

ELEKTRYCZNE I OPTYCZNE METODY CHARAKTERYZACJI PÓLIZOLACYJNYCH MONOKRYSTAŁÓW FOSFORU INDU DOMIESZKOWANYCH ŻELAZEM

S.Strzelecka, M.Gładysz, E.Jurkiewicz-Wegner, M.Piersa, A.Hruban, M.Pawłowska.

INSTYTUT TECHNOLOGII MATERIAŁÓW ELEKTRONICZNYCH

ul.Wólczyńska 133, 01-919 Warszawa

W pracy omówiono metody pomiarowe niezbędne do oceny własności półizolacyjnych monokrystałów InP:Fe. Przedstawiono elektryczne, optyczne i strukturalne metody charakteryzacji stosowane przez autorów. Szczególną uwagę zwrócono na metodykę badań jednorodności własności elektrycznych i związany z tym rozkład całkowitej koncentracji żelaza oraz żelaza w różnych stanach ładunkowych Fe^{2+} i Fe^{3+} . Podano wyniki badań dla wybranych monokrystałów InP:Fe wytwarzanych w ITME.

1. Wstęp

Półizolacyjny InP jest podstawowym materiałem dla optoelektronicznych układów scalonych stosowanych w telekomunikacji oraz dla przyrządów półprzewodnikowych o dużej szybkości działania. Przy obecnym stanie technologii materiał półizolacyjny otrzymywany jest metodą Czochralskiego (LEC), przez kompensację głębokim akceptorem reszkowych domieszek głównie krzemu (Si) i siarki (S). Korelacje między własnościami materiału i charakterystykami elementów nie są łatwe do oszacowania ponieważ kolejne etapy procesów technologicznych wytwarzania elementów także wprowadzają defekty i zanieczyszczenia. Jednak oczywistym jest fakt, że uzyski technologiczne, działanie i niezawodność większości elementów w krytyczny sposób zależą od czystości, doskonałości struktury i jednorodności własności fizycznych monokrystałów [1 - 8]. Półizolacyjne monokrystały fosforu indu (SI InP) są dalekie od doskonałości. Płytki dostępne w

handlu posiadają wysoką gęstość dyslokacji ($10^4 - 10^5 \text{ cm}^{-2}$) generowanych przez naprężenia termiczne podczas wzrostu kryształu [1,9,10,11]. Przypisywane są one fluktuacjom w procesie krystalizacji LEC takim jak: niestabilna konwekcja, nieosiowa symetria pola termicznego, zmieniająca się kinetyka przy powierzchni rozdziału ciała stałe-ciecz oraz wibracje. Trawienie chemiczne poza pojedynczymi dyslokacjami ujawnia także bardziej skomplikowane struktury dyslokacyjne takie jak: duże pryzmatyczne pętle, oraz skupiska dyslokacji. Ponadto wielu autorów donosi o obecności skupisk domieszek wewnątrz kryształów [9,12,13].

Warunkiem wytwarzania dobrych elementów półprzewodnikowych z wysokim uzyskiem technologicznym jest posiadanie szerokiej informacji o własnościach zastosowanego materiału. Dlatego opracowanie metod charakteryzacji materiału pod kątem konkretnych zastosowań jest sprawą bardzo ważną. Proponuje się następujące metodyki badań:

Metody elektryczne pozwalają na ocenę takich własności materiału jak: oporność właściwa, koncentracja nośników prądu, ruchliwość nośników prądu oraz niejednorodności własności elektrycznych - decydujących o parametrach przyrządów.

Metody optyczne umożliwiają określenie całkowitej koncentracji żelaza oraz koncentrację w jego dwóch stanach ładunkowych, rozkładu koncentracji żelaza w objętości monokryształu - pozwalają na znalezienie przyczyn pogorszenia parametrów elektrycznych, korektę i optymalizację technologii.

Badania strukturalne które umożliwiają ocenę gęstości dyslokacji i ich rozkładu oraz mikrosegregację domieszek.

2. Metody badawcze

2.1. Metody elektryczne oceny własności półprzewodnikowych monokryształów InP

Parametry elektryczne określone są z pomiarów hallowskich (metodą Van der Pauwa) w funkcji temperatury w zakresie $300 \div 400 \text{ K}$ w stałym polu magnetycznym i przy stałym prądzie sterującym próbkę. Z pomiarów tych określany jest poziom energetyczny domieszki odpowiedzialnej za własności elektryczne materiału.

Tabela I Parametry elektryczne monokryształów SI InP [14].

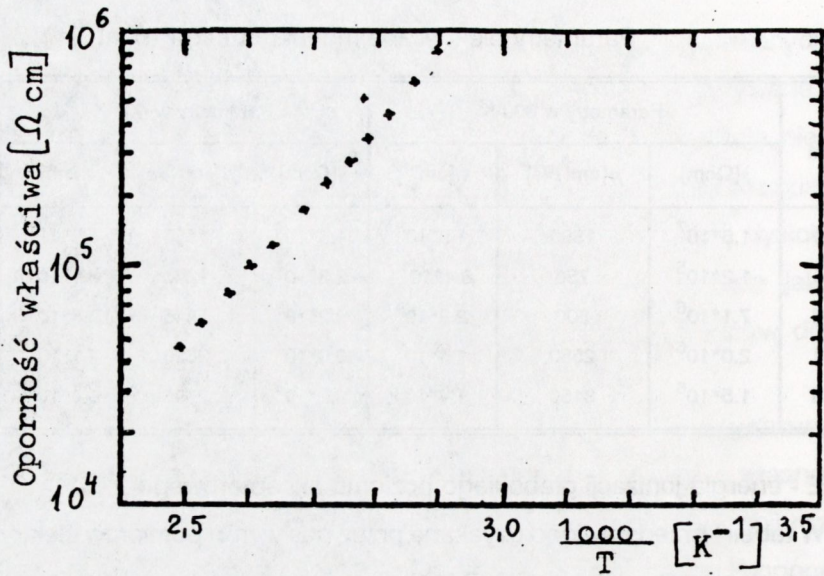
Nr próbki	Parametry w 300 K			Parametry w 400 K			E [ev]
	$s[\Omega\text{cm}]$	$\mu[\text{cm}^2/\text{Vs}]$	$n[\text{cm}^{-3}]$	$s[\Omega\text{cm}]$	$\mu[\text{cm}^2/\text{Vs}]$	$n[\text{cm}^{-3}]$	
301 I	$1.6 \cdot 10^7$	1800	$1.9 \cdot 10^8$	$4.8 \cdot 10^4$	1550	$1.8 \cdot 10^{11}$	0.63
302 I	$1.2 \cdot 10^5$	750	$8.4 \cdot 10^{10}$	$2.3 \cdot 10^4$	1250	$3.9 \cdot 10^{11}$	0.63
302 II	$7.1 \cdot 10^6$	800	$2.3 \cdot 10^9$	$9.2 \cdot 10^3$	1445	$3.8 \cdot 10^{11}$	0.62
303 I	$2.0 \cdot 10^6$	2580	$1.4 \cdot 10^9$	$6.0 \cdot 10^4$	2320	$4.1 \cdot 10^{10}$	0.64
303 II	$1.5 \cdot 10^6$	3150	$1.4 \cdot 10^9$	$3.2 \cdot 10^4$	2795	$6.6 \cdot 10^{10}$	0.64

E - energia jonizacji głębokiego poziomu akceptorowego

W tabeli I przedstawiono uzyskane przez nas wyniki pomiarów elektrycznych dla typowych monokryształów SI InP [14]. Parametry elektryczne określone były na próbkach ucinanych od strony zarodzi (I) i końca kryształu (II). Przykładowe przebiegi oporności właściwej i koncentracji nośników prądu w funkcji temperatury przedstawione są na rys. 1 i 2 [15].

