

Błędy ułożenia związane z narostami epitaksjalnymi. Tego rodzaju defekty są opisane w literaturze np. J. Appl. Physics, v 42, 1, 487 /1971/ i Japan J. Appl. Physics 7, 1296 /1968/.

Defekty typu "łusek". Identyczny jak na rys. 5 obraz uzyskuje się po wytrawieniu w mieszaninie selektywnej powierzchni płytki z warstwą epitaksjalną, uszkodzoną pincetą /rys. Aa/. Po wygrzaniu i wytrawieniu płytki w miejscu zarysowania ujawniają się dyslokacje /rys. Ab/. Wydaje się, że generacja tych defektów nie jest związana, jak to sugerują autorzy, z naprężeniami stycznymi lub fluktuacjami procesu wzrostu epitaksjalnego, ale mogą one powstać w każdym momencie wytwarzania przyrządu półprzewodnikowego na skutek nieostrożnego obchodzenia się z płytką.

Defekty o kształcie "pierścieni". Podobieństwo omawianych w artykule defektów /rys. 6/ do przedstawionych na rys. 8 nasuwa podejrzenie, że są to defekty nierównomiernego trawienia powierzchni krzemu, spowodowanego przylepianiem się pęcherzyków gazu w procesie trawienia.

Defekty ukryte. Zastosowana metodyka ujawniania tych defektów każe przypuszczać, że autorzy mówią o skupiskach wakansów i ich kompleksów tlenowych.

Edward PIETRAS, Zbigniew BENBENEK

ONPMP

Generacja defektów w czasie dyfuzji cynku do arsenku galu

WPROWADZENIE

Rozpatrując półprzewodnikowe przyrządy z arsenku galu, których działanie oparte jest na wykorzystaniu dyfuzyjnych złącz p-n należy stwierdzić, że ich charakterystyki są znacznie gorsze od teoretycznych, a parametry wykazują znaczny rozrzut i niestabilność. Parametry samych dyfuzyjnych złącz p-n są gorsze niż wynikałoby to z własności arsenku galu [1-4]. Jednocześnie większość przyrządów półprzewodnikowych z arsenku galu wykorzystuje złącza p-n otrzymane w wyniku dyfuzji. Najczęściej dyfundowaną domieszką jest cynk, ponieważ ma on duży współczynnik dyfuzji i stosunkowo dużą rozpuszczalność w GaAs, tworzy płytki poziom akceptorowy, a złącza p-n otrzymane w wyniku dyfuzji cynku są stosunkowo płaskie. Sam proces dyfuzji cynku i innych domieszek do arsenku galu do chwili obecnej nie jest jeszcze całkowicie wyjaśniony.

Tak więc, badanie przyczyn pogarszania się jakości materiału wyjściowego, wskutek generacji defektów strukturalnych w czasie dyfuzji, ma niewątpliwie znaczenie zarówno naukowe, jak i praktyczne.

W pracach poświęconych zagadnieniu generacji defektów strukturalnych w czasie dyfuzji Zn do GaAs [5-11] istnieje szereg niejasności a nawet sprzeczności w określeniu charakteru i mechanizmu powstawania defektów warstw dyfuzyjnych. Brak jest teoretycznej ilościowej analizy zjawiska.

Za zasadniczą przyczynę generacji naprężeń w czasie dyfuzji uważa się różnicę promieni atomowych domieszki i zastępowanego atomu sieci krystalograficznej materiału wyjściowego [6-8]. Istnieją także prace wiążące generację naprężeń w warstwie dyfuzyjnej z wytrąceniami drugiej fazy lub z wydzieleniami dyfundującej domieszki [9-13]. W części tych prac [9-12] wydzielenia uważa się za zasadnicze defekty warstw dyfuzyjnych w arsenku galu. Sugerują to Winteler i Steinemann [12] na podstawie przeprowadzonych, za pomocą selektywnego trawienia chemicznego, badań defektów warstw dyfuzyjnych otrzymanych poprzez dyfuzję Be, Zn, Cd, Mn, Si i S. Do podobnych wniosków, badając warstwy dyfuzyjne otrzymane poprzez dyfuzję Zn, doszli Black i Jungbluth [9-11] wykorzystując w swoich pracach oprócz metalografii, dyfrakcyjną mikroskopię rentgenowską, prześwietleniową mikroskopię w podczerwieni i rentgenowską mikrosondę elektronową. Za pomocą tej ostatniej Black [11] stwierdził, że badane wydzielenia zawierają cynk. Na rys. 1 przedstawiono rezultaty badań przeprowadzonych w pracach [9, 11]. Są one analogiczne do wyników pracy [12].

W obszarze generacji defektów /rys. 1/ mamy do czynienia ze wzrostem głębokości położenia złącza p-n, co przy dużej gęstości generowanych defektów sugeruje, że są nimi raczej dyslokacje. Istnieją dane [15] świadczące o tym, że dyslokacje β w przeciwieństwie do dyslokacji typu α hamują dyfuzję Zn w GaAs, jednak ma to miejsce tylko wtedy, gdy ich gęstość jest mniejsza od 10^5cm^{-2} . Powyżej tej wartości, obecność dyslokacji β też przyspiesza dyfuzję cynku [15]. Jednocześnie, wydzielenie się dyfundującej domieszki zmniejsza szybkość dyfuzji. Wątpliwości wzbudza także fakt, że wydzielenia, stanowiące nieznoczną część dyfundującej domieszki, mogą w tak znacznym stopniu, jak pokazane jest w pracach [9-11], osłabiać promieniowanie rentgenowskie i podczerwone.

Autorzy prac [9-10] obserwowali w warstwach dyfuzyjnych także dyslokacje. Sugerują oni jednak, że powstają one przede wszystkim ze względu na naprężenia wprowadzone przez wydzielenia dyfundującej domieszki. Zgodnie z [9] podwyższenie temperatury i zwiększenie czasu dyfuzji zwiększa zdefektowanie warstwy dyfuzyjnej. Nie ma na to wpływu zmiana szybkości chłodzenia po dyfuzji, co świadczy, że defekty powstają w czasie samego procesu.

Wśród prac uważających dyslokacje za defekty cynkowych warstw dyfuzyjnych w arsenku galu, zasadniczą jest praca Schwuttke'a i Rupprechta [6]. Określili oni, wykorzystując metodę topografii Langa opartą na zjawisku pierwotnej ekstynkcji, że generowanymi w czasie dyfuzji Zn do GaAs defektami są dyslokacje typu Lomera-Cottrella.

Również Zacharow i Chłudkow [7] jako dyslokacje charakteryzują defekty cynkowych warstw dyfuzyjnych. W pracy tej przeprowadzono badania wykorzystując przede wszystkim metodę opartą na zjawisku skoku intensywności na krawędzi K pochłaniania. Przeprowadzono też badania metalograficzne. Należy podkreślić, że metoda wykorzystująca skok intensywności na krawędzi K pochłaniania nie pozwala na rozróżnienie wydzieleni od dyslokacji, ponieważ rejestruje ogólny stopień niedoskonałości strukturalnej. W metodzie tej głębokość wnikania promieni rentgenowskich zależy nie tylko od parametrów źródła, lecz także od niedoskonałości strukturalnej badanego materiału. Grubość obszaru, w którym następuje formowanie się odbitego promieniowania, jest rzędu 10-15 μm /w kryształach o małej ilości defektów strukturalnych zjawisko ekstynkcji pozwala na obniżenie tej wartości/. Jak sugeruje jeden z autorów omawianej pracy, metoda ta nadaje się raczej do określenia "mozaiki", gdyż nie jest czuła w zakresie gęstości dyslokacji mniejszej niż 10^5cm^{-2} [16]. Niemniej w [7] przeprowadzono badania niedoskonałości strukturalnej warstw w zależności od warunków procesu dyfuzji /koncentracji powierzchniowej ciśnienia par arsenu i temperatury dyfuzji/. Zaproponowano wykorzystanie modelu Prussina [16] opracowanego dla krzemu do jakościowej analizy zjawiska generacji dyslokacji w czasie dyfuzji Zn do GaAs.

Celem wyjaśnienia charakteru defektów generowanych w czasie dyfuzji domieszek akceptorowych /Zn i Mn/ do arsenku galu, Darek, Pietras i Sass przeprowadzili badania [8] wykorzystując metodę opartą na zjawisku anomalnego przechodzenia promieniowania rentgenowskiego, tą samą, przy pomocy której Black i Jungbluth określili generowane defekty jako wydzielenia. W przeciwieństwie do prac [9, 10] wykorzystano jednak dwie wzajemnie prostopadłe rodziny płaszczyzn odbijających. Umożliwiło to określenie charakteru defektów na podstawie analizy ich kontrastu na odwzorowaniach. Dyfuzja Zn wprowadziła cały szereg defektów liniowych, których kontrast na topogramach zależał od przyjętej rodziny płaszczyzn odbijających $/1\ 1\ 0/$ lub $/1\ \bar{1}\ 0/$. Tak więc, defektami tymi były dyslokacje.

