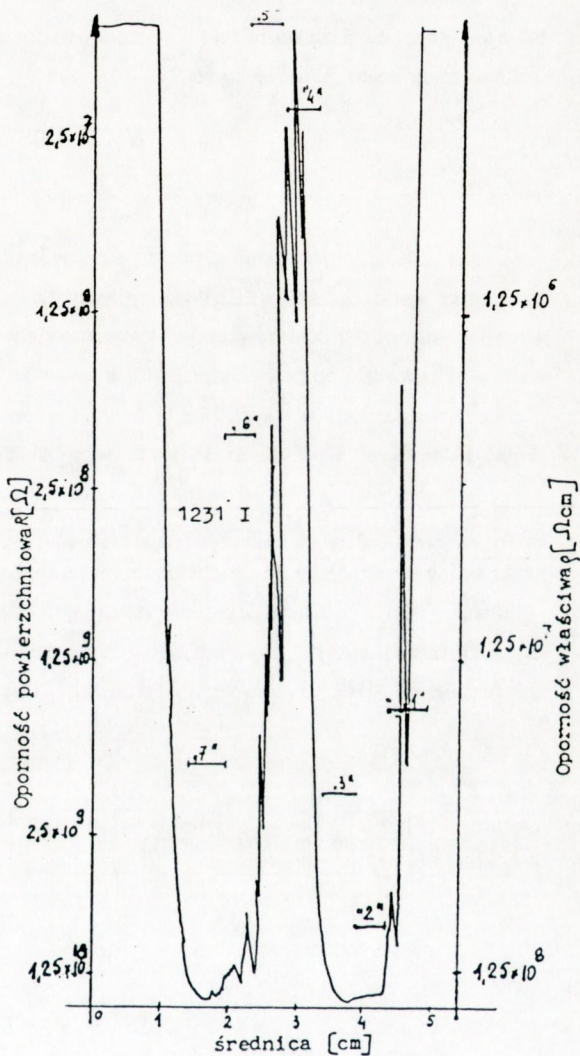
Rys.C. Schemat układu pomiarowego rozkładu oporności powierzchniowej [6].

Przy zastosowaniu tej metody otrzymuje się rozkłady oporności powierzchniowej w skali mikro. P. zykładowe przebiegi oporności powierzchniowej wzdłuż średnicy, dla monokryształu o dużej niejednorodności oporności powierzchniowej, oraz monokryształu po obróbce termicznej jednorodnego pod względem oporności powierzchniowej, przedstawione są odpowiednio na rys. 7 [6,7].

Niejednorodność oporności właściwej w skali makro, określana jest przez pomiar parametrów hallowskich na próbkach wycinanych wzdłuż średnicy płytki. Przykładowy rozkład oporności właściwej, w porównaniu z rozkładem oporności powierzchniowej, przedstawiony jest na rys. 8. Numerami od 1 ÷ 7 oznaczono wartości oporności właściwej otrzymane z pomiaru próbek wyciętych wzdłuż średnicy. Metoda dwustrzowa jest metodą nieniszczącą i może być stosowana do 100% kontroli płytek (pomiar wykonywany na powierzchni trawionej).



Rys.7. Rozkład oporności powierzchniowej wzdłuż średnicy płytki Si GaAs dla monokryształu
 a) MSR 10 I.
 b) MSR 10 I w.



Rys.8. Rozkład oporności powierzchniowej i oporności właściwej wzdłuż średnicy płytki dla monokryształu 1231 I, numerami 1 + 7 oznaczono wartości oporności właściwej otrzymane z pomiarów próbek wyciętych wzdłuż średnicy płytki [7].