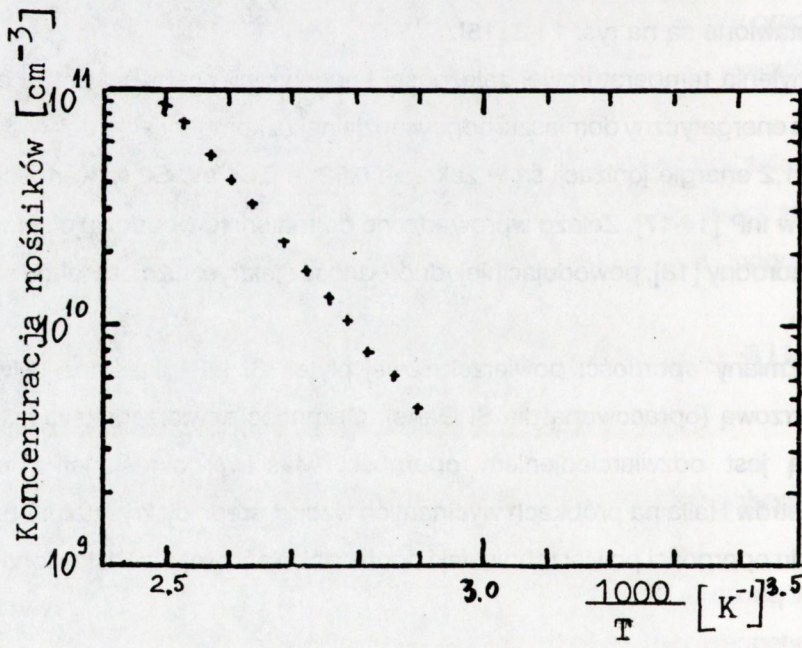
Z nachylenia temperaturowej zależności koncentracji nośników prądu określono poziom energetyczny domieszki odpowiedzialnej za kompensację. Jak widać z tabeli I i rys. 1,2 energie jonizacji są w zakresie $0.62 \div 0.64$ eV. Są to wartości jonizacji żelaza w InP [14-17]. Żelazo wprowadzone do materiału wbudowuje się w sposób niejednorodny [18], powodując niejednorodność elektryczną materiału w skali mikro i makro.

Zmiany oporności powierzchniowej płytek SI InP określone były metodą dwuustrzową (opracowaną dla SI GaAs). Oporność powierzchniowa mierzona tą metodą jest odzwierciedleniem oporności właściwej określonej z pomiarów parametrów Halla na próbkach wycinanych wzdłuż średnicy kryształu. Porównanie rozkładu oporności powierzchniowej i oporności właściwej przedstawiono na rys.3



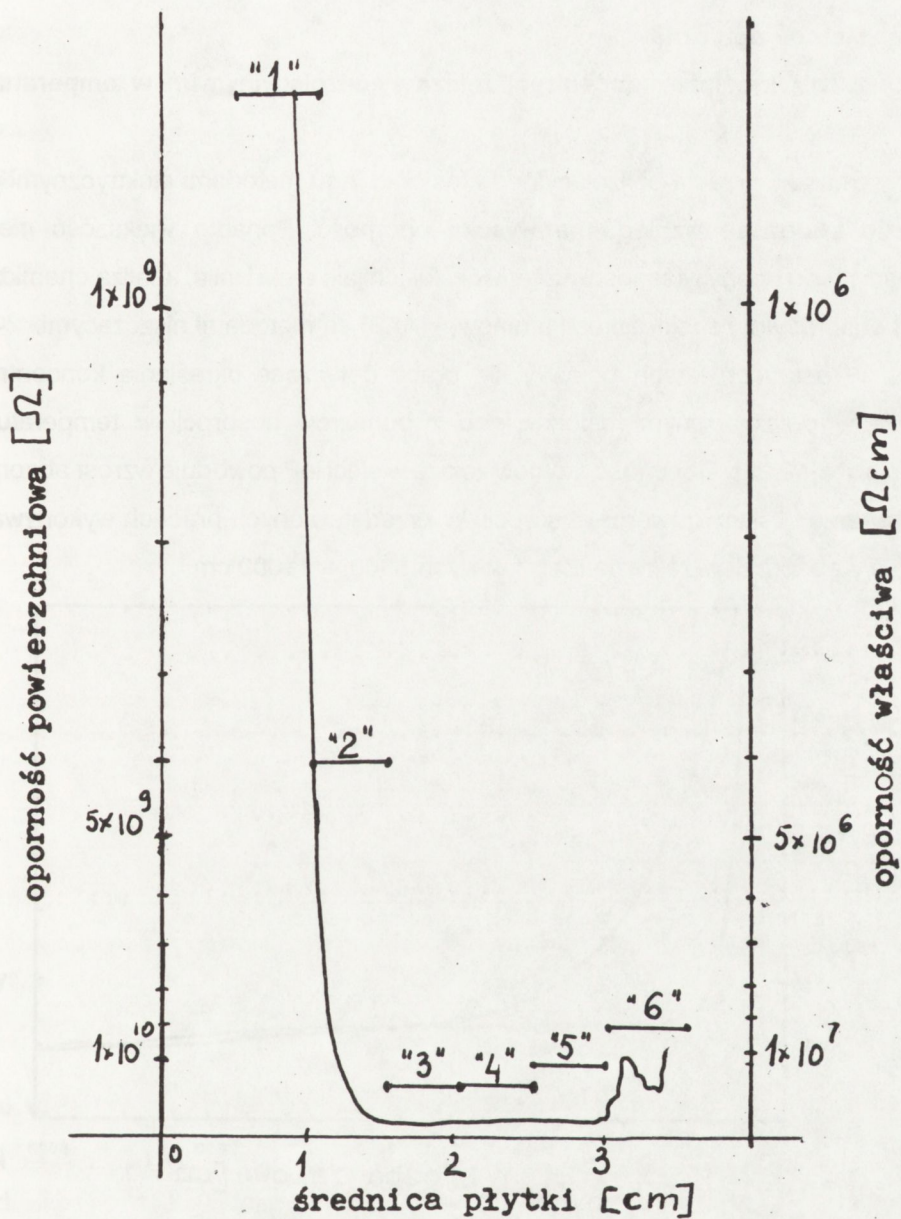
Rys.1

Temperaturowa zależność oporności właściwej dla monokryształu InP domieszkowanego żelazem [15].



Rys.2

Temperaturowa zależność koncentracji nośników prądu dla monokryształu InP domieszkowanego żelazem [15].



