

Wpływ obróbki termicznej na własności optyczne monokryształów GaAs otrzymanych metodami Bridgmana i Czochralskiego

1. OBRÓBKA TERMICZNA I TECHNIKA POMIAROWA

Do badań wybrano kryształy GaAs: niedomieszkowane, otrzymane metodą Bridgmana (nr 1 i 2) oraz domieszkowane telurem, otrzymane metodą Czochralskiego (nr 3).

Płytki polerowano jednostronnie metodą mechaniczno-chemiczną, a następnie trawiono w mieszance $3\text{H}_2\text{SO}_4:1\text{H}_2\text{O}_2:1\text{H}_2\text{O}$ w celu usunięcia powierzchniowej warstwy uszkodzonej. Tak przygotowane próbki poddawano obróbce termicznej w 1073 K (800°C), w równowagowym ciśnieniu par arsenu wynikającym z krzywej liquidus dla GaAs, w nadmiarze par arsenu i nadmiarze galu. Bezpośrednią przyczyną wyboru 1073 K (800°C) do obróbki termicznej był fakt, że jest to temperatura procesów technologicznych w których otrzymuje się elementy półprzewodnikowe z wyżej wymiercignego materiału.

Czas trwania procesu obróbki termicznej w równowagowym ciśnieniu par arsenu w 1073 K (800°C), $p_{\text{As}_2} \approx 1,333 \text{ mPa}$ ($\approx 10^{-5} \text{ Tr}$) wynosił od 5 minut do 72 godzin. Obróbkę termiczną w nadmiarze par arsenu przeprowadzono w zakresie ciśnień 133,3 Pa + 399,9 kPa ($1+3000 \text{ Tr}$) przy ustalonym czasie wygrzewania 72 godziny. Ciśnienie w ampułach było regulowane ilością naważki arsenowej, a jego wartość szacowano ze wzoru 1:

$$p_{\text{As}_2} = \frac{mRT}{M(V_A - V_p)}$$

gdzie: m - masa metalicznego arsenu,
 M - ciężar molekularny As_4 ,
 R - stała gazowa,
 T - temperatura wygrzewania 1073 K ($800^{\circ}C$),
 V_A - objętość ampuly,
 V_p - objętość próbki.

Ampuly używane do obróbki termicznej w nadmiarze par arsenu składały się z dwóch komór: w jednej z nich umieszczano metaliczny arsen, a w drugiej próbkę.

Próbki, wygrzewane w nadmiarze galu przez okres 5 i 72 godzin przed umieszczeniem w ampule, były pokrywane cienką warstwą galu. Po obróbce termicznej pozostający na powierzchni próbek nadmiar galu usuwano poprzez trawienie w HCl.

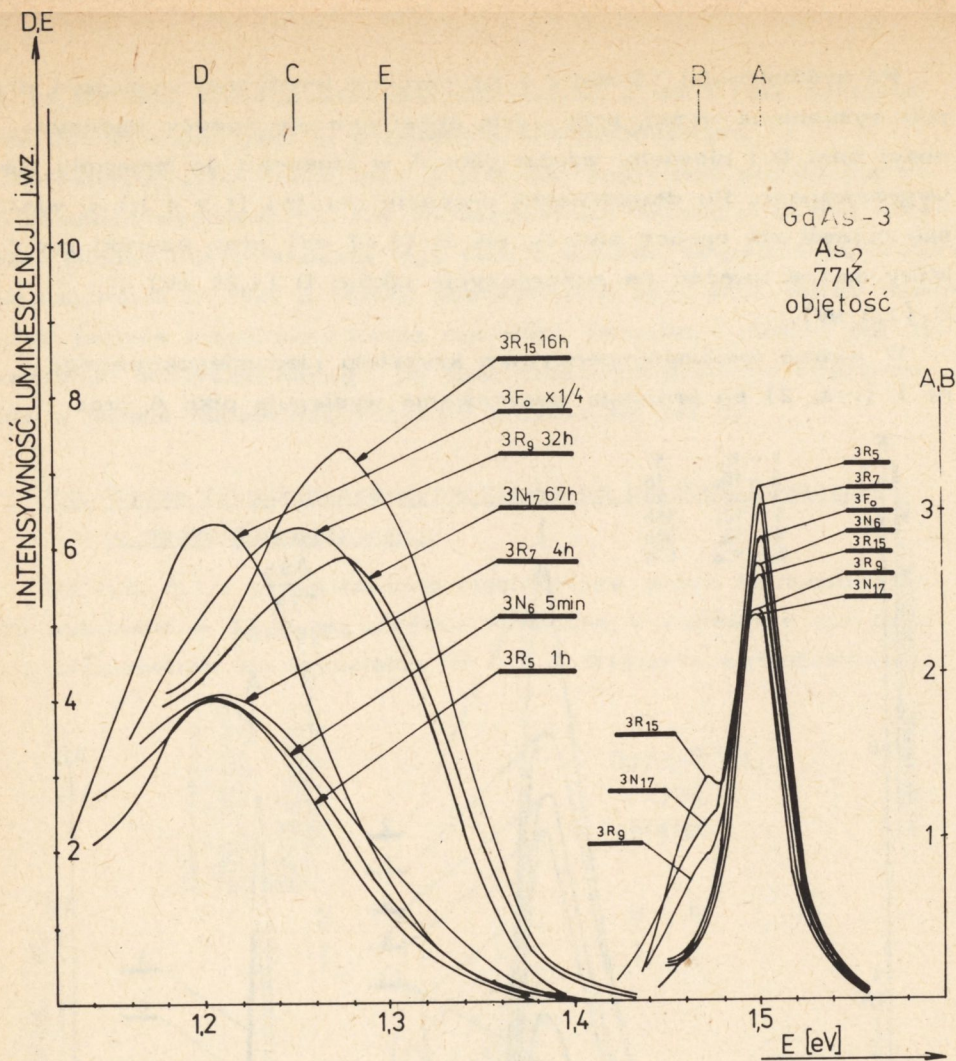
Ampuly kwarcowe używane w obróbkach termicznych trawiono przez okres 24 godzin w wodzie królewskiej, a następnie przez okres 3 minut w HF, w celu zmniejszenia dyfuzji miedzi z kwarcu do próbek. Załadowane ampuly odpompowywano do ciśnienia 1,333 mPa (10^{-5} Tr), a następnie zatapiano. Po obróbce termicznej gwałtownie je studzono w celu zamrożenia defektów generowanych w procesie obróbki.

Pomiarów dokonywano przy użyciu monochromatora typu SPM-2 firmy Zeiss, przy szczelinie 0,1 mm zapewniającej zdolność rozdzielczą 2,8 nm przy $\lambda = 0,8 \mu m$ i 5,2 nm przy $\lambda = 1 \mu m$. Jako źródła wzbudzającego użyto wysokociśnieniowej lampy rtęciowej HBO-200 o wiązce świetlnej zogniskowanej do płamki o średnicy 3 mm. Intensywność fotoluminescencji rejestrowano za pomocą fotopowielacza typu 9684 BM firmy EMI, chłodzonego do temperatury 83 K ($-190^{\circ}C$), który umożliwiał wykonanie pomiarów w zakresie widmowym 0,8-1,1 μm . Próbki poddawane pomiarom fotoluminescencji zanurzano bezpośrednio w ciekłym azocie (77 K). Dla wszystkich widm fotoluminescencyjnych przeprowadzono korekcję ze względu na czułość fotopowielacza.