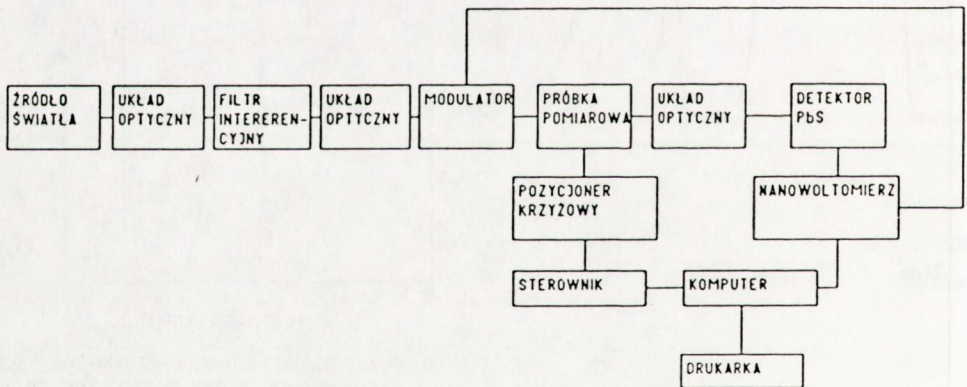
2.2.3. Pomiar koncentracji centrów EL2

Koncentracja głębokich centrów donorowych EL2 w niedomieszkowanym SI GaAs określana jest z pomiarów absorpcji w bliskiej podczerwieni. W naszym przypadku pomiary takie są wykonywane na spektrofotometrze w zakresie długości fal $1 + 2.4 \mu\text{m}$. Współczynnik absorpcji wyznaczany jest dla długości fali $1 \mu\text{m}$. Korzystając z zależności (5) pomiędzy współczynnikiem absorpcji, a koncentracją centrów EL2 w stanie neutralnym można wyliczyć N_{EL2} [8].

$$N_{EL} = 1.96 \cdot 10^{16} \cdot \alpha \quad (5)$$

Mierząc współczynnik absorpcji punkt po punkcie na całej powierzchni próbki można tworzyć mapy rozkładu koncentracji centrów EL2. Wykorzystywany jest do tego układ, którego schemat blokowy przedstawiony jest na rys. 9. Źródłem światła jest lampa halogenowa zasilana napięciem stabilizowanym. Zmodylowana wiązka światła po przejściu przez filtr interferencyjny o długości fali $1.1 \mu\text{m}$ jest zogniskowana na próbce zamocowanej w uchwycie pozycjonera krzyżowego. Pozycjoner pozwala na precyzyjny przesuw próbki w kierunkach X-Y (maksymalne wymiary próbki $75 \times 75 \text{ mm}$) prostopadłe do osi optycznej. Po przejściu przez próbkę wiązka ogniskowana jest na detektorze z PbS. Sygnał z detektora mierzony jest przy pomocy nanowoltomierza homodynowego. Przesuwem próbki i detekcją sygnału steruje komputer a wyniki mogą być wyświetlane na monitorze lub drukowane na drukarce.

Pomiar rozkładu centrów EL2 przeprowadza się dla dwóch długości fali $\lambda_1 = 1.1 \mu\text{m}$ i $\lambda_2 = 1.95 \mu\text{m}$. Dla długości fali λ_2 SI GaAs jest przezroczysty i dlatego skanując próbkę przy tej długości fali możemy otrzymać linię bazową do określenia współczynnika absorpcji i wyliczyć koncentrację centrów EL2.



Rys.9. Schemat blokowy układu do badania rozkładu centrów EL2

Współczynnik absorpcji α oblicza się z równania na całkowitą transmisję:

$$\alpha = \frac{1}{d} \ln(T_1/T_2) \quad (6)$$

gdzie: d - grubość próbki,

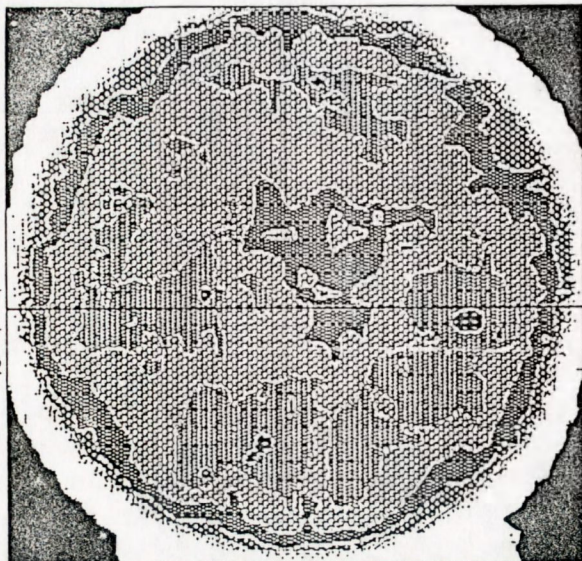
T_1 - transmisja dla długości fali

$1.1 \mu\text{m}$

T_2 - transmisja dla długości fali

$1.95 \mu\text{m}$

Koncentrację centrów EL2 wyznaczono korzystając z zależności (5). Na rys. 10 zamieszczono przykładowo rozkład centrów EL2 wzdłuż średnicy monokryształu.