Rys.3

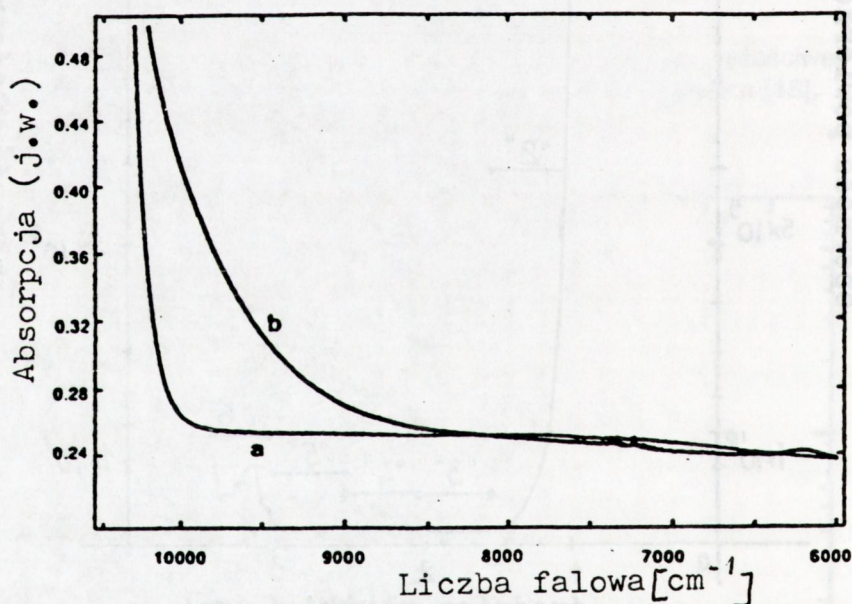
Rozkład oporności powierzchniowej i oporności właściwej wzdłuż średnicy płytki SI InP z monokryształu 301 I [14]. Numerami 1 - 6 oznaczono wartości oporności właściwej otrzymane z pomiarów próbek wzdłuż średnicy płytki.

2.2. Metody optyczne

2.2.1. Określanie koncentracji żelaza w półizolacyjnym InP w temperaturze 300 K

Charakteryzacja półizolacyjnego fosorku indu metodami elektrycznymi jest bardzo trudna ze względu na wysoką oporność. Ponadto większość metod służących do oceny własności materiałów takich jak: efekt Halla, analiza chemiczna typu absorpcyjnej spektroskopii atomowej (AAS) są metodami niszczącymi.

W ostatnich latach pojawiły się prace dotyczące określania koncentracji żelaza w półizolacyjnym fosorku indu z pomiarów absorpcji w temperaturze pokojowej [19,22]. Obecność atomów żelaza w sieci InP powoduje wzrost absorpcji w obszarze bliskim krawędzi absorpcji. W przedstawionych pracach wykonywano pomiary absorpcji w zakresie liczb falowych $5500 \div 11000 \text{ cm}^{-1}$.



Rys.4

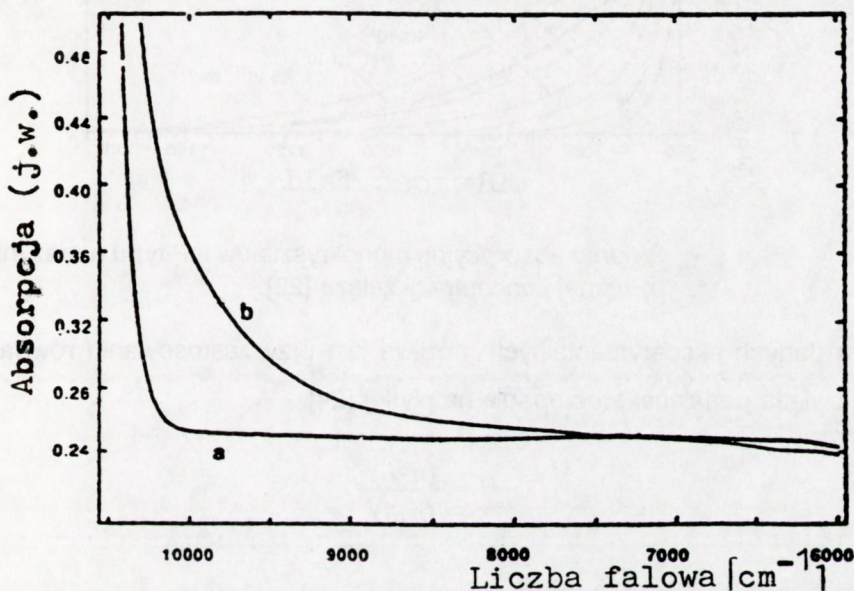
Widmo absorpcyjne monokryształów InP:

a - niedomieszkowany

b - domieszkowany żelazem [19].

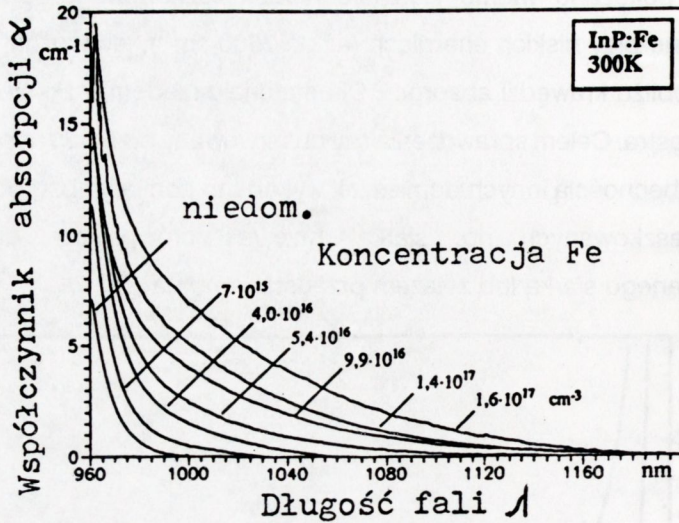
Na rys. 4 przedstawiono typowe widmo absorpcyjne półizolacyjnego InP domieszkowanego żelazem w funkcji liczby falowej w temperaturze pokojowej. Dla

porównania pokazano widmo kryształu niedomieszkowanego. Oba widma są nierozróżnialne przy niskich energiach (aż do 7500 cm^{-1}), lecz różnią się w istotny sposób w pobliżu krawędzi absorpcji. Dla materiału niedomieszkowanego krzywa jest bardziej ostra. Celem sprawdzenia czy obserwowany przebieg absorpcji nie jest związany z obecnością innych domieszek wykonano pomiary absorpcji dla próbek silnie domieszkowanych np. siarką. Krzywe porównawcze dla materiału domieszkowanego siarką lub żelazem przedstawiono na rys. 5.



Rys.5 Widmo absorpcyjne monokryształów:
a - domieszkowany siarką,
b - domieszkowany żelazem [19].

Jak widać widma absorpcyjne InP niedomieszkowanego i domieszkowanego siarką są takie same, natomiast w istotny sposób różnią się od widma materiału domieszkowanego żelazem. Dla półizolacyjnego InP:Fe kształt krzywej absorpcji silnie zależy od koncentracji atomów Fe w sieci. Na rys. 6 przedstawiono widma absorpcyjne uzyskane dla kryształów InP:Fe o różnym stopniu domieszkowania żelazem [22].



Rys.6

Widmo absorpcyjne monokryształów InP typu n oraz InP : Fe o różnej koncentracji żelaza [22].

Analiza danych eksperymentalnych możliwa jest przy zastosowaniu równań dla wiązki światła padającej prostopadle na płytkę [24].

$$R = \frac{(n-i)^2}{(n+1)^2} \quad (1)$$

$$T = \frac{(1-R)^2 \exp(-\alpha d)}{1-R^2 \exp(-2\alpha d)} \quad (2)$$

gdzie: R - współczynnik odbicia,
 T - transmisja,
 n - współczynnik załamania,
 d - grubość płytki,
 α - współczynnik absorpcji.