2. WYNIKI EKSPERYMENTALNE

2.1. Widmo fotoluminescencyjne GaAs po obróbce termicznej w równowagowym ciśnieniu par arsenu

Na rys. 1 przedstawiono widmowy rozkład fotoluminescencji kryształu nr 3 domieszkowanego telurem, wygrzewanego w równowagowym

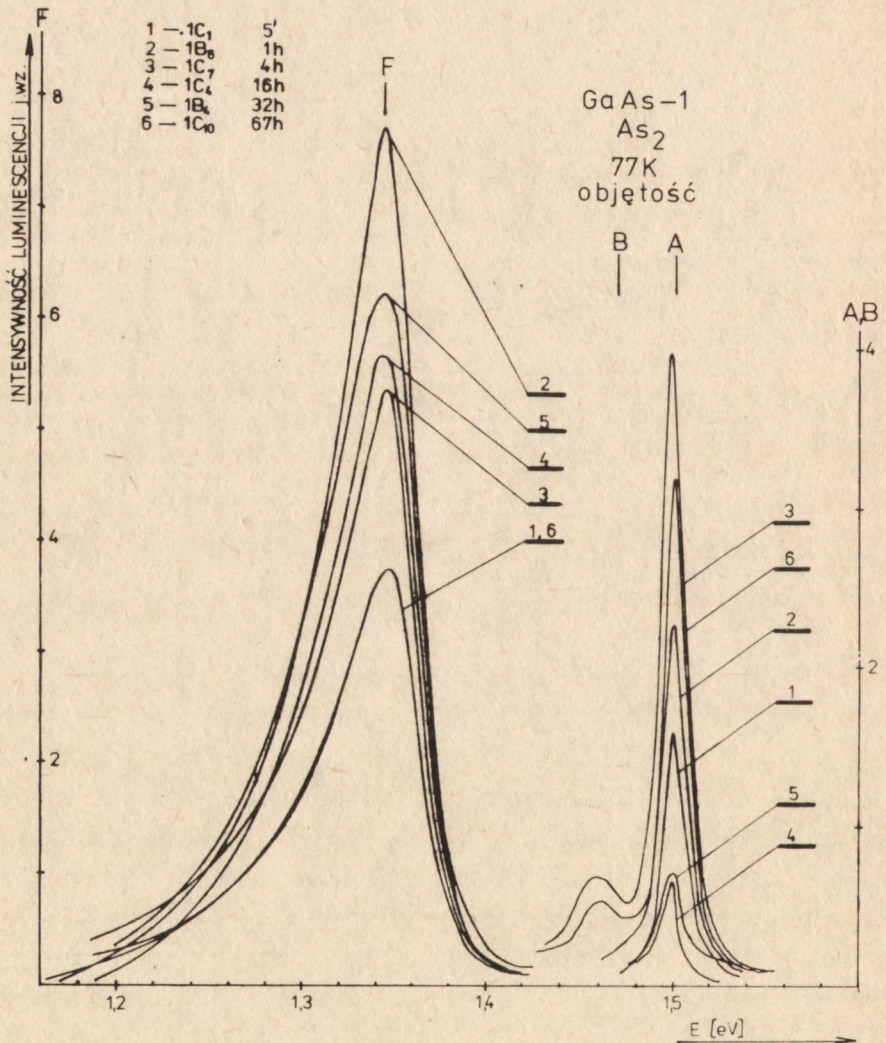


Rys. 1. Widmowy rozkład fotoluminescencji kryształu domieszkowanego telurem, wygrzewanego w równowagowym ciśnieniu par arsenu, w funkcji czasu wygrzewania

ciśnieniu par arsenu. Dla porównania przedstawiono również widmo kryształu niewygrzewanego ($3F_0$). Jest to tzw. widmo objętościowe, charakteryzujące własności objętości kryształu (tzn. po usunięciu warstwy powierzchniowej, która z reguły ma inne własności). W widmie tego materiału w badanym obszarze występują piki: A ($1,502 + 1,504$ eV) i D ($1,21$ eV).

Po krótkotrwałej (5 min + 4 h) obróbce termicznej występują oba piki wymienione wyżej, przy czym obserwuje się spadek intensywności pików D i niewielki wzrost pików A w stosunku do materiału niewygrzewanego. Po długotrwałym procesie obróbki ($t > 4$ h) w widmie pojawił się oprócz pików A, pik B (1,47 eV) oraz szeroki pik C, który można uważać za superpozycję pików: D (1,21 eV) i E (1,3 eV).

W widmie fotoluminescencyjnym kryształu niedomieszkowanego nr 1 (rys. 2) po procesie wygrzewania występują piki: A oraz



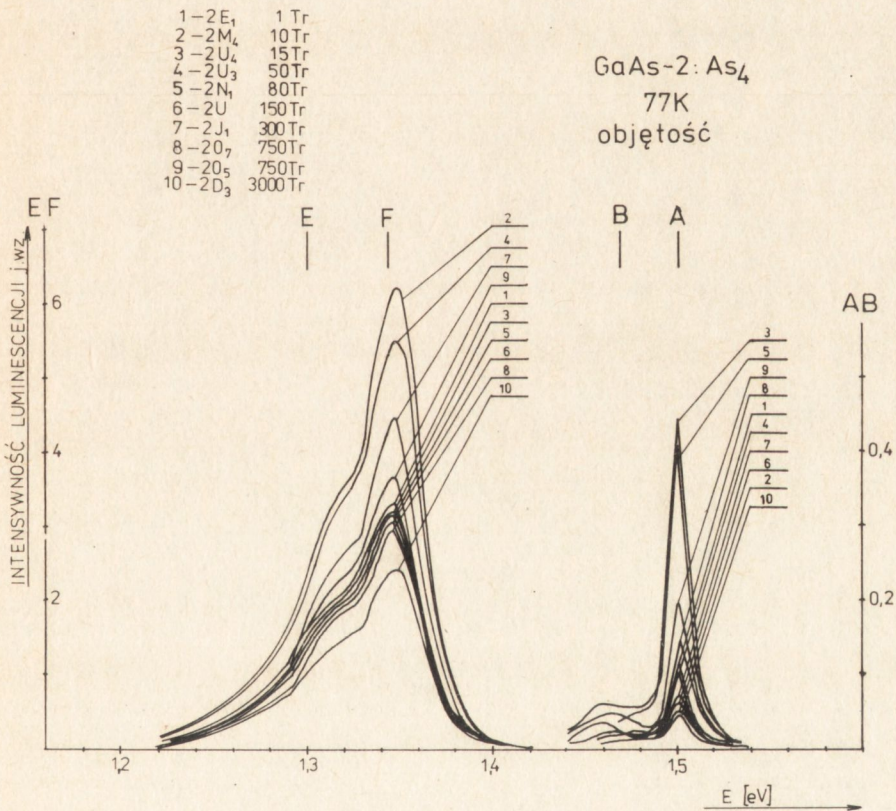
Rys. 2. Widmowy rozkład fotoluminescencji kryształu niedomieszkowanego, wygrzewanego w równowagowym ciśnieniu par arsenu, w funkcji czasu wygrzewania

F (1,344 eV), którego intensywność jest od 3 do 5 razy mniejsza niż intensywność pików C w materiale domieszkowanym.