Nie zaobserwowano wydzieleni, tzn. defektów, których kontrast na odwzorowaniu nie zależał od wykorzystanej płaszczyzny odbijającej. Dyfuzja Mn z fazy gazowej nie wprowadziła dodatkowych dyslokacji. Pogarszanie się kontrastu dyslokacji wzrostowych na odwzorowaniach po dyfuzji świadczyło o tym, że Mn, zmieniając stałą sieciową GaAs, wprowadził naprężenia. Były one jednak niedostateczne dla generacji dyslokacji, choć wyższe niż ostateczne istniejące w materiale po dyfuzji Zn. Badania te sugerują, że dyslokacje są zasadniczymi defektami cynkowych warstw dyfuzyjnych, a mechanizm ich generacji związany jest ze zmianą stałej sieci GaAs w czasie dyfuzji, ze względu na różnicę promieni atomowych Zn i Ga. Niemniej należy podkreślić, że w czasie dyfuzji cynku do arsenku galu istnieje także możliwość powstawania wydzieleni choć w warunkach naszych eksperymentów ich nie zaobserwowano. Zgodnie z [14] są one wynikiem reakcji cynku z obecnie jeszcze nieokreśloną domieszką. Wydzielenia te typu ZnX mają średnicę mniejszą od $0,1\ \mu\text{m}$, małą rozpuszczalność w GaAs i temperaturę topnienia wyższą od 910°C .

Celem niniejszej pracy było przeprowadzenie, w zależności od warunków procesu dyfuzji cynku, badań defektów warstw dyfuzyjnych w GaAs metodami metalograficznymi – poprzez selektywne trawienie powierzchni, szlifów skośnych i przełomów.

Wybór temperatury dyfuzji cynku – 850°C związany był z faktem, że jest ona najczęściej stosowana w technologii przyrządów [18, 19] i uważana za optymalną z punktu widzenia głębokości otrzymywanych złącz, czasu trwania procesu i powierzchniowej koncentracji cynku. Zastosowano metody metalograficzne, ponieważ w przeciwieństwie do metod rentgenowskich są one stosunkowo proste, a więc przydatne do badań produkcyjnych /zjawisko ekstynkcji wymaga bardzo cienkich płytek, a anomalna transmisja-materiału wyjściowego o wysokiej perfekcji strukturalnej/.

Celem pracy było także przeprowadzenie ilościowej analizy zjawiska generacji dyslokacji w czasie dyfuzji domieszek akceptorowych do arsenku galu.

OPIS TECHNIKI DOŚWIADCZALNEJ

Do badań użyto arsenku galu typu n o koncentracji nośników $N = 2-8 \cdot 10^{17}\text{cm}^{-3}$ i ruchliwości elektronów większej od $200\text{cm}^2\text{v}^{-1}\text{s}^{-1}$, otrzymany metodą Czochralskiego pod ochroną topnika /LEC/.

Gęstość dyslokacji w materiale wyjściowym wynosiła $5 \cdot 10^3 - 5 \cdot 10^4\text{cm}^{-2}$. Płytki wycięte w płaszczyznach krystalograficznych /111/ i /110/ z dokładnością $\leq 1^\circ$ szlifowano, a następnie polerowano mechaniczno-chemicznie. Dyfuzję przeprowadzano w temperaturze 850°C w ampule kwarcowej odpompowanej do ciśnienia około 10^{-6} Tr. Jako źródła używano metalicznego Zn i As, a w przypadku dyfuzji ze źródła zubożonego, także i Ga. Standardową dyfuzją była dyfuzja z pary nasyconej Zn /w temperaturze 850°C ciśnienie pary nasyconej cynku wynosi 490Tr /. W przypadku dyfuzji z pary nienasyconej zaznaczono to, podając

koncentrację cynku w ampule w czasie dyfuzji. Warunki istniejące w ampule w czasie dyfuzji oceniono na podstawie metodyki podanej w [18]. Przed zatopieniem ampule, w czasie odpompowywania, przeprowadzano jej wygrzewanie razem ze wsadem w temperaturze 270-290°C. Oczyszczenie GaAs i As z istniejących na powierzchni tlenków i innych zanieczyszczeń umożliwiło otrzymanie po dyfuzji, czystej i bez nolatów powierzchni płytek. Położenie złącza p-n wyznaczano poprzez selektywne trawienie przełomów oraz za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego. Polerowane szlify skośne wykonywano na szablonie o kącie ścięcia 1°20'. Gęstość dyslokacji określano na podstawie gęstości jamek trawienia. Podane w pracy wartości są wielkościami średnimi, obliczonymi przynajmniej z dziesięciu pomiarów.

W tabelicy 1 zestawiono, wytypowane na podstawie przeprowadzonych badań, selektywne roztwory trawiące wykorzystane w niniejszej pracy.

SELEKTYWNE ROZTWORY TRAWIĄCE, UJAWNIAJĄCE DYSLOKACJE W GaAs

Tablica 1

No.	Skład mieszanki trawiącej	Warunki procesu trawienia	Uwagi
1.	H ₂ SO ₄ - 3cz. H ₂ O ₂ - 1cz. H ₂ O - 1cz.	T=18°C, t=5-10 T=70°C, t=2-3	Ujawnia jamki dyslokacyjne na pł. /111A/ w kształcie stożków z lekko zaznaczonymi tarasami.
2.	HNO ₃ - 10ml H ₂ O - 30ml AgNO ₃ - 40mg	T=60°C t=10-15	Ujawnia jamki dyslokacyjne na pł. /111B/ w kształcie trójściennych ostrosłupów.
3.	HNO ₃ - 30ml HF - 10ml H ₂ O - 20ml AgNO ₃ - 0,8g	T=18°C t=1-5	Ujawnia jamki dyslokacyjne na pł. /111B/ w kształcie trójściennych ostrosłupów.
4.	KOH	T=360°C	Ujawnia jamki dyslokacyjne: na pł. /100/ w kształcie sześciokątnych ostrosłupów; na pł. /110/ w kształcie muszelek
5.	HF - 1cz. H ₂ O ₂ - 1cz. H ₂ O - 10cz.	T=18°C, t=0,5-1 Oświetlenie przełomu	Ujawnia na przełomie złącze p-n. Przy dłuższych czasach trawienia ujawniają się defekty warstw dyfuzyjnych.

WYNIKI BADAŃ

Na rys. 2-4 przedstawiono kształt ujawnionych dyslokacyjnych jamek trawienia w wyjściowym arsenku galu zorientowanym odpowiednio w płaszczyznach /111/, /100/, /110/. Następne rysunki ilustrują przeprowadzone badania warstw dyfuzyjnych. W warstwach dyfuzyjnych w płaszczyznach /111B/ i /100/, odpowiednio, mieszanki 3 i 4 ujawniały jamki trawienia /rys. 5/ o kształcie odpowiadającym jamkom trawienia dyslokacji wzrostowych ujawnionych w materiale wyjściowym /rys. 2, 3/. Ich gęstość w warstwie przypowierzchniowej była, w przypadku dyfuzji z pary nasyconej, w zależności od ciśnienia par arsenu i czasu procesu, o rząd lub nawet więcej wyższa od

gęstości dyslokacji wzrostowych. W przypadku głębokich warstw dyfuzyjnych /111B/, otrzymanych przy dysocjacyjnym ciśnieniu par arsenu w ampule, dodatkowo obserwowano defekty /rys. 6/ podobne do dekorowanych dyslokacji opisanych w [10]. W warstwach /111A/ tego typu mieszanek /nr 1/ ujawniała dyslokacje wzrostowe i na ich tle, małe jamki ujawniające się w miarę przedłużania czasu trawienia /rys. 7/. Jak można przypuszczać, są one związane z dyslokacjami generowanymi przez dyfuzję cynku. Gęstość ich /głęboka, 180 μm dyfuzja przy dysocjacyjnym ciśnieniu par arsenu/ przekraczała 10^7cm^{-2} .

Selektywne trawienie przełomów warstw dyfuzyjnych w płaszczyźnie łatwej łupliwości /110/ wykazało także obecność dużej ilości defektów /rys. 8-10/. Rozłożone są one niejednorodnie w warstwie dyfuzyjnej. Gęstość ich jest największa w okolicy złącza p^+-p .