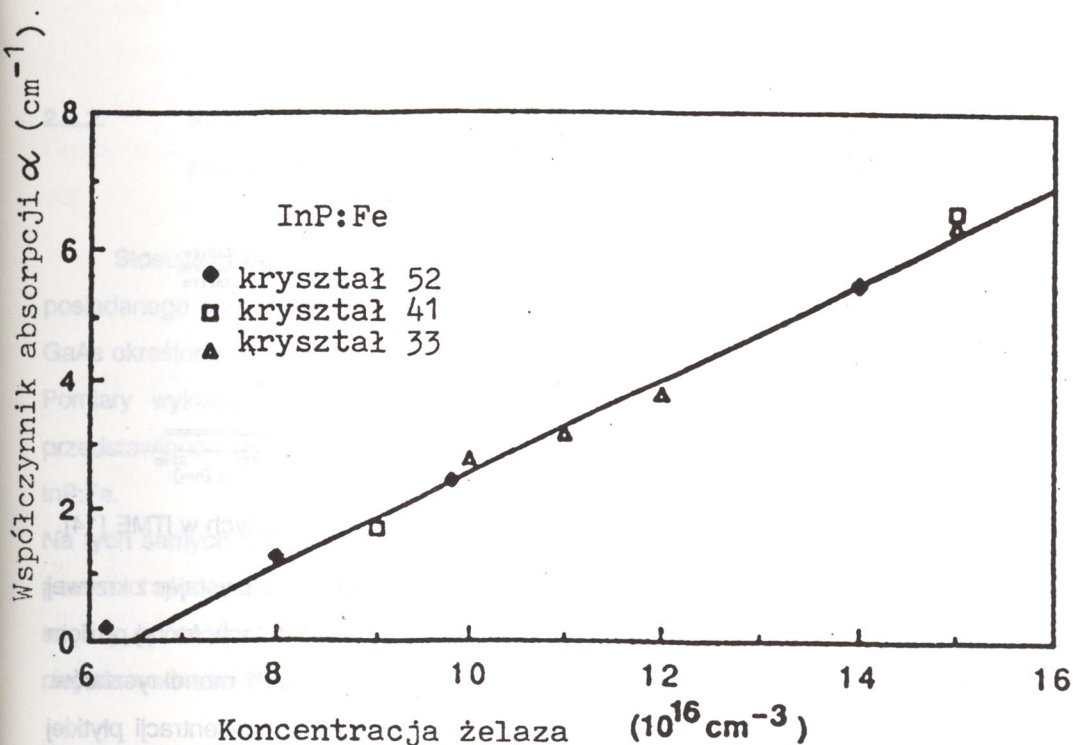
Maksimum transmisji osiągane jest w obszarze spektralnym, gdzie absorpcja

jest zerowa i odgrywają rolę tylko nieuniknione odbicia od powierzchni [19, 24].

Równanie (2) można napisać w postaci:

$$T_m = \frac{1-R}{1+R} \quad (3)$$

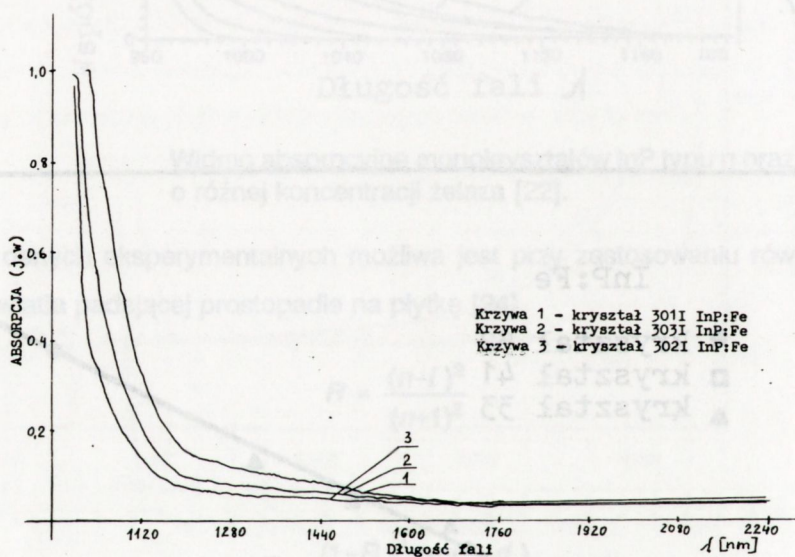
Wartość ta nie zależy od koncentracji swobodnych nośników (rys. 4 i 5). Autorzy prac [19,20] wyznaczyli krzywą kalibracji zależności współczynnika α od koncentracji żelaza metodą AAS. Zależność współczynnika α od koncentracji żelaza jest liniowa, czyli absorpcja jest wprost proporcjonalna do poziomu domieszki Fe - rys.7.



Rys.7 Krzywa kalibracyjna zależności współczynnika α od koncentracji żelaza w monokryształach InP [19].

Wybór liczby falowej, przy której wyznaczono współczynnik absorpcji (10000 cm^{-1}) podyktowany był dużą czułością metody w tym obszarze, co pozwoliło na kontrolowanie nawet niewielkich zmian koncentracji żelaza.

W fosforunku indu koncentrację żelaza określono z pomiarów absorpcji na płytkach obustronnie polerowanych o grubości 5 mm wycinanych w taki sposób żeby wyniki można porównać z pomiarami parametrów elektrycznych. Płytki badano na spektrofotometrze f-my Beckmann w zakresie liczb falowych $5000 \div 11000\text{ cm}^{-1}$. Na rys. 8 przykładowo pokazano widma absorpcyjne dla trzech monokryształów InP o różnym stopniu domieszkowania żelazem.



Rys.8 Widma absorpcyjne monokryształów InP : Fe otrzymanych w ITME [14].

Stosując równania (1 - 3) obliczono współczynnik absorpcji α . Korzystając z krzywej kalibracyjnej określono koncentrację żelaza w naszych kryształach, której poziom zmieniał się w granicach $7 \cdot 10^{16} \div 1.2 \cdot 10^{17}\text{ cm}^{-3}$ dla różnych monokryształów. Kryształy otrzymywano z materiału niedomieszkowanego o koncentracji płytkiej domieszki $N_D \approx 8 \cdot 10^{15}\text{ cm}^{-3}$.

W tabeli II podano wartości oporności właściwej i koncentracji żelaza dla mierzonych monokryształów InP:Fe. Jak widać istnieje zależność między opornością mono-

kryształów a koncentracją wprowadzonego żelaza.