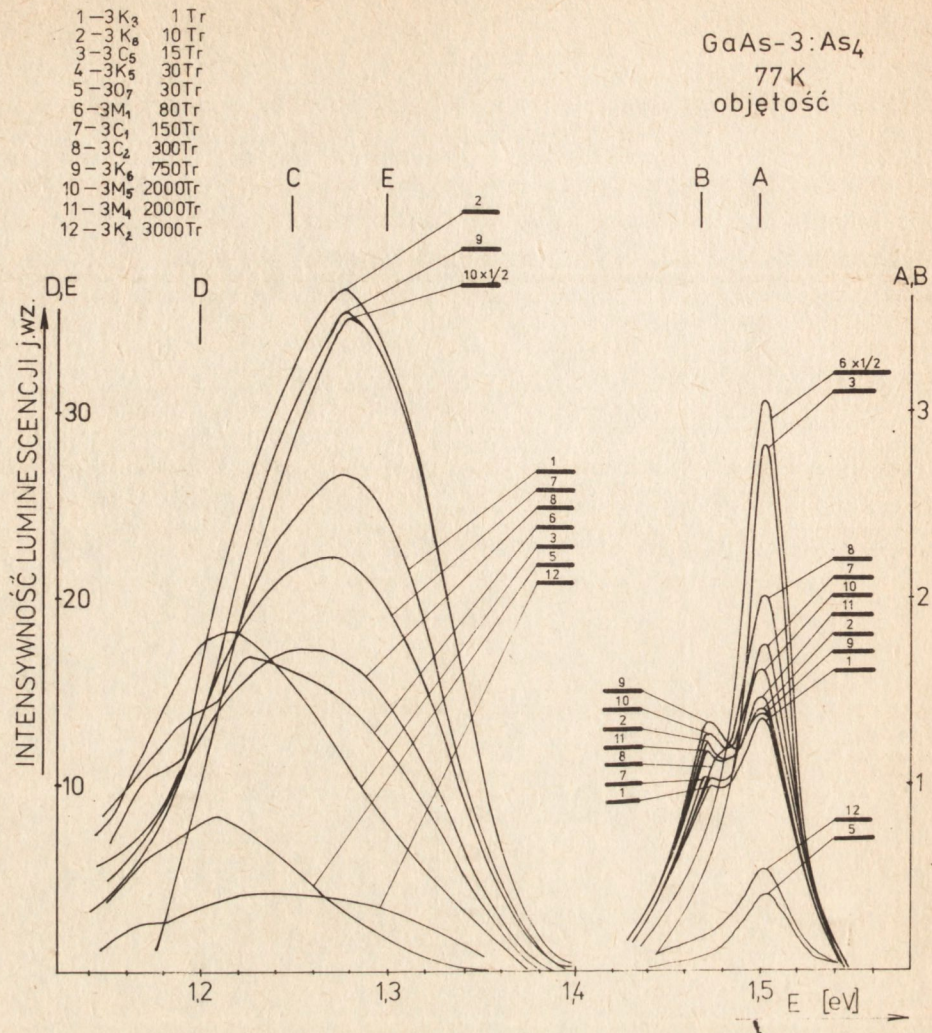
Charakterystyczną cechą pików F jest fakt pojawienia się go już po 5 minutach wygrzewania. Nie zaobserwowano natomiast żadnej korelacji między intensywnością tego pików a czasem wygrzewania. Widoczne natomiast na rys. 2 zmiany intensywności tego pików należy tłumaczyć jedynie niejednorodnością materiału. Ponadto, podobnie jak dla kryształu domieszkowanego, po długoczasowym procesie wygrzewania w widmie fotoluminescencyjnym pojawia się pik B.

2.2. Widmo fotoluminescencyjne GaAs po obróbce termicznej w nadmiarze par arsenu

Na rys. 3 i 4 przedstawiono objętościowe widmo fotoluminescencji wykonane w 77 K po obróbce termicznej w nadmiarze par arsenu, odpowiednio dla kryształów nr 2 i 3. Widmo to charakteryzuje



Rys. 3. Widmowy rozkład fotoluminescencji kryształu niedomieszkowanego, w funkcji ciśnienia par arsenu (1 Tr = 133,3 Pa)

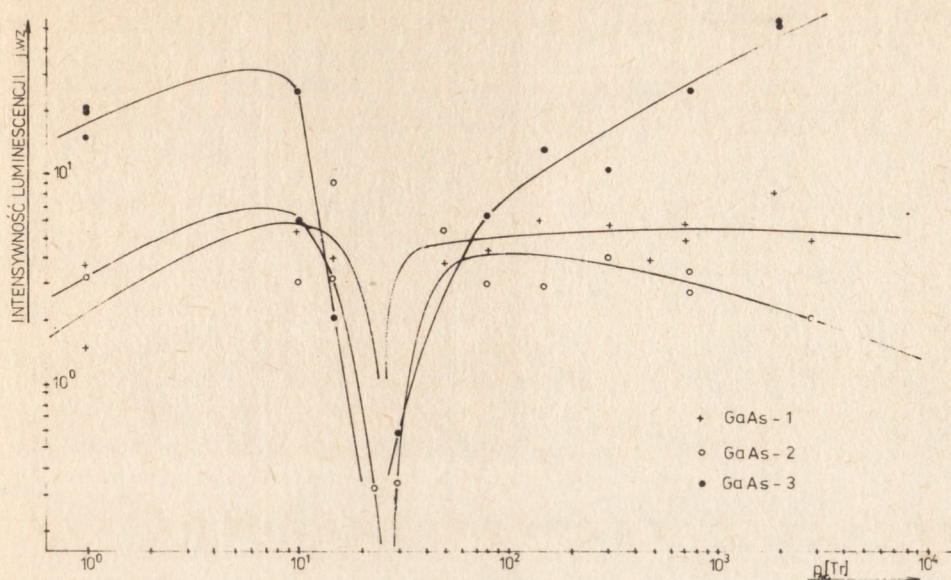


Rys. 4. Widmowy rozkład fotoluminescencji kryształu domieszkowanego telurem, w funkcji ciśnienia par arsenu (1 Tr = 133,3 Pa)

się obecnością pików: A, B i F dla kryształu niedomieszkowanego i A, B, E, D dla kryształu domieszkowanego. Od strony niskoenergetycznej w kryształach niedomieszkowanych jest widoczny w pikie F "garb", który można uważać za ślad pikie E.

Zgodnie z wynikami prac [1, 2] i w tej również zaobserwowano optymalne ciśnienie par arsenu ok. 3,999 kPa (ok. 30 Tr), przy którym intensywność pików fotoluminescencyjnych związanych z tworzącymi się kompleksami odpowiedzialnymi za pik E w kryształach do-

mieszkowanych i pik F w niedomieszkowanych osiąga minimum (rys. 5).



Rys. 5. Zależność intensywności fotoluminescencji pików E i F, w funkcji ciśnienia par arsenu (1 Tr = 133,3 Pa)

Wartość ta zgadza się w granicach błędów z wyliczonym ciśnieniem $p_{As_4} = 4,025 \text{ kPa}$ (30,2 Tr) ze wzoru 1 dla temperatury 1073 K (800°C).