Generowane defekty w zasadniczy sposób wpływają na płaskorównoległość złącza $p-n$, którego głębokość w obszarze generacji defektów może wzrosnąć nawet o połowę. Defekty w materiale wyjściowym w przypadku prezentowanych warstw dyfuzyjnych /dyfuzja z pary nasyconej przy dysocjacyjnym ciśnieniu par arsenu/ zasadniczo wpływają tak na generację defektów w czasie dyfuzji, jak i na proces dyfuzji /rys. 9/. Defekty generowane w czasie dyfuzji często rozprzestrzeniają się poza linię złącza $p-n$.

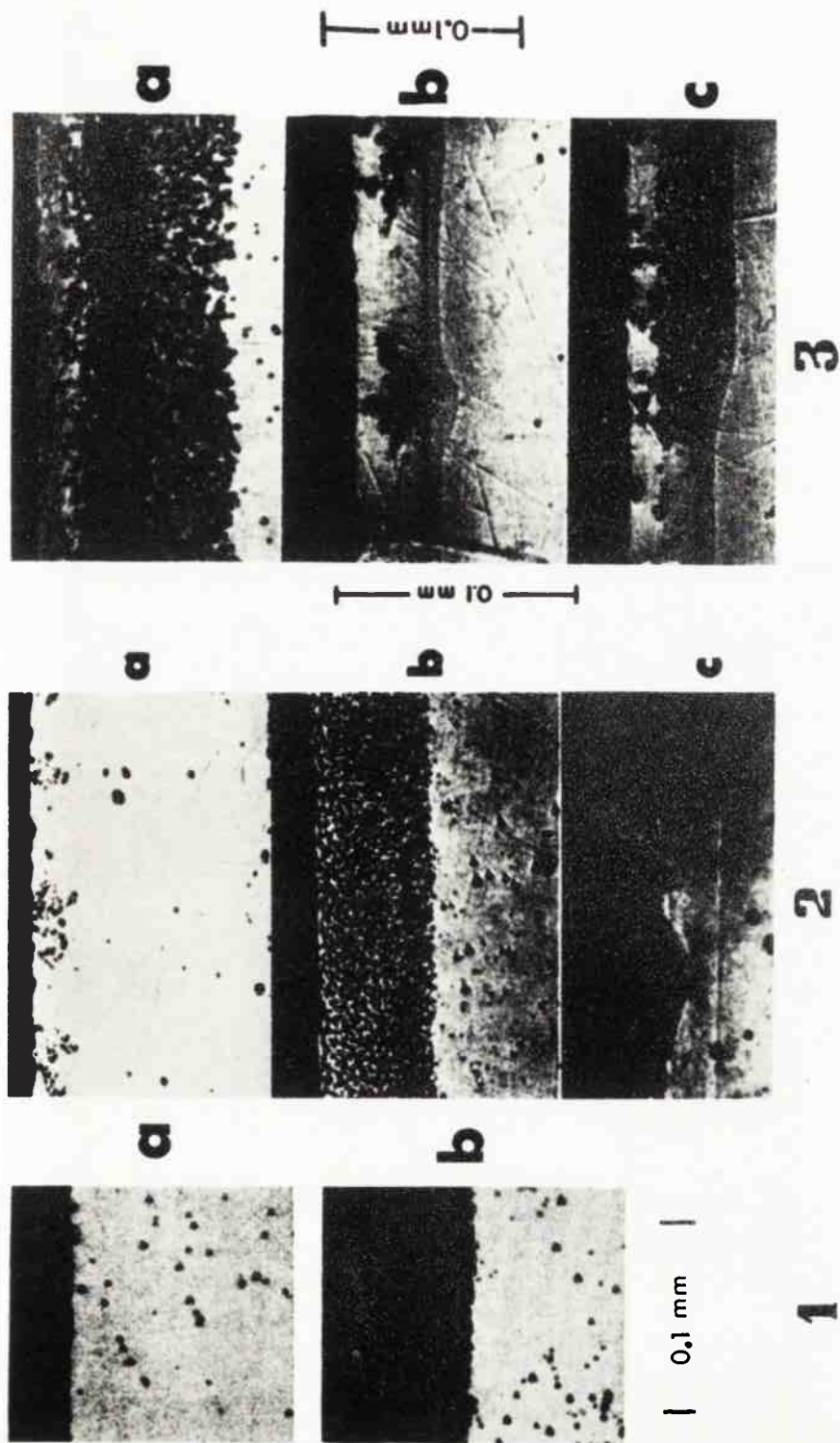
W niektórych przypadkach, w czasie trawienia przełomów, ujawniły się także znajdujące się poniżej linii złącza $p-n$, linie lub linie naprężeń mechanicznych /tzw. "strain line"[6]/.

Gęstość generowanych w czasie dyfuzji defektów, w przypadku głębokiej dyfuzji z pary nasyconej przy dysocjacyjnym ciśnieniu par arsenu, przekraczała 10^6cm^{-2} /rys. 10/.

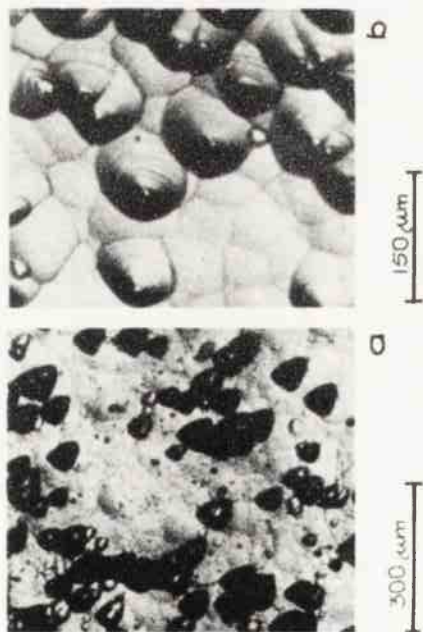
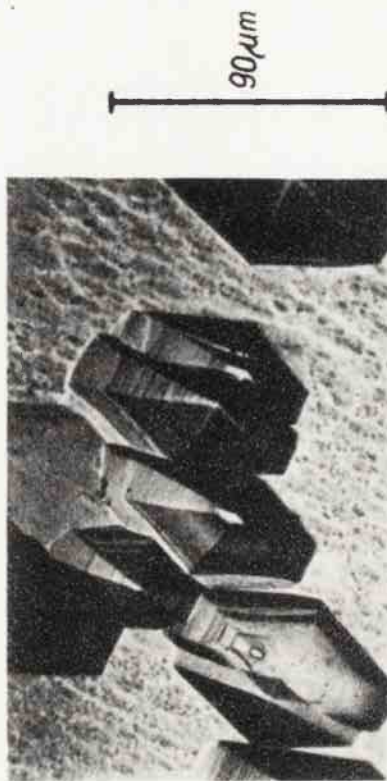
Badania charakteru rozkładu defektów generowanych w czasie dyfuzji Zn przeprowadzono na szlifach skośnych i poprzez trawienie warstwowe. Rysunki 11-15 ilustrują uzyskane wyniki. Rysunki 11-13 przedstawiają rezultaty badań trawienia szlifów skośnych głębokich warstw dyfuzyjnych uzyskanych w wyniku długotrwałej dyfuzji przy wysokim ciśnieniu nadmiarowych par arsenu. Kształt jamek trawienia potwierdza wysunięte poprzednio przypuszczenie, że ujawnionymi defektami są dyslokacje. Typowy ich rozkład w warstwie dyfuzyjnej uzyskany przez jej selektywne trawienie pokazuje rys. 13c. Maksymalna gęstość ujawnianych dyslokacji była w przypadku dyfuzji w obecności nadmiarowych par arsenu niższa /około $2 \cdot 10^5 \text{cm}^{-2}$ / niż w przypadku głębokich dyfuzji przeprowadzonych przy dysocjacyjnym ciśnieniu par arsenu /około 10^7cm^{-2} /. W przypadku dużej gęstości generowanych dyslokacji / 10^6-10^7cm^{-2} /, trudna jest ich identyfikacja ze względu na zlewanie się poszczególnych jamek trawienia. Obszar o maksymalnej gęstości dyslokacji dla dyfuzji przeprowadzanych w obecności nadmiarowych par arsenu znajdował się w okolicy złącza p^+-p , tak jak to obserwowaliśmy przy badaniu przełomów tego typu warstw dyfuzyjnych.

Zmniejszanie czasu dyfuzji, przy tym samym ciśnieniu nadmiarowych par arsenu, obniża kilkakrotnie gęstość generowanych dyslokacji i zmienia ich rozkład. Maksymalna gęstość dyslokacji występuje wówczas na powierzchni płytki /rys. 14/.