2.2.4. Pomiar koncentracji węgla

Koncentracja węgla, który w półizolacyjnym GaAs jest płytkim akceptorem określana jest, z pomiarów absorpcji spowodowanej wzbudzeniem drgań rezonansowych domieszki związanej z atomami macierzystej sieci tzw. lokalnych modach drgających (Local Vibrational Mode - LVM) w zakresie widmowym od 582.25 cm^{-1} do 582.74 cm^{-1} [9,10].

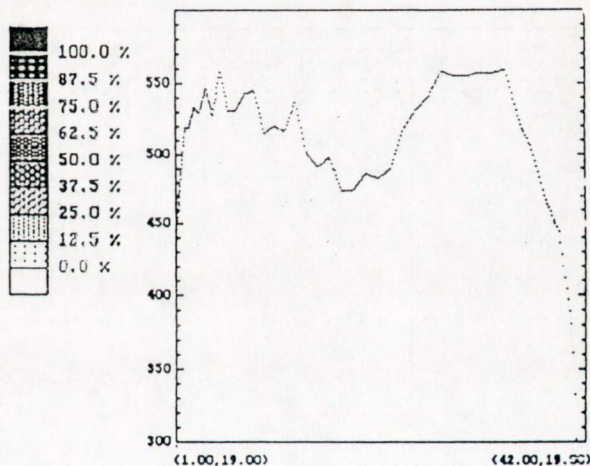
Pomiary wykonywane są przy pomocy spektrofotometru Fouriera w temperaturze 77 K dla zdolności rozdzielczej $\Delta = 1 \text{ cm}^{-1}$. Zawartość węgla w kryształach Si GaAs określano w tych samych obszarach co koncentrację centrów EL2 (w środku płytki). Płytki były obustronnie polerowane mechaniczno - chemicznie. Koncentrację węgla określono z zależności (7):

$$[C] = \frac{\alpha \Delta}{\sigma} \quad (7)$$

gdzie: α - współczynnik absorpcji,

Δ - szerokość połówkowa pików absorpcyjnego,

$\sigma = 9.1 \cdot 10^{-17} \text{ cm}^2 / \text{atom}$.