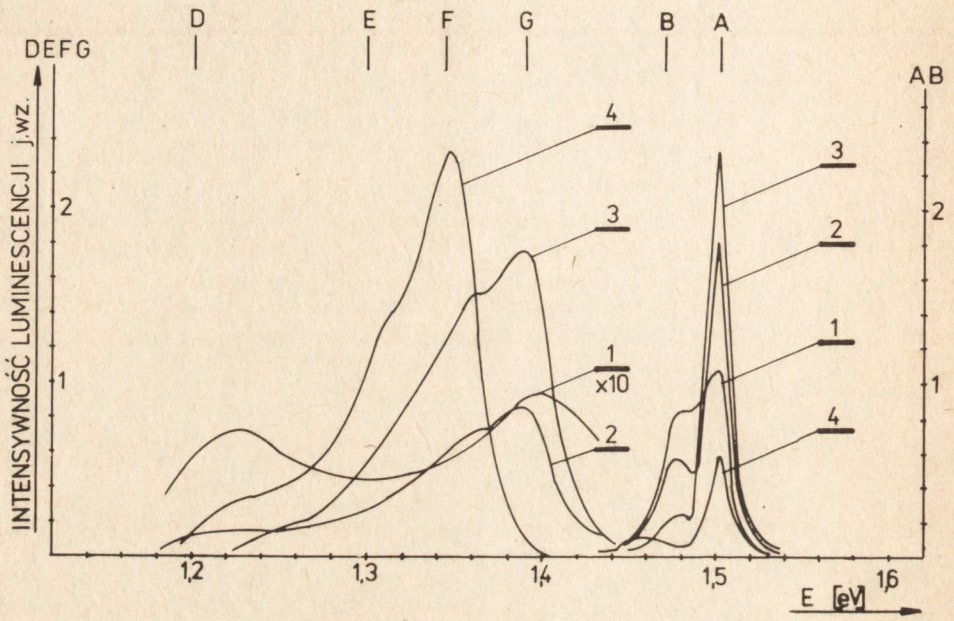
2.3. Widmo fotoluminescencyjne GaAs po obróbce termicznej w nadmiarze galu

Charakter widma powierzchniowego dla kryształu niedomieszkowanego (rys. 6) i domieszowanego (rys. 7), wygrzewanych przez okres 72 h w nadmiarze galu jest identyczny. Występują w nim piki: A, B, D i G (1,39 eV) a znikają zupełnie piki E i F. Strawiając stopniowo powierzchnię kryształu niedomieszkowanego (rys. 6) obserwuje się zanik pików D i G oraz ponowne pojawienie się pików F, który dominuje w widmie objętościowym, natomiast w kryształach domieszowanych (rys. 7) intensywność pików G w głąb próbki maleje a stopniowo pojawia się pik C, który staje się dominującym w widmie objętościowym tego kryształu.

Charakter widma objętościowego po obróbce w nadmiarze galu jest identyczny jak przed tą obróbką (porównaj rys. 3 i 6 oraz 4 i 7).

- 1 - powierzchnia
- 2 - straw. 1 μm
- 3 - straw. 4,5 μm
- 4 - objętość

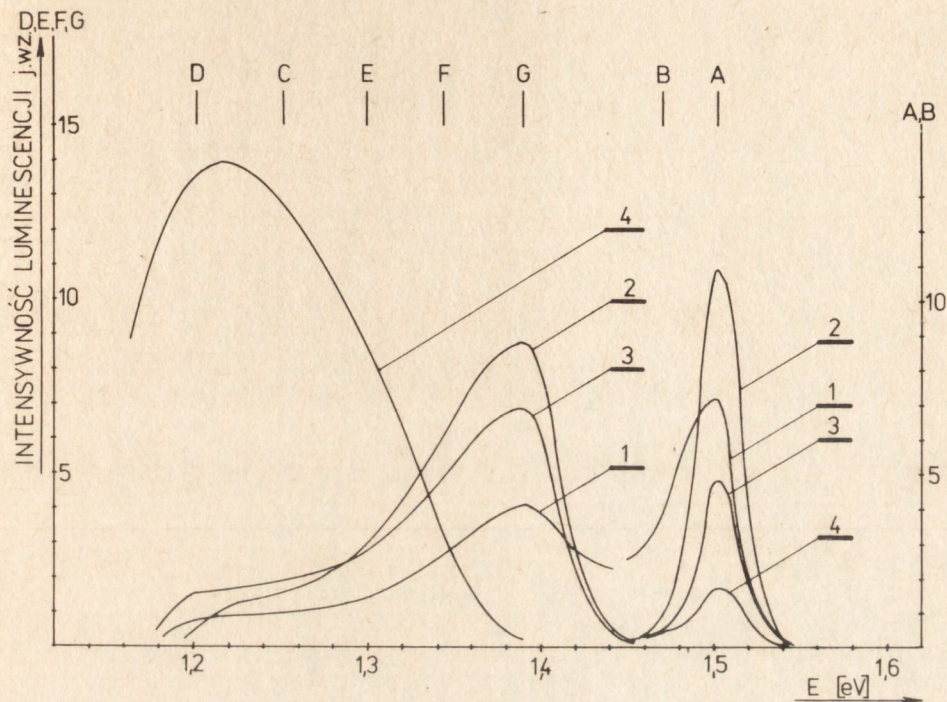
GaAs - 1J₁ : Ga 72h
 77K



Rys. 6. Zmiany zachodzące w widmie fotoluminescencyjnym kryształu niedomieszkowanego, wygrzewanego przez okres 72 h w nadmiarze galu

1- powierzchnia
 2- straw. 2 μ m
 3- straw. 3 μ m
 4- objętość

GaAs-3Rg:Ga, 72h
 77K



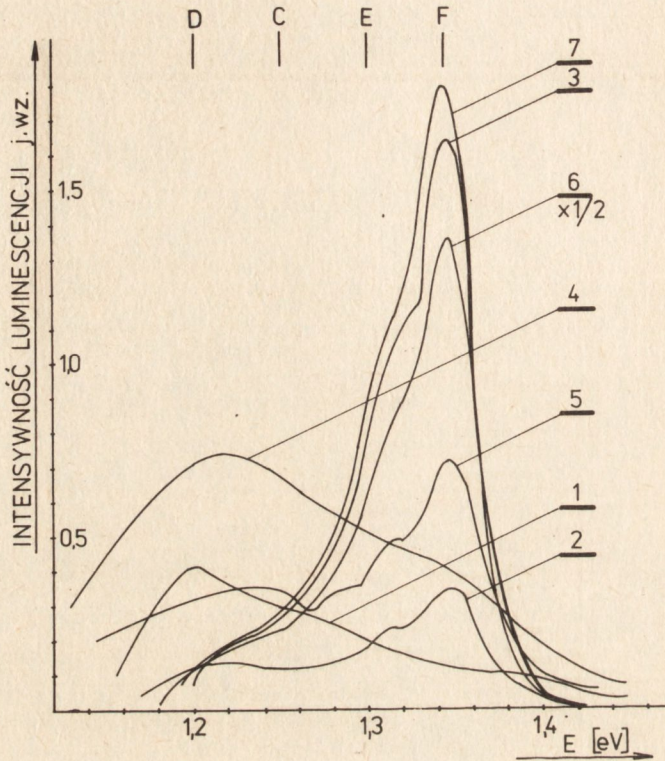
Rys. 7. Zmiany zachodzące w widmie fotoluminescencyjnym kryształu domieszkowanego, wygrzewanego przez okres 72 h w nadmiarze galu

Na rys. 8 i 9 przedstawiono wyniki uzyskane w procesie obróbki termicznej w nadmiarze galu, trwającej 5 h dla próbek uprzednio wygrzewanych w równowagowym ciśnieniu par arsenu przez 67 h ($1C_5$ i $3R_1$) jak również dla próbek pochodzących z materiału uprzednio nie wygrzewanego ($1L_4$ i $3L$).