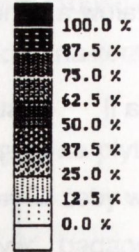
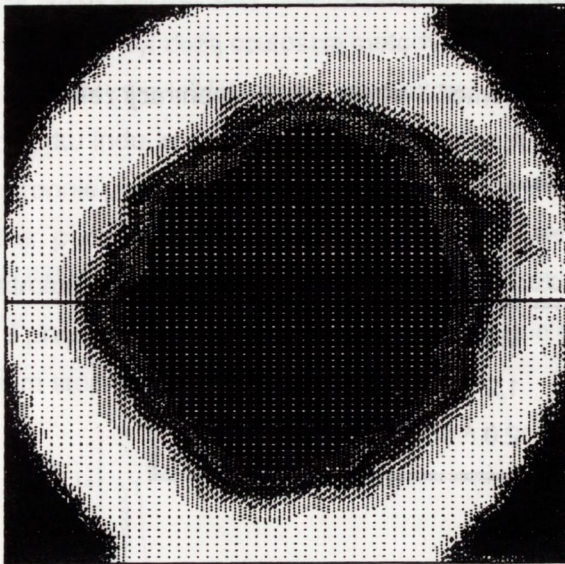
Tabela II Zestawienie wartości oporności właściwej i koncentracji żelaza dla monokryształów InP:Fe [14].

Nr kryształu	Oporność [Ωcm]	Koncentracja [cm^{-3}] 10^{16}
301 I	$1.6 * 10^7$	$1.1 * 10^{17}$
302 I	$1.2 * 10^5$	$7.2 * 10^{16}$
303 I	$2.0 * 10^6$	$8.2 * 10^{16}$

2.2.2. Badanie jednorodności płytek InP:Fe metodą absorpcji w temperaturze 300 K

Stosując metodę absorpcji w bliskiej podczerwieni oraz korzystając z posiadanego przez nas układu do wykonywania map rozkładu centrów EL2 w Si GaAs określono rozkład koncentracji żelaza na całej powierzchni płytek Si InP:Fe. Pomiar wykonano dla długości fali $\lambda = 1.0 \mu\text{m}$. Przykładowo na rys. 9 przedstawiono rozkład żelaza na powierzchni oraz wzdłuż średnicy monokryształu InP:Fe.

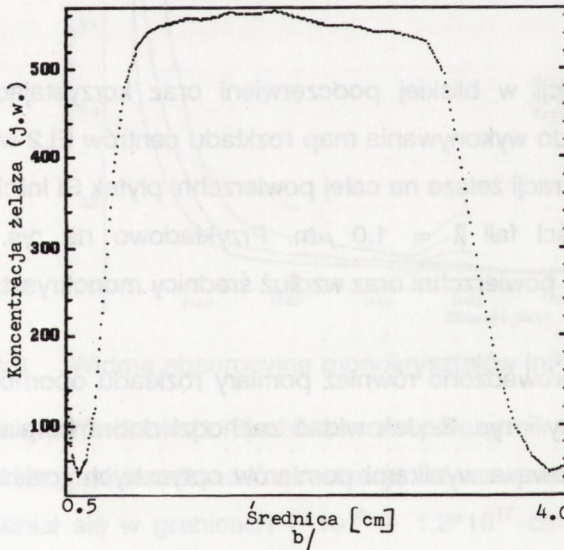
Na tych samych płytkach przeprowadzono również pomiary rozkładu oporności powierzchniowej wzdłuż średnicy - rys. 3. Jak widać zachodzi dobra korelacja między opornością powierzchniową a wynikami pomiarów optycznych rozkładu niejednorodności Fe.



Stopień zaczerńnienia związany jest z koncentracją żelaza.

Koncentracja żelaza w środku płytki (87,5% na skali zaczerńnienia) wynosi: $1.1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$

a/



Rys.9

a - Mapa rozkładu żelaza na płytce z monokryształu SI InP 301 I.

b - Rozkład koncentracji żelaza wzdłuż średnicy płytki z monokryształu SI InP 301 I [14,15].

2.2.3. Określanie koncentracji żelaza w półizolacyjnym InP w temperaturze 77 K

Atomy Fe wbudowują się w węzły In w sieci InP dając dwa stany ładunkowe: neutralny Fe^{3+} i jednokrotnie naładowany Fe^{2+} . Koncentracja Fe^{3+} zwiększa się ze wzrostem ilości wprowadzonego żelaza, natomiast koncentracja Fe^{2+} jest funkcją wypadkowej koncentracji donorów $N_D = n_D - n_A$, (gdzie n_D i n_A odpowiednio koncentracje płytkich donorów i akceptorów). Natura zjawisk absorpcji w bliskiej podczerwieni w chwili obecnej nie jest wyjaśniona do końca. W literaturze [20 - 23] absorpcja w InP:Fe przypisywana jest dwóm różnym procesom:

- przejściom elektronów z pułpkowego stanu Fe^{2+} do pasma przewodnictwa dającym stan Fe^{3+} ,
- przejściom elektronu z pasma walencyjnego do stanu Fe^{3+} dającym stan Fe^{2+} .

Całkowity współczynnik absorpcji jako funkcja długości fali określony jest zależnością:

$$\alpha(\lambda) = [Fe^{2+}]\sigma_n(\lambda) + [Fe^{3+}]\sigma_p(\lambda) \quad (4)$$

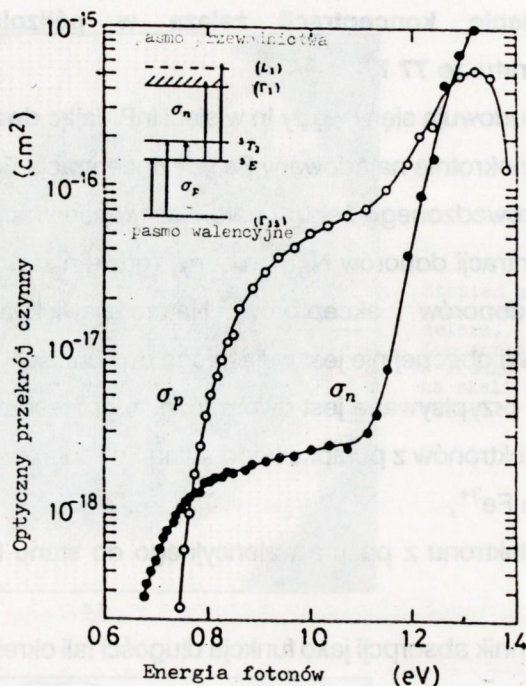
gdzie: $[Fe^{2+}]$ i $[Fe^{3+}]$ - koncentracje żelaza w różnych stanach ładunkowych,
 σ_n i σ_p - przekroje czynne na wychwyty dziur i elektronów.

Zależność wartości przekrojów czynnych od energii fotonów w temperaturze 77 K przedstawiona jest na rys. 10.

Długość fali przy której $\sigma_n(\lambda) = \sigma_p(\lambda) = \sigma(\lambda_m)$, nazywana jest magiczną długością fali i pozwala na określenie całkowitej koncentracji żelaza $[Fe_{całk.}] = [Fe^{2+}] + [Fe^{3+}]$.