Przedstawione wyniki dotyczyły warstw otrzymanych w rezultacie dyfuzji cynku z pary nasyconej. Koncentrację powierzchniową cynku możemy, przy ustalonej temperaturze dyfuzji i ciśnieniu par arsenu, obniżyć poprzez obniżenie jego koncentracji w parze, na przykład poprzez prowadzenie dyfuzji ze źródła zubożonego cynku z galem. Rezultat trawienia szlifów skośnych warstwy dyfuzyjnej uzyskanej w wyniku takiej dyfuzji przedstawiono na rys. 15. Mimo długotrwałej dyfuzji /24 godz./ gęstość generowanych dyslokacji około 10^4cm^{-2} jest o ponad rząd niższa niż w przypadku dyfuzji z pary nasyconej cynku. Przewyższa ona tylko nieznacznie gęstość dyslokacji w materiale wyjściowym / $6 \cdot 10^5 \text{cm}^{-2}$ /. Maksymalną gęstość dyslokacji obserwuje się na powierzchni płytki.

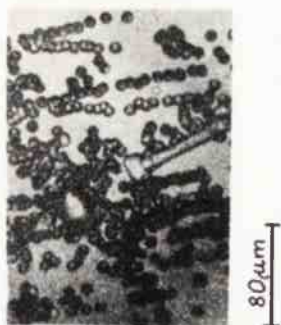
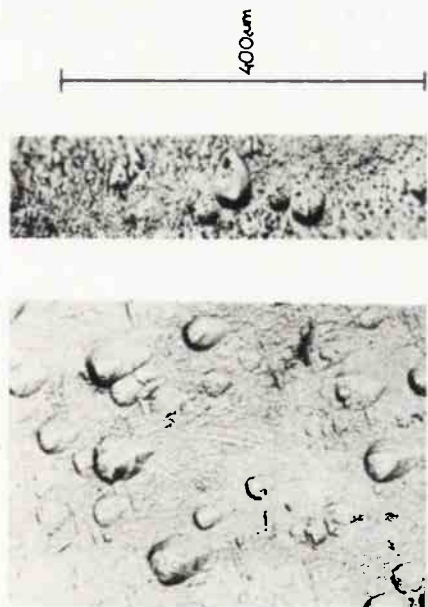


Rys. 1. Defekty warstw dyfuzyjnych w GaAs ujawnione na przełamach: /1a/ przed dyfuzją; /1b/ po dyfuzji Zn: 880°C, 2 godz. [10]; /2a/ po dyfuzji Zn: 750°C, 2 godz.; /2b/ po dyfuzji Zn: 800°C, 2 godz.; /2c/ po dyfuzji Zn: 700°C, 24 godz. [9]; /3a/ po dyfuzji z ZnAs₂: 900°C, 8 godz.; /3b, 3c/ po dyfuzji z ZnAs₂: 800°C, 24 godz. [9]. Odważki w ampule: /1b, 2a, 2b, 2c/ sproszkowany GaAs - 0,2 g/cm³, Zn - 0,2 mg/cm³; /3a, 3b, 3c/ ZnAs₂ - 0,2 mg/cm³.



Rys. 2. Jamki dyslokacyjne w materiale wyściowym na płaszczyźnie /111/ ujawnione metodą selektywnego trawienia: /a/ płaszczyzna /111A/, mieszanka 1; /b/ płaszczyzna /111B/, mieszanka 2.

Rys. 3. Jamki dyslokacyjne w materiale wyściowym na płaszczyźnie /100/ ujawnione metodą selektywnego trawienia, mieszanka 3.



5a

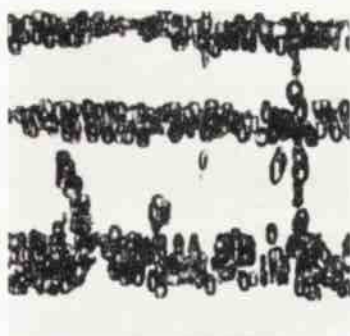
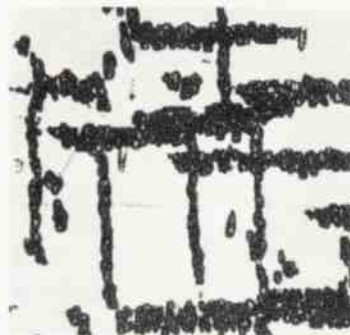
800 μm

400 μm

b

a

Rys. 4. Jamki dyslokacyjne w materiale wyjściowym ujawnione metodą selektywnego trawienia: /a/ na płycie zorientowanej w płaszczyźnie $/110/$, /b/ na -przełomie płytki w płaszczyźnie łatwej łupliwości $/110/$, mieszanaka 3.

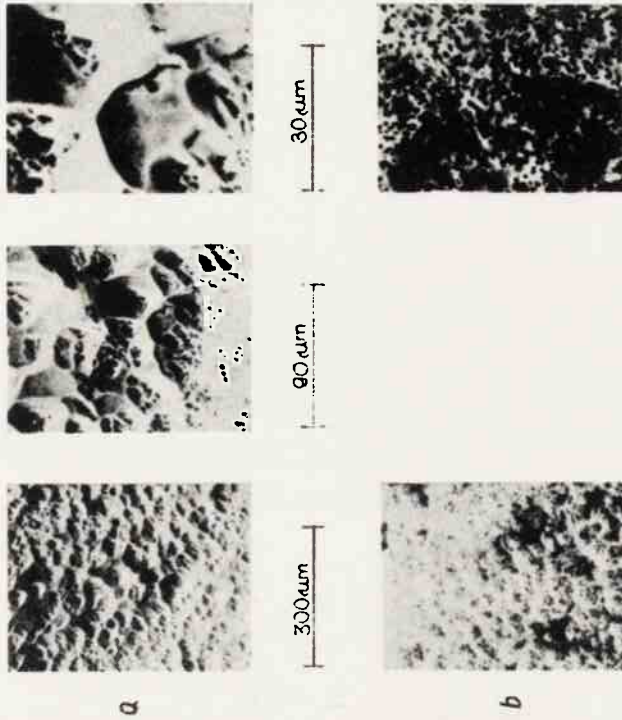


400 μm

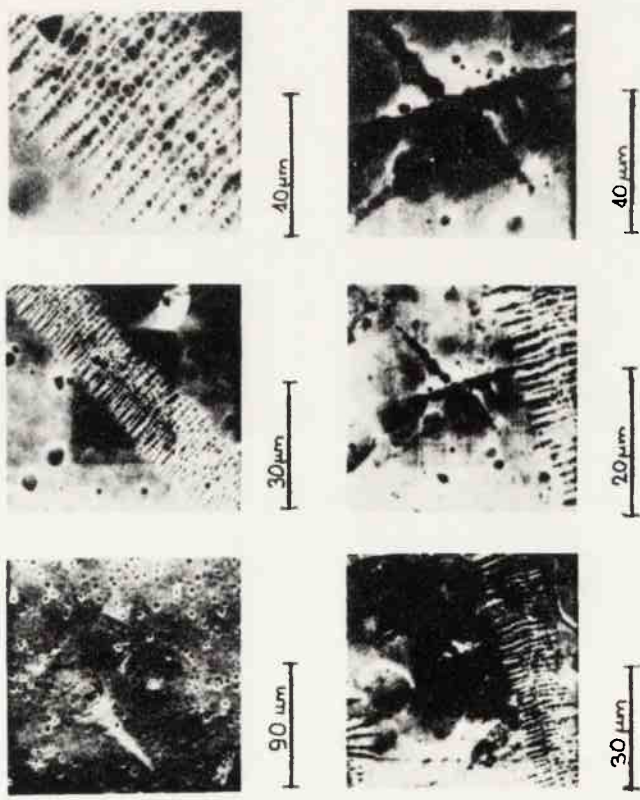
400 μm

5b

Rys. 5. Defekty na powierzchni warstwy dyfuzyjnej ujawnione metodą selektywnego trawienia: /a/ płaszczyzna $/111\bar{B}/$, warunki procesu dyfuzji Zn: $pAs_4=0,5$ atm, 5 godz., 30 μm; /b/ płaszczyzna $/100/$, warunki procesu dyfuzji Zn: $pAs_4=1,5$ atm, 48 godz., 100 μm, mieszanaka 4.



Rys. 7. Defekty warstwy dyfuzyjnej /111A/ ujawnione metodą selektywnego trawienia i obserwowane przy użyciu elektronowego mikroskopu skaningowego: /a/ po 2 min. trawienia, /b/ po 3 min. trawienia. Warunki procesu dyfuzji Zn: pAs₄=10⁻⁵Tr, 5 godz., 180 μm, mieszanaka 1.