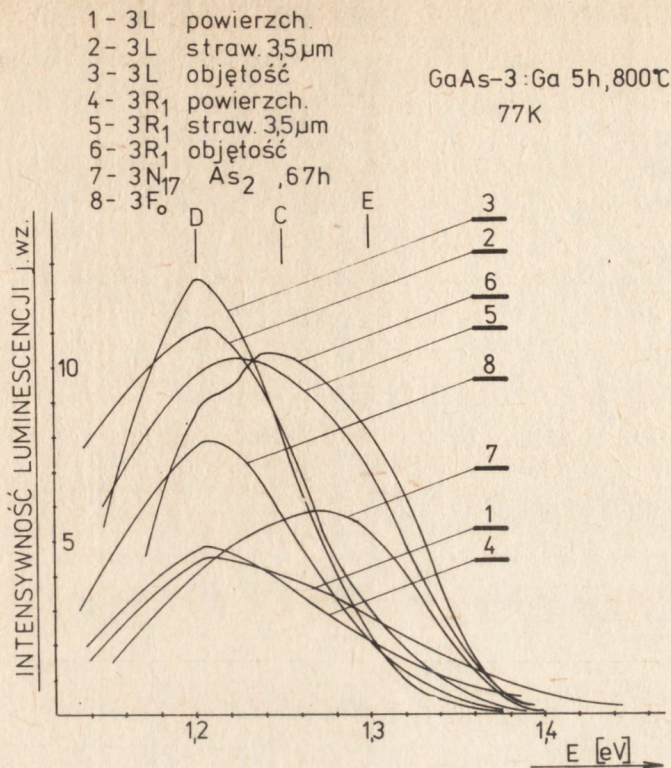
Charakter widma powierzchniowego, jak również zmiany w nim zachodzące są identyczne jak w przypadku wygrzewania długotrwałego w równowagowym ciśnieniu par arsenu. Obserwuje się "gaszenie" pików E i F na powierzchni próbki i brak zmian w widmie objętościowym. Zaledwie zarysowany w widmie powierzchniowym ślad pików G świadczy o długotrwałym procesie tworzenia się kompleksów odpowiedzialnych za ten pik.

- 1-1L₄ powierzch.
- 2-1L₄ straw. 3,5μm
- 3-1L₄ objętość
- 4-1C₅ powierzch.
- 5-1C₅ straw. 3,5μm
- 6-1C₅ objętość
- 7-1C₄ As₂ 16h

GaAs-1:Ga 5h, 800°C
77K



Rys. 8. Rozkład widmowy fotoluminescencji kryształu domieszkowanego telurem, wygrzewanego przez 5 h w nadmiarze galu



Rys. 9. Rozkład widmowy fotoluminescencji kryształu niedomieszkowanego, wygrzewanego przez 5 h w nadmiarze galu

3. OMÓWIENIE I PRÓBA INTERPRETACJI WYNIKÓW

3.1. Pik A ($1,502 + 1,504$ eV)

Przyjmując, że przerwa energetyczna w GaAs w temperaturze 77 K wynosi $1,513$ eV [3], pik A należałoby wiązać z poziomem $0,011 + 0,009$ eV. Wyniki pracy [3] poświęcone badaniu własności niedomieszkowanego GaAs otrzymanego metodą Bridgmana z roztworu o zmiennej zawartości arsenu wykazały, że poziom energetyczny donorowej domieszki wodoropodobnej, wchodzącej w sposób niekontrolowany, zmieniał się w zakresie $0,002 + 0,011$ eV. W tym kontekście nasze wyniki są zgodne z pracą [3], a pik A może być interpretowany jako wynik przejścia: poziom donorowy-pasmo walencyjne. Fakt, że położenie pików A w kryształach nr 3 domieszkowanych Te pozostaje względem kryształów niedomieszkowanych nr 1 i 2 bez zmian, można wyjaśnić na podstawie zależności położenia pików emisji krawę-

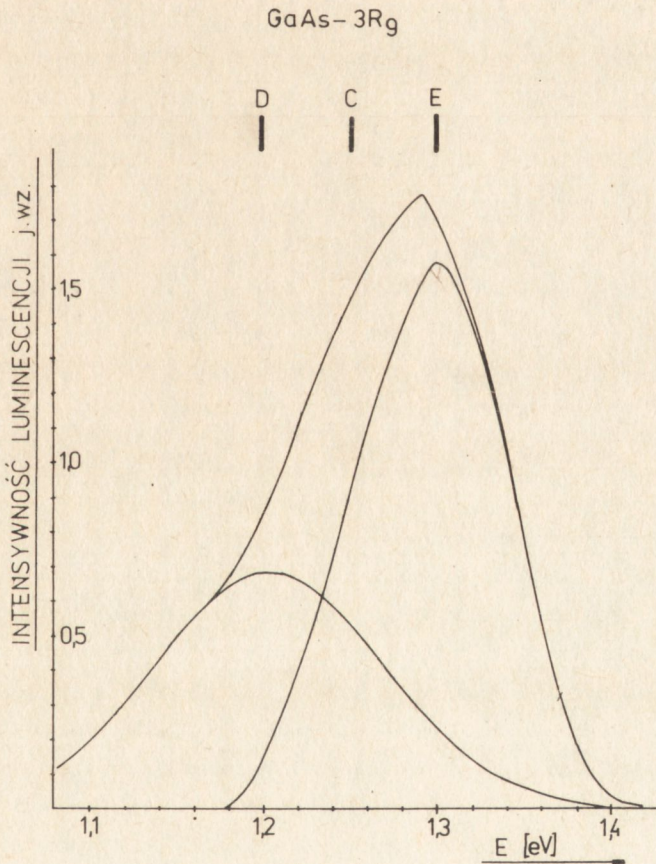
dziowej w funkcji koncentracji domieszki podanej w pracy [4]. Przy koncentracji $3,4 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ (co odpowiada koncentracji nośników w kryształach nr 3) GaAs typu n pozostaje jeszcze materiałem niezdegenerowanym i w związku z tym nie obserwuje się zmiany w położeniu pików emisji krawędziowej [4].