Współczynnik absorpcji określony jest zależnością:

$$\alpha(\lambda_m) = \sigma(\lambda_m) \{ [Fe^{2+}] + [Fe^{3+}] \} = \sigma(\lambda_m) * [Fe_{całk.}] \quad (5)$$

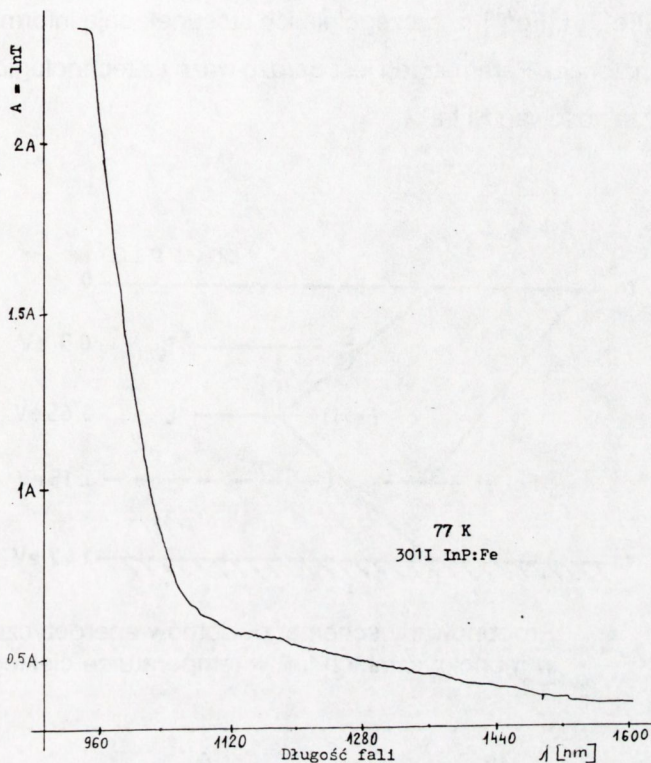


Rys.10 Spektralne zależności przekrojów czynnych w InP : Fe [20].

Magiczna długość fali dla półizolacyjnego InP w 77 K wynosi 974 nm, natomiast koncentracje $[Fe^{2+}]$ i $[Fe^{3+}]$ określone są przy długościach $\lambda_1 = 960\text{nm}$ i $\lambda_2 = 1100\text{nm}$. Ponieważ wartości przekrojów czynnych podawane są dla temperatury 77 K [21,23], pomiary absorpcji należy przeprowadzać również w tej temperaturze.

W naszym przypadku pomiary wykonywano na spektrofotometrze firmy Beckmann. Współczynnik absorpcji określano z równań (1 - 3). Na rys 11 przedstawiono rozkład widma absorpcyjnego w temperaturze 77 K. Dla danego kryształu wartości współczynników absorpcji dla odpowiednich długości fali wynosiły:

$\lambda = 960 \text{ nm}$	$\alpha = 3.76 \text{ cm}^{-1}$
$\lambda = 974 \text{ nm}$	$\alpha = 2.97 \text{ cm}^{-1}$
$\lambda = 1100 \text{ nm}$	$\alpha = 0.33 \text{ cm}^{-1}$



Rys.11 Widmo absorpcyjne monokryształów InP : Fe w temperaturze 77 K [15] T - transmisja.

Na podstawie wzoru (4) korzystając z podanych powyżej wartości $\alpha(\lambda)$ obliczono koncentrację żelaza w różnych stanach ładunkowych. Wartości te wynosiły odpowiednio:

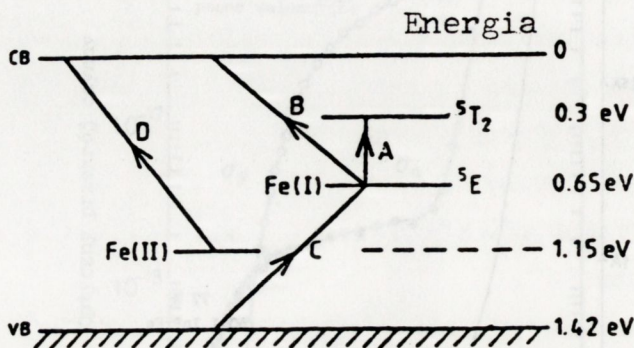
$$[\text{Fe}_{\text{całk.}}] = 7.1 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$$

$$[\text{Fe}^{2+}] = 1.8 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$$

$$[\text{Fe}^{3+}] = 4.9 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$$

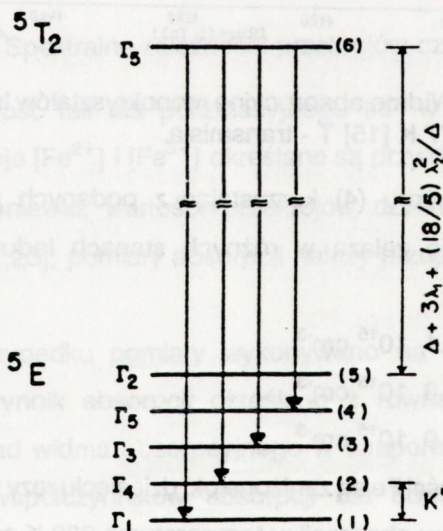
Otrzymane wartości Fe są zaniżone ok. dziesięć razy w stosunku do wartości obliczonych z pomiarów absorpcji w temperaturze 300 K oraz z ilości Fe wprowadzonego do cieczy w procesie monokrystalizacji. Według danych literaturowych wartości przekrojów czynnych są prawdopodobnie zawyżone dziesięciokrotnie. Nie mniej nawet przy nieprawidłowych wartościach przekrojów czynnych otrzymane

koncentracje $[\text{Fe}^{2+}]$ i $[\text{Fe}^{3+}]$, a szczególnie ich stosunek dają informacje o stopniu kompensacji materiału. Parametr ten jest bardzo ważny z technologicznego punktu widzenia oraz zastosowań SI InP.



Rys.12

Proponowany schemat poziomów energetycznych dla Fe w monokryształach InP w temperaturze ciekłego helu [16].



Rys.13

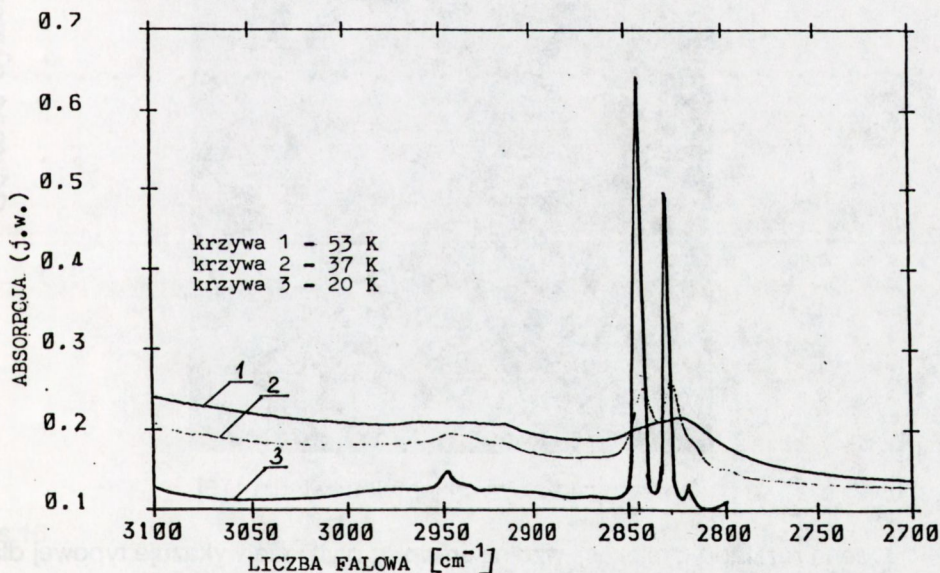
Rozszczepienie poziomów Fe^{2+} w polu kryształu [25].