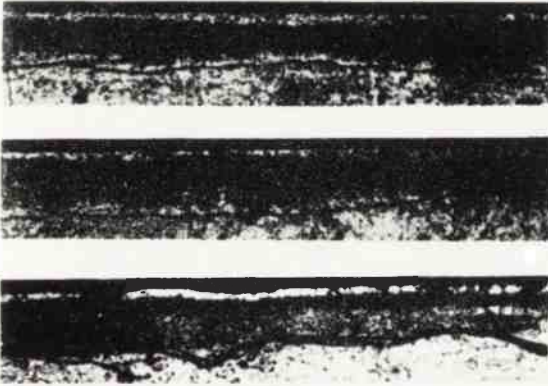


Rys. 6. Defekty warstwy dyfuzyjnej /111B/ ujawnione metodą selektywnego trawienia i obserwowane przy użyciu elektronowego mikroskopu skaningowego. Warunki procesu dyfuzji Zn: pAs₄=10⁻⁵Tr, 5 godz., 180 μm, mieszanaka 1.

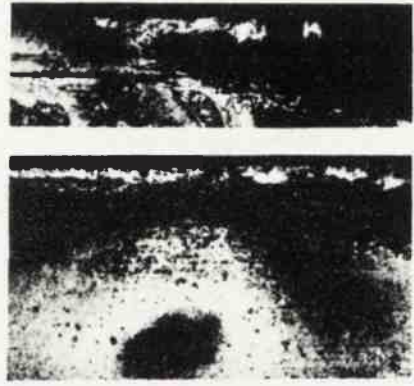


40 μm

Rys. 8. Defekty warstw dyfuzyjnych /111B/ ujawnione na przełomie. Warunki procesu dyfuzji Zn: $p\text{As}_4=10^{-5}\text{Tr}$, 5 godz., 180 μm , mieszanka 5.

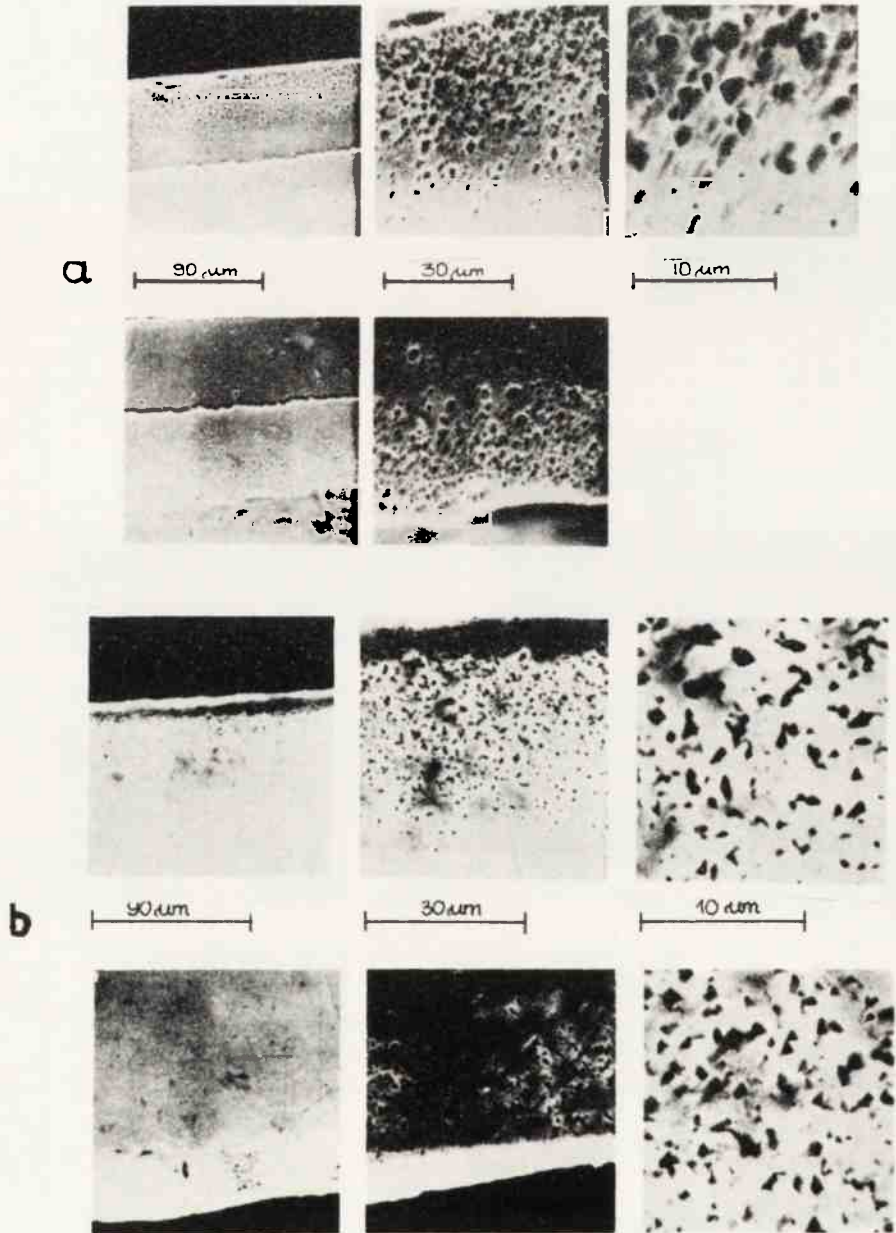


80 μm



40 μm

Rys. 9. Defekty warstw dyfuzyjnych /111B/ ujawnione na przełomach. Warunki procesu dyfuzji Zn: $p\text{As}_4=10^{-5}\text{Tr}$, 1 godz., 30-50 μm , mieszanka 5.



Rys. 10. Defekty warstw dyfuzyjnych /111A/ i /111B/ ujawnione na przełomach i obserwowane przy użyciu elektronowego mikroskopu skaningowego. Warunki procesu dyfuzji Zn: /a/ $pAs_4=10^{-5}Tr$, 1 godz. 60 μm ; /b/ $pAs_4=10^{-5}Tr$, 5 godz. 180 μm , mieszanka 1.

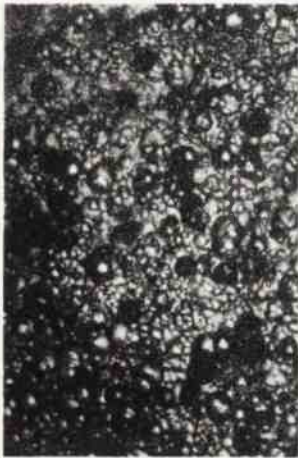


200 μm



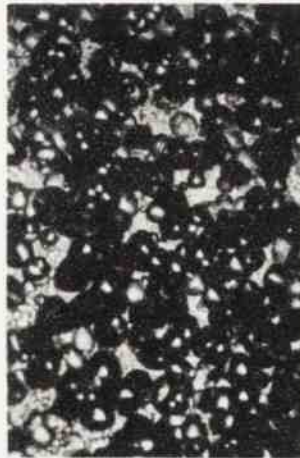
800 μm

Rys. 11. Jamki trawienia ujawnione na szlifie skośnym warstwy dyfuzyjnej /111B/. Warunki dyfuzji Zn: $pAs_4=1,5$ atm, 48 godz., $100 \mu m$. Gęstość dyslokacji w materiale wyjściowym $8 \cdot 10^3 cm^{-2}$, mieszanka 3.