3.2. Pik B (1,47 eV)

Pik ten pojawił się w widmie objętościowym próbek poddanych długotrwałym procesom obróbki termicznej przeprowadzonym w ciśnieniu równowagowym par arsenu (rys. 1 i 2) oraz w nadmiarze par arsenu (rys. 3 i 4). Obecność jego w widmie powierzchniowym próbek wygrzewanych w nadmiarze galu (rys. 6 i 7) wskazywałaby na powiązanie centrum odpowiedzialnego za ten pik z V_{As} , co w pierwszym momencie wydaje się kontrowersyjne ze względu na obecność tego pików w widmie objętościowym próbek wygrzewanych w nadmiarze arsenu. Możliwe jest, że w obu powyższych przypadkach oznaczony przez nas jako "B" pik nie jest związany z tym samym centrum. Wówczas należy się spodziewać pewnej różnicy w jego położeniu, która jednak jest trudna do wykrycia ze względu na nakładanie się na niego pików emisji krawędziowej. Natomiast w przypadku, gdy za ten pik odpowiada to samo centrum, obecność jego w widmie objętościowym próbek wygrzewanych w nadmiarze par arsenu może być wynikiem słabej dyfuzji As w głąb materiału. Potwierdzają ten fakt wyniki pracy [5] stwierdzające, że dyfuzja w podsieci arsenu jest znacznie wolniejsza niż w podsieci galu. Zmierzone przez autorów tej pracy profile dyfuzyjne V_{As} i V_{Ga} w materiale wygrzewanym w zakresie temperatur 973–1373 K (700–1100°C), w nadmiarowym ciśnieniu par arsenu przez okres 25,5 h, były rzędu pojedynczych mikronów. W świetle tych faktów nadmiarowe ciśnienie par arsenu może nie wpływać na obsadzenie V_{As} w objętości kryształu. Natomiast pojawienie się tych centrów w długoczasowych procesach obróbki świadczy o powolnym procesie ich tworzenia się w objętości kryształu. Z obliczeń Jaros'a i Brand'a [6] wynika, że poziom donorowy związany z V_{As} leży około 2 eV powyżej pasma walencyjnego (czyli w pasmie przewodnictwa). W związku z tym za pik B może być jedynie odpowiedzialny kompleks, w skład którego ewentualnie wchodzi V_{As} .

3.3. Pik C

Pojawiający się po obróbkach termicznych w materiale domieszkowanym pik C stanowi prawdopodobnie superpozycję dwóch pików. Odpowiedź na to pytanie prawdopodobnie możnaby uzyskać przez pomiary w temperaturze ciekłego helu, o ile szerokości połówkowe pików w tej temperaturze **pozwoła** na ich rozdzielenie. Korzystając jednak z faktu, że niskoenergetyczna krawędź pików C ma charakter gaussowski, który można przyjąć za niskoenergetyczne zbocze pików D (patrz p. 3.4), **rozłożono** pik C na dwa piki D i E (rys. 10). Obliczenia takie przeprowadzono dla widma każdej próbki, w której pik ten występował.



Rys. 10. Rozdzielanie pików C na piki D i E

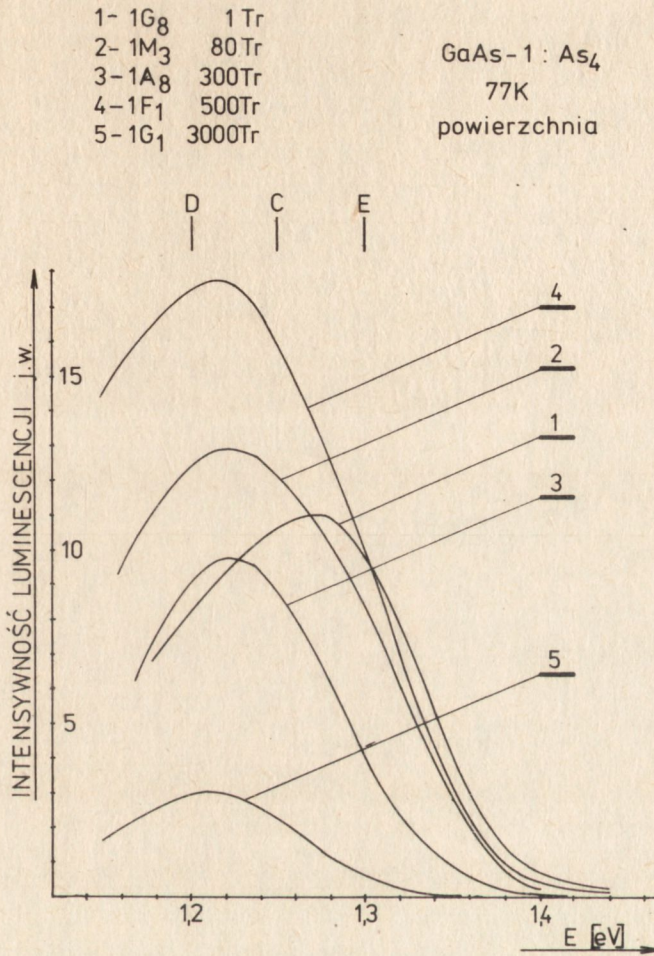
3.4. Pik D (1,21 eV)

W domieszkowanych kryształach GaAs otrzymanych metodą Bridgmana i Czochralskiego dominującą rolę odgrywają przejścia związane z lukami po galu [7, 8]. Duża koncentracja luk ($10^{17} + 10^{19} \text{ cm}^{-3}$) [9], która jest spowodowana odchyleniem od stechiometrii w czasie wzrostu kryształu ze stopu, jest w danej temperaturze dla danego materiału wielkością stałą [10]. W kryształach GaAs typu n następuje więc redukcja V_{As} (węzły arsenowe są obsadzone przez atomy domieszki donorowej) i wzrost wakansów galowych - V_{Ga} [11]. Ponieważ promienie kowalencyjne donorów w GaAs są na ogół większe niż promienie atomów, które zastępują [12], oraz ze względu na oddziaływanie elektrostatyczne między zjonizowanym donorem i akceptorem jakim jest luka po galu [13], proces asocjacji zjonizowanego donora z luką po galu jest procesem bardzo prawdopodobnym, minimalizuje on bowiem całkowitą energię sieci krystalicznej. Kompleksy typu V_{Ga} -donor występują więc w GaAs typu n w dużej ilości a obecność ich w fotoluminescencji uwidacznia się w postaci pików leżących w okolicy 1,2 eV [7, 8, 11]. W przypadku GaAs domieszkowanego telurem, kompleks typu $V_{Ga}Te_{As}$ uwidacznia się w postaci pików $1,216 \pm 0,004 \text{ eV}$ [11]. Obserwowany w tej pracy pik D należy wiązać właśnie z tym kompleksem. Własności centrów $V_{Ga}Te_{As}$ można opisać za pomocą modelu krzywych konfiguracyjnych z akceptorowym poziomem podstawowym i donorowym poziomem wzbudzonym. Zgodnie z tym modelem kształt pików ma charakter gausowski [11]. Własność ta została wykorzystana przez nas do wydzielenia z pików C pików D i E.

3.5. Pik E (1,3 eV)

Powstał on z rozłożenia pików C na dwa pików: D i E (patrz p. 3.3), co pozwoliło na wykreślenie intensywności pików E w funkcji ciśnienia par arsenu (rys. 5). Ponieważ podobną zależność uzyskano również dla koncentracji akceptorów tworzących się w procesie obróbki termicznej (wyniki badań elektrycznych przedstawiono w pracy [14]) należy wnioskować, że pik ten jest odpowiedzialny za kompleks o charakterze akceptorowym. Obecność jego jedynie w materiale domieszkowanym wskazuje na udział w kompleksie odpowiedzialnym za ten pik również domieszki donorowej. Fakt ten zdają się potwierdzać wyniki fotoluminescencji widma powierzchniowego w kryształach nie-

domieszkowanych (rys. 11), poddanych obróbce termicznej w nadmiarze par arsenu. W próbkach tych z pomiarów napięcia przebicia