Istnienie poziomu Fe^{2+} można potwierdzić z niezależnych pomiarów absorpcji związanych z przejściami $5E \rightarrow 5T_2$ [23, 25]. W bliskiej podczerwieni w temperaturze

5 K obserwuje się pik dla liczby falowej 2845 cm^{-1} związany z przejściem ${}^5E_1 \rightarrow {}^5T_2$. Przy wyższych temperaturach (ok. 20 K) obserwowane są przejścia typu ${}^5E_2 \rightarrow {}^5T_2$ i ${}^5E_3 \rightarrow {}^5T_2$ dla liczb falowych 2830 cm^{-1} i 2819 cm^{-1} .

Związane jest to z zapelnieniem poziomów 5E_2 i 5E_3 . Do wyjaśnienia tych zjawisk proponowany jest schemat poziomów energetycznych przedstawiony na rys. 12 oraz schemat rozszczepienia poziomu 5E przedstawiony na rys. 13.

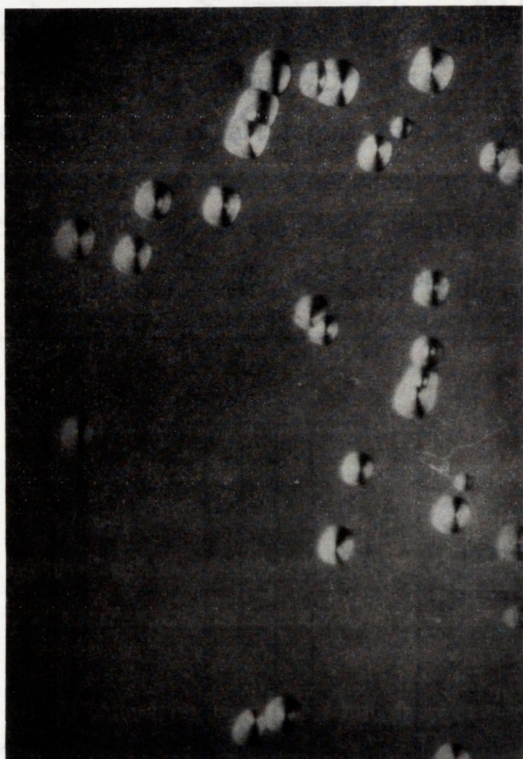
Pomiary absorpcji związanej z przejściem ${}^5E \rightarrow {}^5T_2$ przeprowadzono na spektrofotometrze Fourier'a typ IFS II3V firmy Bruker. Widma absorpcyjne mierzone w temperaturach 77, 53, 37 i 20 K. w zakresie widmowym $2700 \text{ cm}^{-1} \div 3100 \text{ cm}^{-1}$ przedstawiono na rys. 14. Przy długości fali ok. $3.5 \mu\text{m}$ nie obserwuje się piku absorpcyjnego. W miarę obniżenia temperatury do 53 K pojawia się szerokie pasmo związane z Fe^{2+} , które rozszczepia się na dwa wyżej wspomniane piki wraz z obniżeniem temperatury do 20 K (rys. 14).



Rys.14 Widmo absorpcyjne Fe^{2+} w monokryształe InP w temperaturze 53, 37, 20 K [15].

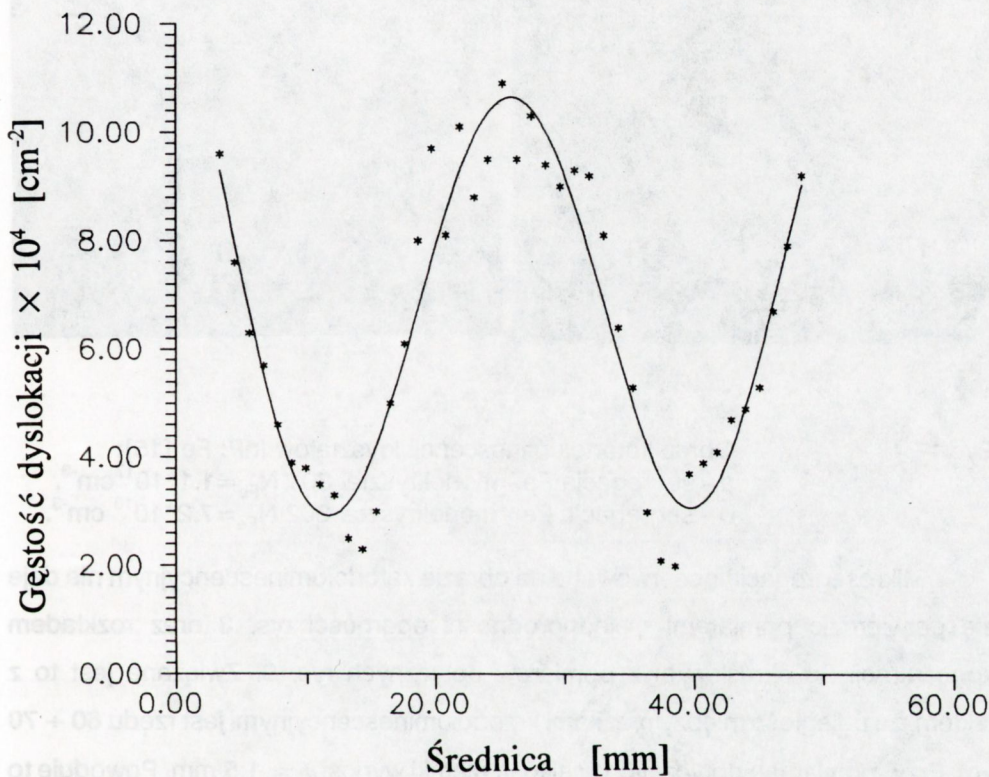
2.3. Badanie defektów struktury półizolacyjnych monokryształów InP

Do oceny doskonałości strukturalnej monokryształów SI InP w skali makro wykorzystuje się metodę selektywnego trawienia chemicznego oraz obserwacje w mikroskopie optycznym. Płytki trawione są w roztworze Huber lub Chu [26]. W wyniku trawienia uzyskuje się obrazy rozkładu jamek dyslokacyjnych w postaci stożkowych zagłębień. Typowe obrazy dyslokacyjnych jamek trawienia pokazane są na rys.15.



Rys.15 Obraz dyslokacyjnych jamek trawienia [15].

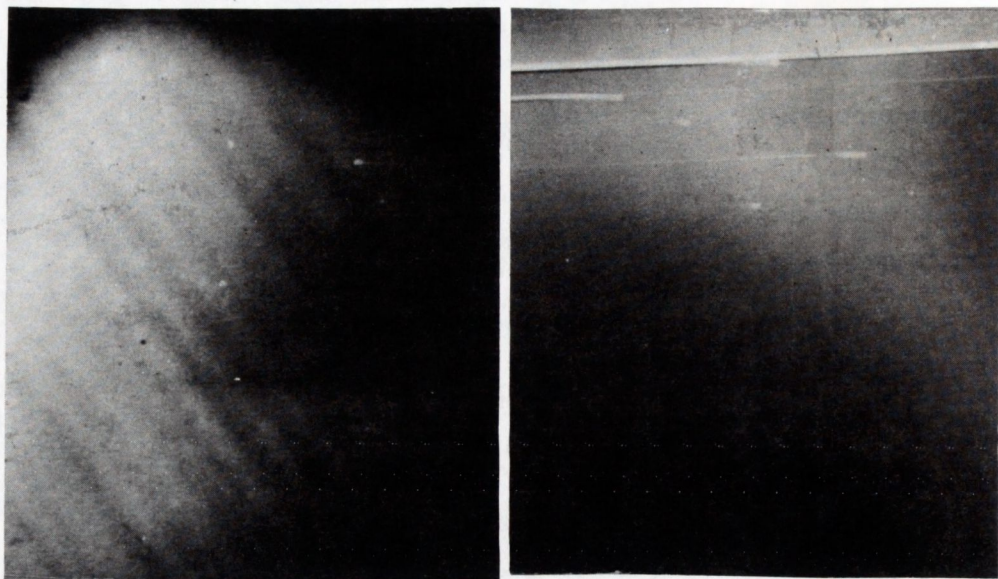
Ocena rozkładu dyslokacji wzdłuż średnicy płytki nie wykazuje typowej dla SI InP korelacji między defektami struktury a własnościami elektrycznymi. Przykład rozkładu dyslokacji wzdłuż średnicy dla jednego z monokryształów przedstawiony jest na rys. 16. W literaturze brak jest danych dotyczących korelacji własności elektrycznych i strukturalnych.