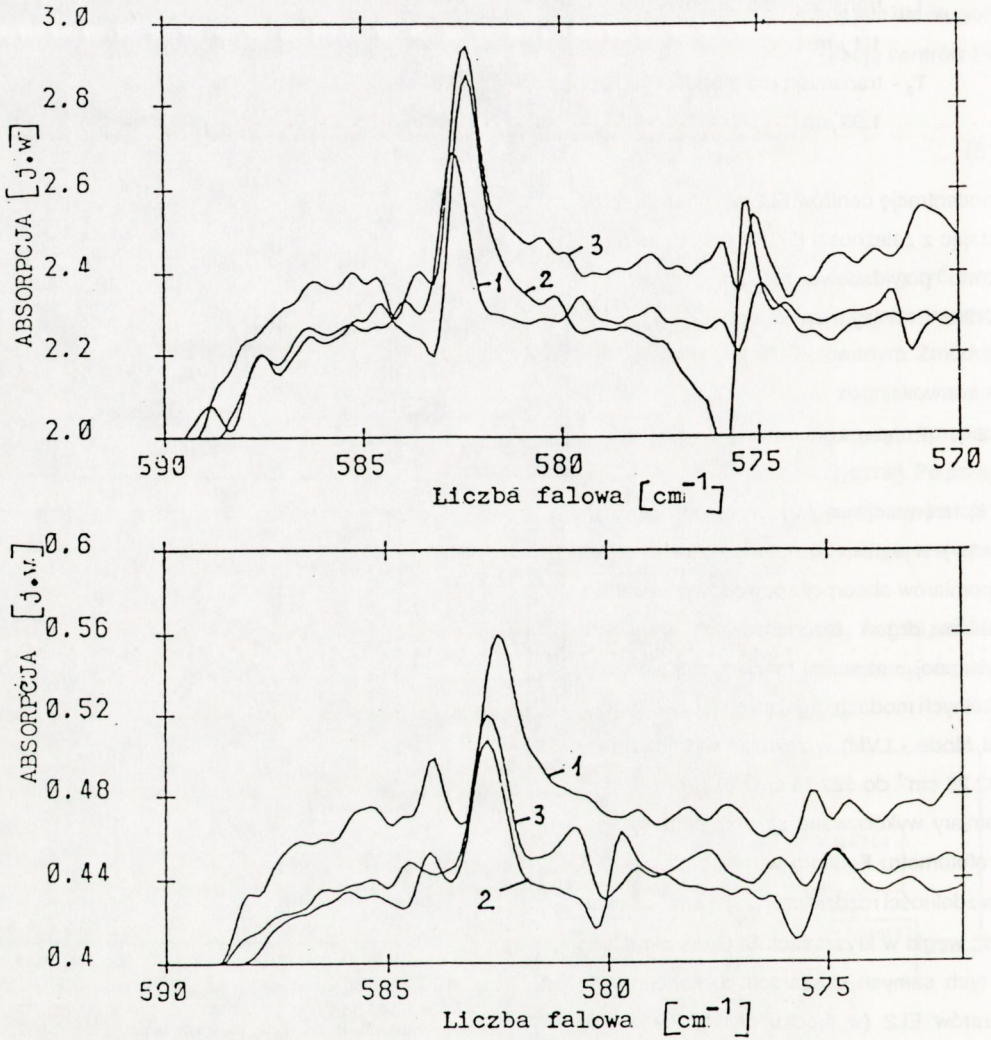


Rys.10. a) Mapa rozkładu centrów EL2 na płytce z monokryształu Si GaAs 1088 I [5].

Stopień zaczernienia jest związany z koncentracją centrów EL2. Koncentracja centrów EL2 w środku płytki (75% na skali zaczernienia) wynosi $0.76 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$.

b) Rozkład koncentracji centrów EL2 wzdłuż średnicy płytki z monokryształu Si GaAs 1088 I [5].

Na rys. 11 zamieszczono widmo absorpcyjne LVM węgla w monokryształach GaAs. W naszych kryształach koncentracja węgla zmieniała się w granicach $2.3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ do $8.2 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$.



Rys.11. Widmo absorpcyjne węgla w monokryształach Si GaAs w zakresie liczb falowych $570 \div 590 \text{ cm}^{-1}$

- a) 1. - 1114 I, 2. - 1114 II, 3. - 1114 II w,
 b) 1. - 1129 I, 2. - 1129 II, 3. - 1129 II w, [6].

Zbiorcze wyniki dla kilkunastu przykładowych kryształów przedstawione są w tabeli I. Numery rozpoczynające się od liter "MSR" oznaczają kryształy wzrastające przy podwyższonym ciśnieniu par arsenu, a literka "w" na końcu oznacza kryształ wygrzewany.

TAB. I. Zestawienie wyników dla przykładowych kryształów

L.p.	Nr Kryształu	Oporność właściwa ρ [Ωcm]	Ruchliwość hallowska μ [cm^2/Vs]	Koncentracja centrów EL2 $N_{\text{EL2}} \cdot 10^{16}$ [cm^{-3}]	Koncentracja węgla $N_{\text{C}} \cdot 10^{16}$ [cm^{-3}]
1.	1105 I	$3.2 \cdot 10^7$	2300	0.90	0.77
2.	1105 I w	$\approx 1 \cdot 10^7$	2500	0.93	0.77
3.	1107 I	$6.0 \cdot 10^7$	1230	0.51	0.54
4.	1107 I w	–	–	0.60	0.68
5.	1107 II	$2.8 \cdot 10^7$	1100	0.20	0.26
6.	1107 II w	–	–	0.23	0.26
7.	1129 I	$7.1 \cdot 10^6$	500	0.76	0.54
8.	1129 I w	$7.1 \cdot 10^6$	3500	0.80	0.58
9.	1129 II	$4.4 \cdot 10^5$	400	1.30	0.35
10.	1129 II w	$4.5 \cdot 10^6$	1000	1.26	0.45
11.	1114 I	$2.7 \cdot 10^7$	1800	0.74	0.39
12.	1114 I w	$1.5 \cdot 10^7$	3600	0.82	0.35
13.	1114 II	$8.7 \cdot 10^4$	400	0.96	0.32
14.	1114 II w	$1.4 \cdot 10^7$	2800	1.26	0.35
15.	1270 I	$5.3 \cdot 10^2$	800	0.47	0.82
16.	MSR 7 I	$2.5 \cdot 10^7$	3000	0.63	0.52
17.	MSR 7 I w	$3.3 \cdot 10^7$	3500	0.87	–
18.	MSR 13 II	$9.7 \cdot 10^3$	142	0.21	–
19.	MSR 15 II	$5.5 \cdot 10^5$	70	0.23	–
20.	MSR 14 II	$1.4 \cdot 10^8$	2600	0.83	–
21.	MSR 12 II	$1.6 \cdot 10^8$	2200	0.98	–
22.	MSR 10 I w	$6.3 \cdot 10^8$	2000	0.62	–
23.	1088 I	$4.7 \cdot 10^5$	1820	0.76	–
24.	1231 I	$2.0 \cdot 10^5$	480	–	–
25.	1741 II	$2.4 \cdot 10^7$	3300	–	–