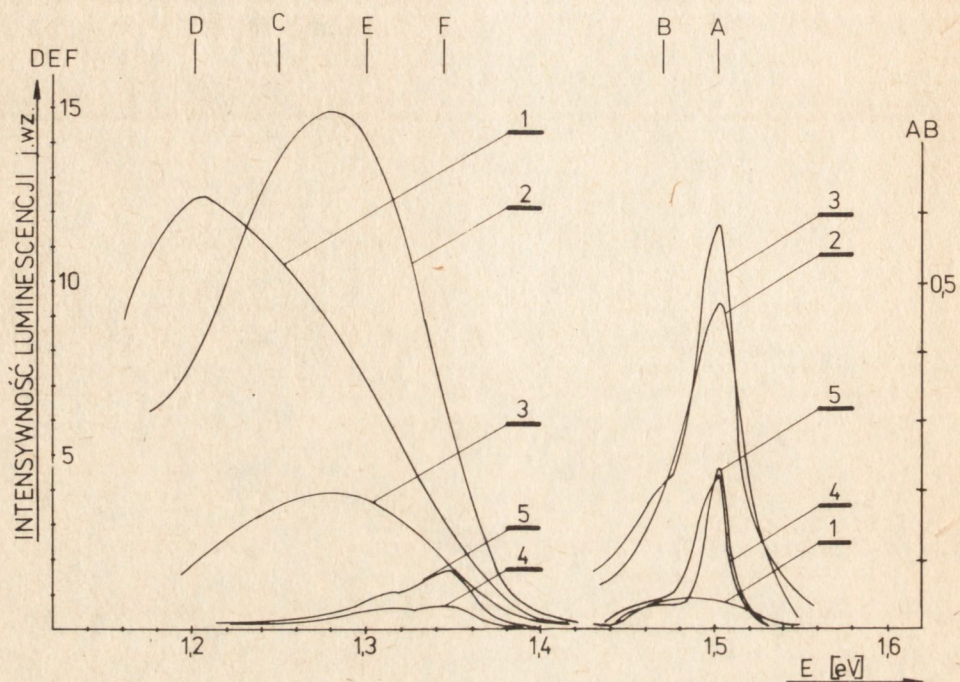


Rys. 11. Rozkład powierzchniowego widma fotoluminescencyjnego kryształu niedomieszkowanego, wygrzewanego w nadmiarze arsenu (1 Tr = 133,3 Pa)

[14] zaobserwowano tworzenie się z niewyjaśnionych przyczyn silnie domieszkowanej warstwy typu n przy powierzchni, której obecność wyraźnie zmieniła charakter widma fotoluminescencji (rys. 12 i 13). Wraz z głębokością maleje koncentracja domieszki w tej warstwie i w ślad za tym są widoczne zmiany w widmie fotoluminescencyjnym (rys. 12 i 13). Niezależnie od rodzaju materiału (domiesz-

- 1-powierzchnia
- 2-straw. $2\mu\text{m}$
- 3-straw. $3,5\mu\text{m}$
- 4-straw. $7\mu\text{m}$
- 5-objętość

GaAs- $2\text{N}_1\text{:As}_4$ 80Tr
77K



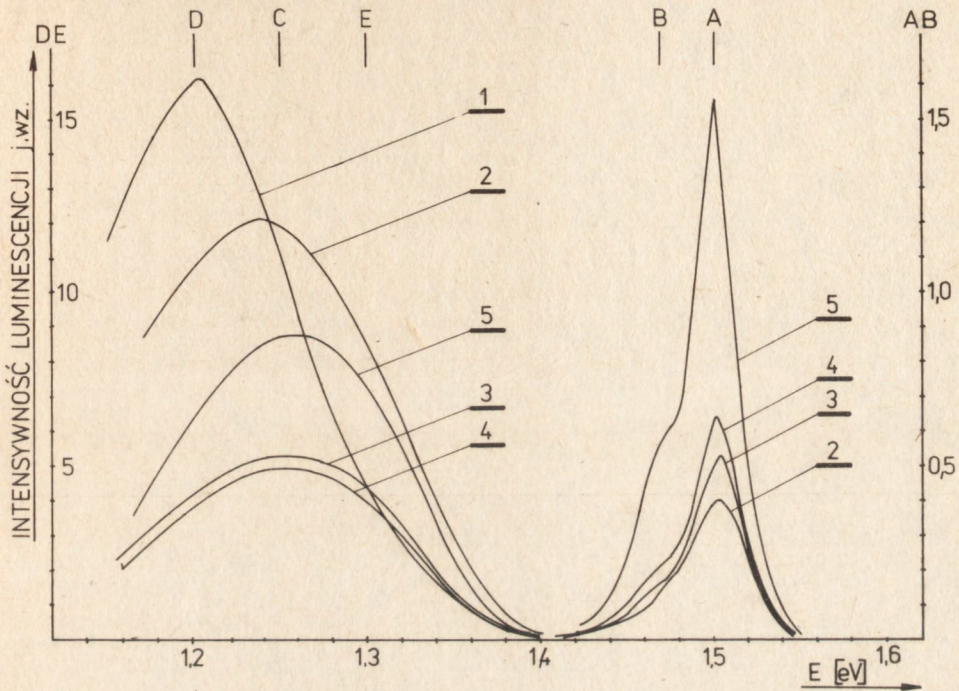
Rys. 12. Zmiany zachodzące w widmie fotoluminescencyjnym kryształu niedomieszkowanego, wygrzewanego w nadmiarze arsenu w funkcji głębokości (1 Tr = 133,3 Pa)

kowanego czy niedomieszkowanego) jak i ciśnienia par arsenu, a jedynie przez dobranie odpowiednich głębokości względem powierzchni, obserwuje się ten sam charakter widma w każdej z mierzonych próbek, co w efekcie wiąże się ze znalezieniem warstw o zbliżonej koncentracji domieszki donorowej. Powyższy fakt wskazuje na niezaprzeczalny związek pików E z domieszką donorową.

Z drugiej strony znikanie pików E na powierzchni zarówno w przypadku wygrzewania w nadmiarze par arsenu (rys. 13) jak i galu (rys. 7, 9) świadczy o obecności w tym kompleksie zarówno V_{As} jak i V_{Ga} , co sugeruje skomplikowany charakter tego kompleksu. Dotychczasowe badania nie pozwalają jednak na szczegółową interpretację tego kompleksu. Brak jest również na ten temat danych literaturowych.

- 1- powierzchnia
- 2- straw. 25 μ m
- 3- straw. 65 μ m
- 4- straw. 9 μ m
- 5- objętość

GaAs-3C₂:As₄ 300 Tr
77 K

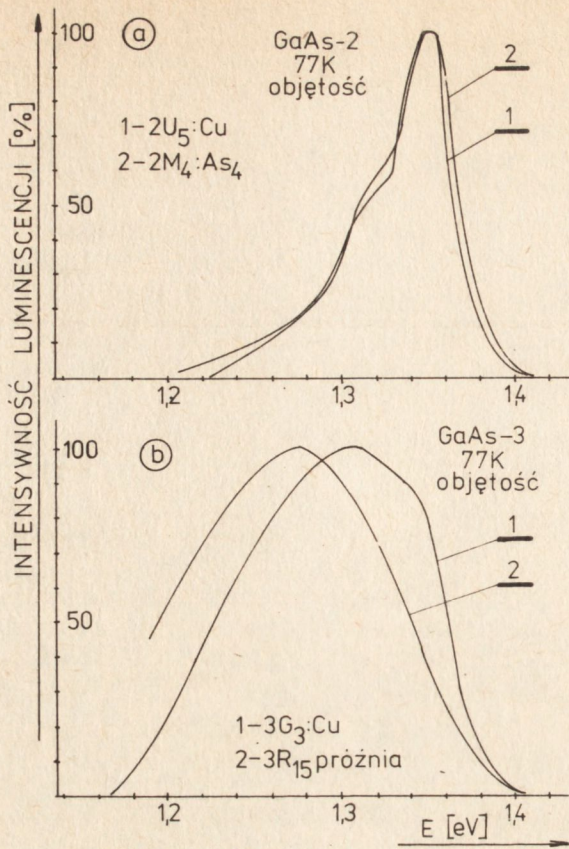


Rys. 13. Zmiany zachodzące w widmie fotoluminescencyjnym kryształu domieszkowanego telurem, wygrzewanego w nadmiarze par arsenu, w funkcji głębokości (1 Tr = 133,3 Pa)