Rys.16 Rozkład gęstości dyslokacji wzdłuż średnicy płytki z monokryształu InP : Fe [15].

Ocena niejednorodności w skali mikro możliwa jest tylko przy wykorzystaniu metody katodoluminescencji. W monokryształach o koncentracji żelaza $N_{Fe} \sim 10^{17} \text{cm}^{-3}$, metodą katodoluminescencji obserwuje się wyraźną segregację domieszek.

Przykładowe obrazy katodoluminescencji przedstawione są na rys.17.



Rys.17

Obraz katodoluminescencji kryształów InP: Fe [15]:
 a - segregacja Fe - monokryształ 301 $N_{Fe}=1.1 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$,
 b - segregacja Fe - monokryształ 302 $N_{Fe}=7.2 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$.

Mikrosegregacja obserwowana na obrazie katodoluminescencyjnym nie daje się potwierdzić pomiarami niejednorodności oporności rys. 3 oraz rozkładem koncentracji Fe określonym z pomiarów optycznych rys. 9. Związane jest to z faktem, że odległość między prążkami katodoluminescencyjnymi jest rzędu $60 \div 70 \mu\text{m}$. Przy pomiarach optycznych wielkość plamki wynosi $\phi \approx 1.5 \text{ mm}$. Powoduje to uśrednienie obserwowanych wyników. Z pomiarów elektrycznych rozrzuty te również nie są obserwowane co sugerowałoby, że różnice w koncentracji domieszki są poniżej czułości metody.

3. Podsumowanie

Opisane w pracy metody badania własności półizolacyjnych monokryształów InP:Fe pozwalają na charakteryzację tego materiału pod kątem zastosowania w nowoczesnych przyrządach półprzewodnikowych. Dają one możliwość określania

podstawowych parametrów elektrycznych (μ , n , ϵ) i strukturalnych (EPD). Zastosowane w pracy połączenie metod elektrycznych i optycznych pozwala również na ocenę stopnia kompensacji materiału i jego jednorodności. Porównanie wyników uzyskanych metodami elektrycznymi i optycznymi potwierdza przydatność opisanych metod do oceny monokryształów.

Bibliografia

- [1] Longere J.Y. [i in]: Assessment of Fe doped semi-insulating InP crystals by scanning photoluminescence measurements. *J. Appl. Phys.* 68(2), 1990, 755
- [2] Woodward J. [i in]: Substrate effects on performance of InP MOSFET's. *Electron. Lett.* 18, 1982, 415
- [3] Eliot C.R. [i in]: Nonradiative regions in GaInAs/InP double heterostructure laser material correlation with dislocation clusters in the substrates. *Electron Lett.* 18, 1982, 7
- [4] Chin A.K.: The effect of crystal defects on devices performance and reliability. *J. Cryst. Growth* 70, 1984, 582
- [5] Okamura M. [i in]: The effect of Fe concentration in substrates on characteristics of InP MISFETs. *J. J. Appl. Phys.* 26, 1987, 976
- [6] Oda O. [i in]: Development of high quality InP bulk crystals. *J. of Electronic Materials* 20, 1991, 12, 1007
- [7] Lee Z. [i in]: Substrate-affected instability in accumulation mode InP metal-insulator-semiconductor field effect - transistor. *J. Appl. Phys.* 63, 1988, 5694
- [8] Ueda O.: Degradation of III-V Optoelectronic Devices. *J. Electrochem. Society*, 11C, 1988, 135
- [9] Mahaji S. [i in]: The characterization of highly -zinc-doped InP crystals. *Appl. Phys. Lett.* 35, 1979, 165
- [10] Augustus P.D. [i in]: Microstructure of grape defects in InP. *J. Cryst. Growth* 64, 1983, 121
- [11] Cockayne B. [i in]: Control of dislocation structures in LEC single crystals InP. *J. Cryst. Growth* 64, 1983, 48
- [12] Cockayne B. [i in]: Precipitate identification in Ti, Cr-doped and Ni-doped InP single crystals. *J. Cryst. Growth* 76, 1986, 251
- [13] Smith N.A. [i in]: The identification of precipitate phases in Fe-doped InP single crystals. *J Cryst. Growth* 68, 1984, 517

- [14] Hruban A., Strzelecka S. [i in]: Wstępne prace nad monokryształizacją InP. Sprawozdanie wewnętrzne ITME, 30.06.1991,
- [15] Hruban A, Strzelecka S. [i in]: Opracowanie półizolacyjnych monokryształów InP. Sprawozdanie wewnętrzne ITME, 30.11.91
- [16] Bishop S.G. [i in]: Iron impurity centers in III-V semiconductors. Deep Centers in Semiconductor 1986, 541
- [17] Tapster P.R. [i in]: Optical and capacitance spectroscopy of InP:Fe. J. Phys. C. Solid State 14, 1981, 5069
- [18] Hoffman D. [i in]: Influence of vertical magnetic field on the LEC growth and properties of 3 - inch Si InP crystals. Semi-insulating III-V Materials, Malm 1988, 429
- [19] Fornari R., Kumar J.: Infrared absorption spectra in bulk Fe - doped InP. Appl. Phys. Lett. 56, 1990, 7, 638
- [20] Mosel F. [i in]: Optical and electrical characterization of n and p - type Fe - doped InP. J. Electron Materials 20, 12, 1991, 1091
- [21] Meier W. [i in]: Distribution of the deep acceptor Fe in semi-insulating InP in both its charge states. Sci. Technol. 6, 1991, 297
- [22] Mosel F. [i in]: Infrared absorption of n - and p - type Fe doped InP and mapping of the Fe distribution. Appl. Surface Science 50, 1991, 364
- [23] Takanohashi T.: Photoionization cross section of InP:Fe. J. Appl. Phys. 65, 1989, 10
- [24] Dobrilla P. [i in]: Experimental requirements for quantitative mapping of midgap flaw concentration in semi-insulating GaAs wafers by measurement of near infrared transmittance. J. Appl. Phys. 58, 1985, 208
- [25] Koschel W.H. [i in]: Optical and ESR analysis of the Fe acceptor in InP. Solid. State Commun. 2, 1977, 1069
- [26] Huber A. [i in]: Revelation metalographique des defauts cristallins dans InP. J. of Crystal Growth 29, 1975, 80