3. PODSUMOWANIE

Obecny poziom technologii monokrystalizacji Si GaAs pozwala na wytwarzanie metodą LEC materiału przydatnego do produkcji układów mikrofalowych i układów scalonych. Rozwój tej technologii idzie w kierunku poprawy własności fizycznych, struktury oraz zwiększenia średnicy płytek do $\phi \geq 100$ mm. Wymagania stawiane przez producentów przyrządów półprzewodnikowych narzucają stosowanie sub-

telnych metod charakteryzacji materiału. Zastosowane przez nas metody pozwalają na jednoznaczny ocenę przydatności wytwarzanych monokryształów Si GaAs na takie przyrządy półprzewodnikowe jak tranzystory FET lub układy scalone. Otwartą pozostaje interpretacja obserwowanych zjawisk i mechanizmów wpływających na własności półizolacyjnego GaAs zarówno w procesie wzrostu monokryształu jak też obróbki termicznej. Problemy te są w dalszym ciągu badane przez wytwórców materiałów i przyrządów.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Holmes D.E., Chen R.T., Elliott K.R.: Stechiometry controlled compensation in liquid encapsulated Czochralski GaAs. *Appl. Phys. Lett.* 1982, 40, 1, 46
- [2] Look D.C.: Defects Relevant for Compensation in Semiinsulating GaAs. (nie publikowane); 1990
- [3] Löhnert K, Baumgartner M.: Characterisation of semiinsulating gallium arsenide for IC application. Wacker Chemitronix Scientific Publikation 1986, 85 s.
- [4] Löhnert K, Nagel G., Wetling W.: Effect of ingat and wafer annaling on the properties of undoped semi-insulating GaAs. Comparison with In - alloyed dislocation free as growth GaAs; Wacker Chemitronix, Scientific Publication, 1986, 95 s.
- [5] Strzelecka S., Gładysz M., Wegner E., Piersa M.: Badanie wpływu obróbki termicznej na parametry elektryczne i jednorodność Si GaAs $\phi = 51$ mm. Sprawozdanie wewnętrzne ITME, 1990
- [6] Strzelecka S., Gładysz M, Wegner E., Piersa M., Hruban A., Dolecka H.: Opracowanie obróbki termicznej monokryształów Si GaAs $\phi = 76$ mm. Sprawozdanie wewnętrzne ITME, 1990
- [7] Strzelecka S., Hruban A., Gładysz M., Wegner E., Piersa M., Dolecka H.: Badanie niejednorodności monokryształów GaAs o średnicach $\phi = 76$ mm. Sprawozdanie wewnętrzne ITME, 1990
- [8] Skowroński M.: Optical and transient capacitance study of EL2 in the absence and presence of the other midgap levels. *J. Appl. Phys.* 1986, 59
- [9] Brozel M.R.: Calibration of carbon acceptor localized vibrational mode (LVM) absorption band in GaAs. *Semi-Insulating III-V Materials Hakone 1986*, 217
- [10] Kadote Y., Sakai K., Nozaki T., i inni: Determination of carbon concentration in the LEC GaAs crystal. *Semi-Insulating III-V Materials, Hakone 1986*, 201