3.6. Pik F (1,344 eV)

Pik ten pojawia się w widmie fotoluminescencyjnym materiału niedomieszkowanego już po 5 minutach wygrzewania (rys. 2). Fakt ten świadczy o tym, że defekty punktowe tworzące te centra mają dużą stałą dyfuzji. Do takich należy zaliczyć szczególnie Cu [13]. Jednakże zmiany w widmie fotoluminescencyjnym spowodowane obecnością miedzi (rys. 14) (pojawienie się pików E) wykluczają tę domieszkę w tworzeniu tego centrum.

Badając charakter zmian widma fotoluminescencyjnego w głąb próbki, po wygrzewaniu w nadmiarze par arsenu (rys. 12), nasuwa się interesująca zależność między pikami E i F. Wynika z niej, że kompleks odpowiedzialny za pik F, obecny w materiale niedomiesz-



Rys. 14. Widmowy rozkład fotoluminescencji materiału niedomieszkowanego i domieszkowanego po dyfuzji miedzi w 1073 K (800°C)

kowanym, może asocjować z domieszką donorową tworząc kompleks odpowiedzialny za pik E. Hipotezę tę potwierdza również fakt wygaszania tego pików w widmie powierzchniowym próbek wygrzewanych w parach arsenu (rys. 3, 4) oraz w nadmiarze galu (rys. 6, 7). Świadczy to o udziale V_{As} i V_{Ga} w tworzeniu tego kompleksu, a więc potwierdza sugestie wysuwane przy interpretacji pików E. Badania elektryczne [11] potwierdzają powyższe rozważania. Wynika z nich, że w procesie wygrzewania tworzą się w GaAs centra akceptorowe o energii jonizacji $E_A = 0,15$ eV. Wartość ta zgadza się w granicach błędów obu metod z optyczną energią jonizacji $E_{opt} = 0,165$ eV. Akceptorowy charakter tych centrów potwierdza również fakt możliwości asocjacji domieszki donorowej, sugerowany wcześniej z pomiarów optycznych.

Bardzo krótki czas tworzenia się kompleksów odpowiedzialnych za tworzenie się pików F świadczy o istnieniu w materiale zamrożo-

nych defektów strukturalnych (prawdopodobnie naprężeń), powstałych w procesie wzrostu kryształów otrzymanych metodą Bridgmana, które ulegają prawie natychmiastowemu rozpadowi w procesie obróbki termicznej. Potwierdza to fakt, że centrum odpowiedzialne za pik F tworzą defekty typu V_{As} i V_{Ga} . Oczywiście nie może to być kompleks $V_{As}V_{Ga}$, który, jak wynika z danych literaturowych [13, 15], jest związany z obecnością pików leżącego przy energii 0,93 eV.

3.7. Pik G (1,39 eV)

Pik ten pojawia się w widmie powierzchniowym fotoluminescencji kryształów niedomieszkowanych i domieszkowanych telurem dopiero po długotrwałym wygrzewaniu (72 h) w nadmiarze galu. Obecność jego w widmie powierzchniowym świadczy o udziale V_{As} w tworzeniu kompleksu odpowiedzialnego za ten pik, natomiast fakt pojawienia się zarówno w kryształach domieszkowanych jak i niedomieszkowanych wskazuje na to, że domieszka donorowa nie wchodzi w skład tego centrum. Czas po jakim pojawia się ten pik w widmie fotoluminescencyjnym świadczy o długotrwałym procesie tworzenia się centrów odpowiedzialnych za ten pik.

4. WNIOSKI

1. W procesach obróbki termicznej w 1073 K (800°C), w nadmiarze par arsenu istnieje optymalne ciśnienie $\sim 3,999$ kPa (~ 30 Tr) (rys. 5), przy którym intensywność pików fotoluminescencyjnych E i F, a co za tym idzie i koncentracja tworzących się w procesie obróbki termicznej centrów osiąga minimum [1, 2].
2. W procesie obróbki termicznej w ciśnieniu równowagowym par arsenu w materiale niedomieszkowanym obserwuje się tworzenie kompleksu związanego z pojawieniem się pików F (1,344 eV), który można wiązać z poziomem akceptorowym $E = 0,168$ eV. Krótki czas tworzenia się go sugeruje dysocjację zamrożonych w procesie wzrostu stanów związanych z własnościami strukturalnymi.
3. Zmiany w widmie fotoluminescencyjnym zachodzące w trakcie różnego typu wygrzewań sugerują, że:
 - a) pik E (1,3 eV) jest związany z kompleksem, w skład którego wchodzi domieszka donorowa oraz prawdopodobnie V_{As} i V_{Ga} ;

b) pik F (1,344 eV) jest prawdopodobnie związany z kompleksem, w skład którego wchodzi V_{As} i V_{Ga} , i który może asocjować z domieszką donorową tworząc kompleks odpowiedzialny za pik E.

Wyniki pracy jak i dane literaturowe nie pozwalają na razie na szczegółową analizę pozostałych kompleksów.

(Tekst dostarczono 21.05.1982 r.)

LITERATURA

- [1]. Nizhizawa J., Okuno Y.: Procc. of Internacjonal School of Semiconductor Optoelektronics, Cetniewo 1978
- [2]. Nizhizawa J., Otsuka H.: J. Journal of Appl. Phys. 13, 1, 1974, 46
- [3]. Driscoll C. i inni: J. of Material Science 9, 1974, 1615
- [4]. Cusano D.A.: Solid State Communications 2, A, 1964, 353
- [5]. Chiang S.Y., Pearson G.L.: J. Appl. Phys. 46, 7, 1975, 2986
- [6]. Jaros M., Brand S.: Phys. Rev. 13, 14, 1976, 4494
- [7]. Hwang C.J.: J. of Appl. Phys. 40, 11, 1969, 4584
- [8]. Hwang C.J.: J. of Appl. Phys. 40, 11, 1969, 4591
- [9]. Poots H., Pearson G.L.: J. of Appl. Phys. 37, 5, 1966, 2098
- [10]. Dereń J. i inni: "Chemia ciała stałego" PWN, Warszawa 1975
- [11]. Wiliams E.W.: Phys. Rev. 168, 3, 1968, 922
- [12]. Suchet J.P.: "Fizyka chemiczna półprzewodników" PWN, Warszawa, 1966
- [13]. Chang S.Y. i inni: Appl. Phys. Lett, 9, 5, 1971, 143
- [14]. Surma B. i inni: "Analiza przyczyn zmian własności GaAs w obróbkach termicznych. Opracowanie wytycznych w zakresie obróbki termicznej", spr. wewnątrz. ITME, 1981
- [15]. Vorobkalo F.M.: Phys. State Solid (a), 15, 1, 1973, 287