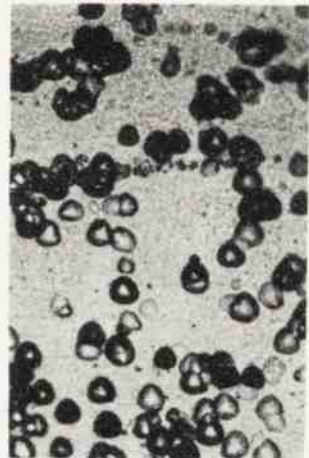
40 μm

a



40 μm

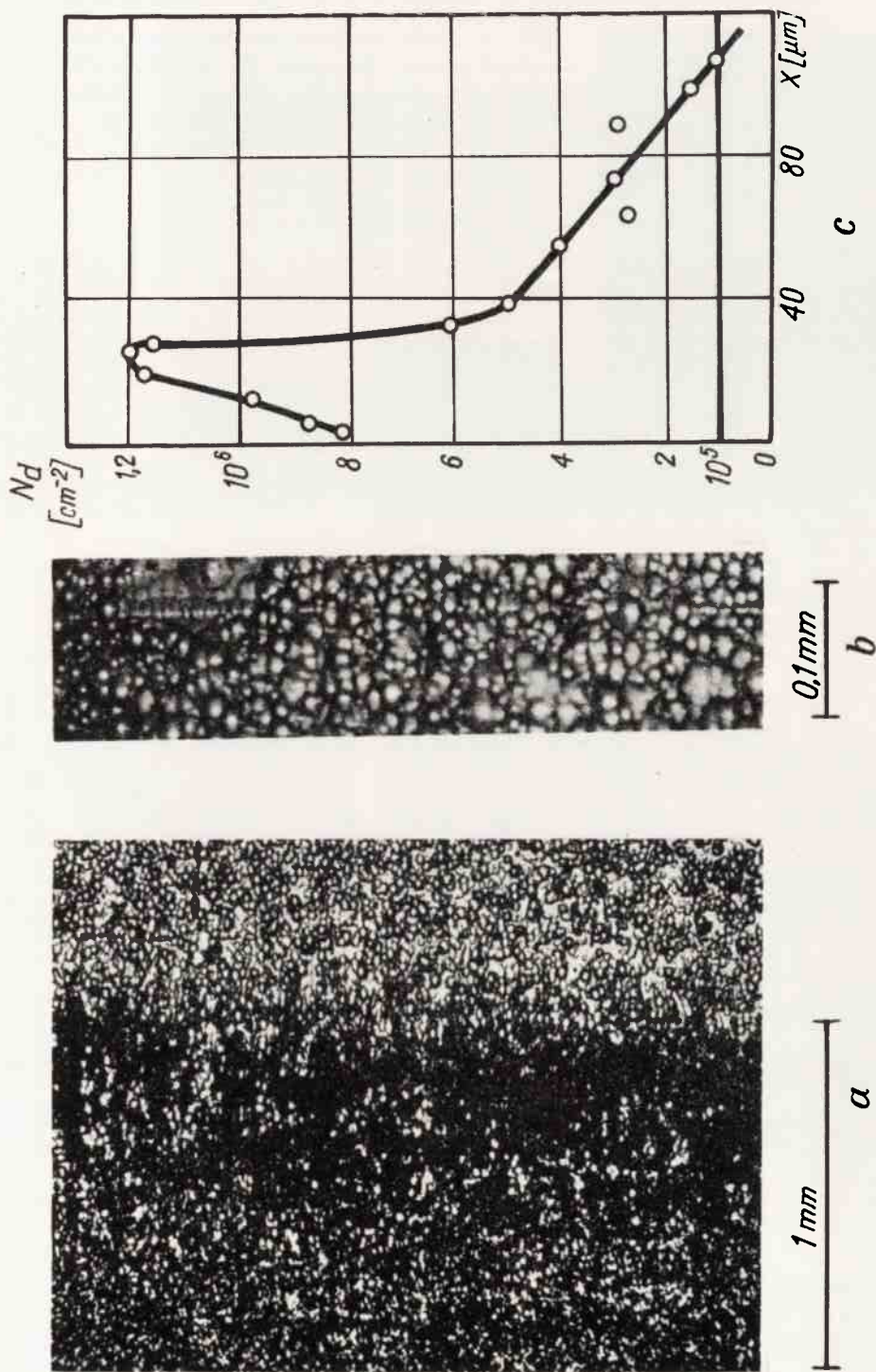
b



40 μm

c

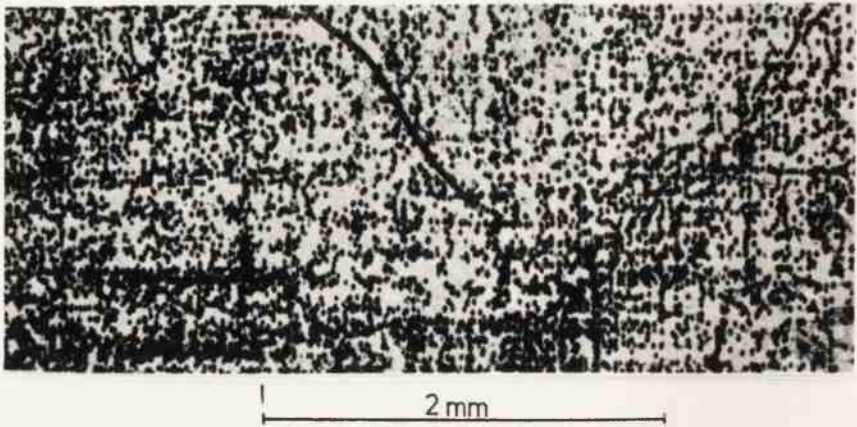
Rys. 12. Obraz jamek trawienia w poszczególnych obszarach szlif skośnego przedstawionego na rys. 11. /a/ powierzchnia płytki /b/ obszar maksymalnej gęstości sieci dyslokacji, /c/ obszar w okolicy złącza p-n.



Rys. 13. Jamki trawienia ujawnione na szlifie skośnym warstwy dyfuzyjnej /100/: /a/ powierzchnia szlif skośnego, /b/ obszar maksymalnej gęstości generowanych dyslokacji, /c/ rozkład gęstości dyslokacji uzyskanej metodą trawienia warstwowego. Warunki dyfuzji Zn: $pA_{s,4}=1,5$ atm, 48 godz, 100 μm. Gęstość dyslokacji w materiale wyjściowym $7 \cdot 10^3 \text{cm}^{-2}$, mieszanka 4.

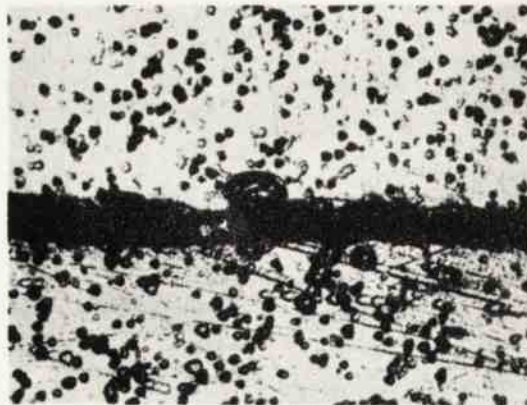
POWIERZCHNIA
PŁYTKI

POWIERZCHNIA SZLIFU SKOSNEGO



Rys. 16. Dyslokacje ujawnione na szlifie skośnym warstwy dyfuzyjnej /100/. Na rysunku zaznaczono granicę powierzchnia płytki - powierzchnia szlif. Dyfuzja ze źródła zubożonego cynku: $C_{Zn} = 1,3 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, $pAs_4 = 0,5 \text{ atm}$, 24 godz., 20 μm , mieszanka 4.

WARSTWA DYFUZYJNA



PODŁOŻE

Rys. 17. Obraz jamek dyslokacyjnych w podłożu płytki /111B/ i w warstwie dyfuzyjnej, do której dyfuzja ze źródła zubożonego cynku nie wprowadziło dodatkowych dyslokacji / $C_{Zn} = 1,3 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, $pAs_4 = 0,5 \text{ atm}$, 24 godz., 20 μm /, mieszanka 3.

W przypadku warstw dyfuzyjnych uzyskanych w wyniku dyfuzji przeprowadzonej z pary o tej samej koncentracji cynku, lecz przy znacznie niższym ciśnieniu nadmiarowych par arsenu, nie ujawniono generowanych dyslokacji, ani na szlifach skośnych /rys. 16/, ani w wyniku warstwowego trawienia /rys. 17/. Gęstość ujawnionych w warstwach dyfuzyjnych dyslokacji nie różniła się od gęstości dyslokacji w materiale wyjściowym. Koncentracja powierzchniowa cynku w tego typu warstwach wynosiła około $2 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$.

Z przedstawionych w niniejszej pracy rezultatów jednoznacznie wynika, że dyfundujący cynk, po przekroczeniu określonej koncentracji powierzchniowej, w wyniku deformacji sieci krystalicznej arsenku galu, generuje dyslokacje. Potwierdza to wyniki przeprowadzonych poprzednio [8] badań rentgenowskich.

Interpretacja uzyskanych wyników możliwa jest tylko na podstawie znajomości mechanizmu dyfuzji Zn do GaAs przeprowadzonej w odpompowanej ampule.

Ogólnie wiadomo /np. [3, 4, 19] /, że:

- w czasie dyfuzji przy dysocyjnym ciśnieniu par arsenu w ampule ma miejsce dekompozycja arsenku galu,
- wzrost koncentracji cynku w parze /równoważny zwiększeniu koncentracji powierzchniowej cynku/ prowadzi do wzrostu gradientu rozkładu domieszki, który w końcu staje się zbliżony do rozkładu w złączach skokowych,
- zwiększenie ciśnienia par arsenu w ampule zwiększa koncentrację powierzchniową cynku.

Maksymalną gęstość generowanych defektów, powyżej 10^7cm^{-2} , zaobserwowano w głębokich warstwach dyfuzyjnych otrzymanych poprzez dyfuzję przy dysocyjnym ciśnieniu par arsenu. Niewątpliwie, w tym przypadku ma miejsce generacja naprężeń i dyslokacji związana z dekompozycją warstwy przypowierzchniowej. Istnieje także możliwość reakcji cynku ze zdekomponowanym, o naruszonej stechiometrii materiałem warstwy przypowierzchniowej, co może prowadzić do tworzenia się wydzielen. Dotyczy to przede wszystkim strony arsenowej płytki, w związku z jej większą aktywnością chemiczną.

W przypadku dyfuzji w obecności nadmiarowych par arsenu, gęstość generowanych dyslokacji, jak pokazały przeprowadzone badania, jednoznacznie związana była z koncentracją wdyfundowanego cynku.

Maksymalną gęstość dyslokacji zaobserwowano w głębokich warstwach dyfuzyjnych otrzymanych poprzez dyfuzję z pary nasyconej.

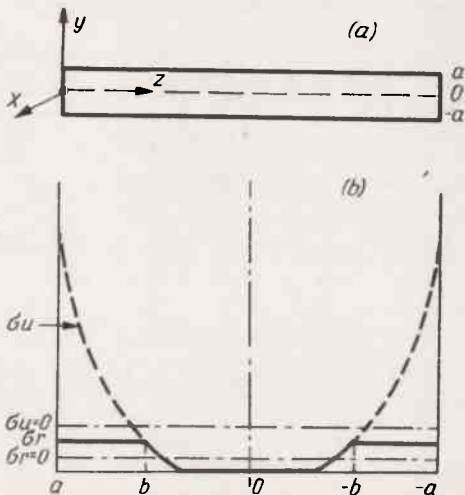
Zwiększenie ciśnienia nadmiarowych par arsenu, zwiększając koncentrację powierzchniową cynku, prowadzi do wzrostu gęstości generowanych dyslokacji. Jednocześnie przy koncentracji powierzchniowej cynku mniejszej od $2 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$ w warstwach dyfuzyjnych nie zaobserwowano indukowanych dyslokacji.

Rozkład gęstości dyslokacji w warstwach dyfuzyjnych związany jest z rozkładem wdyfundowanego cynku. Maksymalną gęstość generowanych dyslokacji obserwuje się w obszarze największej zmiany gradientu domieszki /tzn. w obszarze, w którym jego pochodna ma największą wartość/. W przypadku anomalnej dyfuzji cynku maksymalną koncentrację generowanych dyslokacji zaobserwowano w obszarze złącza p⁻-p /"kolano" rozkładu domieszki/, a więc miejsca, gdzie jej gradient zmienia się najszybciej.

Tak więc, generacja dyslokacji w czasie dyfuzji cynku w arsenku galu przebiega podobnie jak w przypadku dyfuzji domieszek w krzemie i może być opisana za pomocą modelu podanego przez Prussina [17].

ANALIZA TEORETYCZNA ZJAWISKA GENERACJI DYSLOKACJI W CZASIE DYFUZJI
DOMIESZEK AKCEPTOROWYCH DO ARSENKU GALU

Prussin [17] założył, że naprężenia w płytce, wywołane gradientem domieszki, są tego samego typu co naprężenia wywołane gradientem temperatury /w obu przypadkach współczynniki odkształceń zależą liniowo zarówno od temperatury, jak i od koncentracji domieszki/. W konsekwencji korzystając z teorii Timoshenko [20], Prussin wyprowadził zależności opisujące naprężenia powstające wzdłuż symetrycznie dyfundowanej płytki /rys. 18a i b/. Tak więc, zgodnie z [17],



Rys. 18. Naprężenia generowane w symetrycznie dyfundowanej płytce: /a/ konfiguracja przestrzenna, /b/ rozkład naprężeń w przekroju płytki: σ_u - przed generacją dyslokacji, σ_r - po generacji dyslokacji.

Maksymalne naprężenia powstają na początku procesu dyfuzji / $t=0$ / i nie zależą od rozkładu domieszki, lecz tylko od jej koncentracji powierzchniowej:

$$\sigma_{x \max} = \frac{\beta C_s E}{1-\nu} \quad /4/$$

Zgodnie z równaniem /1/, generowane w czasie dyfuzji naprężenia są wprost proporcjonalne do różnicy koncentracji C/y i średniej koncentracji dyfundowanej domieszki reprezentowanej w /1/ wyrazem całkowym. W pewnym punkcie różnica ta jest równa zero tzn. $\sigma_x/y=0$ i wówczas spełniony jest warunek równowagi sił ściskających i rozciągających. Punkt ten wyznacza położenie płaszczyzny neutralnej oddzielającej warstwy rozciągane od ściskanych. Gdy naprężenia w płytce przekraczają wartość graniczną następuje generacja dyslokacji. Na rys.18 b przedstawiony jest, w przekroju symetrycznie dyfundowanej płytki, rozkład naprężeń, przyczyną którego jest dowolny rozkład dyfundowanej domieszki. Generowane podczas dyfuzji naprężenia, opisywane równaniem /1/, przedstawia na rysunku krzywa σ_u , a krzywa σ_r przedstawia rozkład naprężeń po generacji dyslokacji. Każda z tych krzywych ma swój poziom zerowy / $\sigma_u=0$ i $\sigma_r=0$ /.

Rozkład gęstości generowanych dyslokacji można zgodnie z [16] zapisać w postaci:

$$\sigma_x/y = \sigma_z/y = \frac{\beta E}{1-\nu} \left[C/y - \frac{1}{2a} \int_b^a C/y/dy \right] /1/$$

gdzie: β - współczynnik deformacji sieci krystalicznej "pojedynczym" atomem dyfundowanej domieszki [cm^3/at]
 E - moduł Younga,
 ν - współczynnik Poissono,
 a - szerokość połowkowa płytki,
 C/y - koncentracja domieszki

Dla rozkładu domieszki typu erfc /warunek stałej koncentracji powierzchniowej/, bądź dla rozkładu typu Gaussa /stała ilość domieszki w warstwie dyfuzyjnej/ otrzymamy odpowiednio zależności:

$$\sigma_x/y = \frac{\beta C_s E}{1-\nu} \left[\text{erfc} \frac{a-y}{2\sqrt{Dt}} - \frac{2\sqrt{Dt}}{a\sqrt{\pi}} \right] /2/$$

$$\sigma_x/y = \frac{\beta C_s E}{1-\nu} \left\{ \frac{2}{\sqrt{\pi}} \exp \left[-\frac{(a-y)^2}{4Dt} \right] - \frac{2\sqrt{Dt}}{a\sqrt{\pi}} \right\} /3/$$

gdzie: C_s - koncentracja powierzchniowa domieszki,
 D, t - współczynnik i czas dyfuzji

$$\xi/y = \left(\frac{\beta}{\alpha}\right) \cdot \left(\frac{\delta c}{\delta y}\right) \quad y < b \quad /5/$$

$$\xi/y = 0 \quad y < b$$

gdzie: α - składowa w kierunku z składnika krawędziowego wektora Burgersa generowanych dyslokacji,

b - odległość od powierzchni płaszczyzny, w której naprężenia równe są naprężeniom niezbędnym dla generacji dyslokacji.

Pełną ilość dyslokacji na jednostkę grubości warstwy dyfuzyjnej otrzymamy ze scałkowania zależności /5/:

$$N = \int_b^a g dy = \left(\frac{\beta}{\alpha}\right) \int_b^a \left(\frac{C}{\delta y}\right) dy \quad /6/$$

$$N = \left(\frac{\beta}{\alpha}\right) [C_s - C_{/b/}]$$

gdzie: $C_{/b/}$ - jest koncentracją domieszki niezbędną dla generacji dyslokacji.

Do przeprowadzenia ilościowej analizy procesu generacji dyslokacji konieczna jest znajomość wielkości naprężeń, powodujących w temperaturze procesu dyfuzji generację dyslokacji.

W znanej nam literaturze brak jest takich danych. W [5], na podstawie analogii z Ge, Si, InSb, GaSb wartość naprężeń niezbędnych dla generacji dyslokacji w GaAs oceniono na około 10^8 dyn/cm²; w [7] na około 10^7 dyn/cm². Dla naszych celów wykorzystamy do ich oceny dane [21]. W tej pracy, badając plastyczną deformację arsenku galu, wyprowadzono wyrażenie opisujące temperaturową zależność górnej granicy plastyczności materiału.

Rezultaty przeprowadzonych przez autorów, na podstawie [21] obliczeń dla niedomieszkowanego i domieszkowanego tellurem /n/ oraz cynkiem /p/ arsenku galu przedstawiono na rys. 19.

Należy podkreślić, że szczególnie w zakresie temperatur wyższych od 2/3 temperatury topnienia arsenku galu, w którym możliwa jest [9] zmiana jego własności mechanicznych, przedstawione na rys. 19 dane mają charakter przybliżony.

Jednocześnie w czasie dyfuzji, prędkość deformacji siatki krystalicznej GaAs dyfundującą domieszką, będzie niższa niż w przypadku deformacji plastycznej powstałej [21] w wyniku ściskania osiowego przy względnej prędkości deformacji $V_0 = 6,5 \cdot 10^{-4}$ sek⁻¹. Dlatego naprężenia górnej granicy plastyczności arsenku galu deformowanego w czasie procesu dyfuzji powinny być nieco niższe niż podane na rys. 19.

Przyjmując, że wartość naprężeń niezbędnych do generacji dyslokacji odpowiada naprężeniom górnej granicy plastyczności, dla oceny koncentracji domieszki powodującej generację dyslokacji /zależność /4// należy znać jeszcze wartość współczynnika β , określającego deformację sieci na jednostkę koncentracji domieszki.

Zgodnie z [17]:

$$\beta = \frac{\Delta a}{c} \quad /7/$$

a ponieważ: $\frac{\Delta a}{a} = n \frac{\Delta d}{d}$ i $n = \frac{c}{c_{GaAs}}$

$$\beta = \frac{\Delta d}{c_{GaAs}} \quad /8/$$

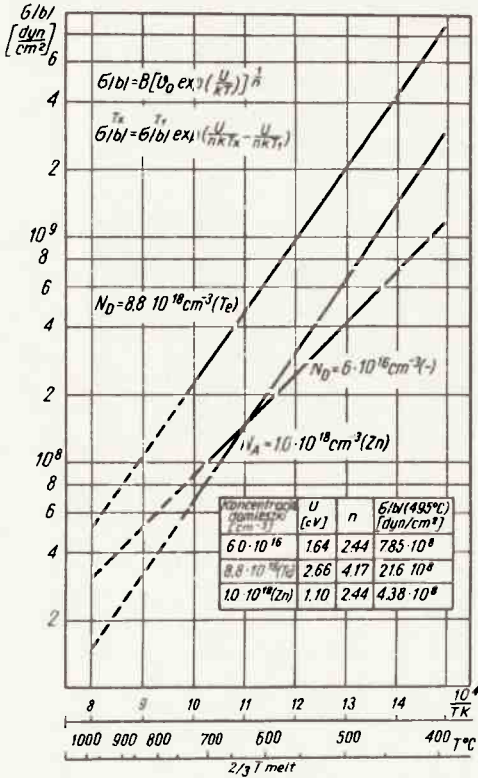
gdzie: $\frac{\Delta d}{d}$ - względna różnica promieni atomowych domieszki i zastępowanego atomu siatki krystalicznej,

$$n = \frac{C}{C_{\text{GaAs}}} - \text{atomowa frakcja domieszki w siatce krystalicznej,}$$

$$\frac{\Delta a}{a} - \text{względna zmiana stałej sieci.}$$

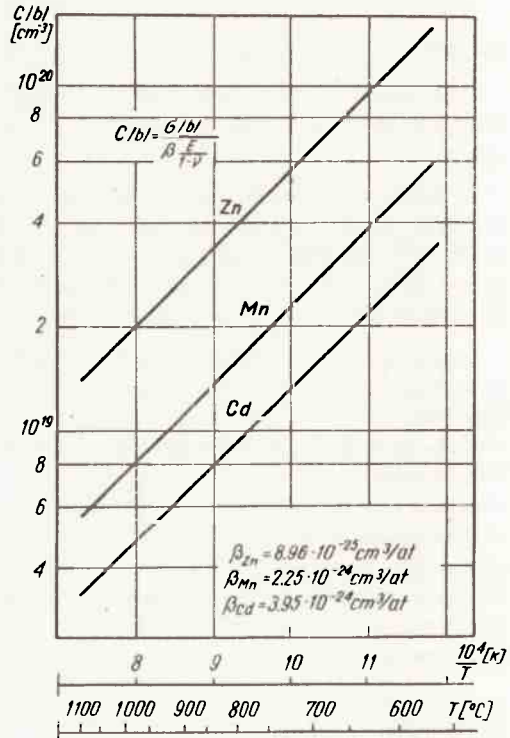
Znając wielkości promieni atomowych dyfundowanej domieszki oraz zastępowanego atomu w sieci arsenku galu /w przypadku domieszek akceptorowych atomów galu/, łatwo możemy obliczyć wartość współczynnika deformacji β , o następnie koncentrację domieszki niezbędną do generacji dyslokacji.

Obliczenia te przeprowadzono dla Zn, Cd i Mn /rys. 20/ przyjmując wartość wyrażenia $\frac{E}{1-\nu}$ równą $17,26 \cdot 10^{11}$ dyn/cm² [5].



Rys. 19. Temperaturowa zależność progu plastyczności GaAs typu n /Te/, p /Zn/ i materiału niedomieszkowanego. W tabelicy przedstawiono dane [21], na podstawie których przeprowadzono obliczenia.

W tabelicy 2 zestawiono parametry procesu generacji dyslokacji w czasie dyfuzji Zn, Mn i Cd do arsenku galu, wielkości promieni atomowych oraz spotykane w literaturze maksymalne wartości koncentracji powierzchniowych.



Rys. 20. Temperaturowa zależność koncentracji domieszek: Zn, Mn i Cd, koniecznych do generacji naprężeń odpowiadających naprężeniom progu plastyczności GaAs. Podano obliczone wartości współczynników deformacji β_{Zn} , β_{Mn} , β_{Cd} .

Tablica 2

Domieszka Parametr	Zn	Mn	Cd
r [Å]	1,31	1,40	1,48
C_s^{max} [at/cm ³]	$3 \cdot 10^{20}$	$2 \cdot 10^{18}$	$4 \cdot 10^{19}$
$\beta \cdot 10^{25}$ [cm ³ /at]	8,96	22,5	39,5
$C_{ b }^{\overline{001}}$ [at/cm ³]	$4 \cdot 10^{19}$	$1,6 \cdot 10^{19}$	$9,2 \cdot 10^{18}$

$$r_{Ga} = 1,26 \text{ \AA}$$

$$C_{GaAs} = 4,43 \cdot 10^{22} \text{ at/cm}^3$$

W tablicy 3 natomiast porównano na podstawie przeprowadzonych obliczeń parametry procesu generacji dyslokacji w czasie dyfuzji P do Si i Zn do GaAs. Zamieszczono spotykane w literaturze maksymalne koncentracje powierzchniowe obu domieszek i wartości współczynnika β . Dane dla przeprowadzenia obliczeń parametrów procesu generacji dyslokacji w Si wzięto z [17].

PORÓWNANIE PARAMETRÓW PROCESU GENERACJI DYSLOKACJI W CZASIE DYFUZJI P do Si i Zn do GaAs.

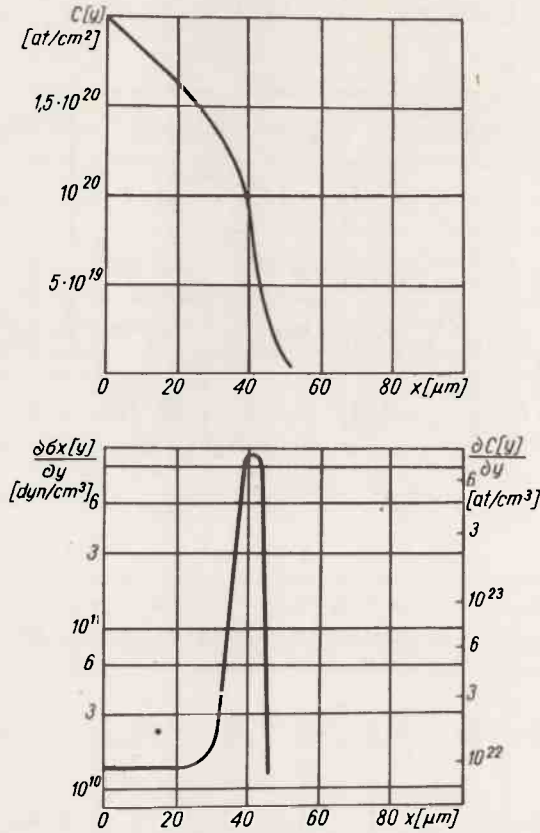
Tablica 3

Materiał	Dyfundowana domieszka	$\beta \cdot 10^{25}$ [cm ³ /at]	C_s^{max} [cm ⁻⁵]	$\sigma_{ b }$ [dyn/cm ²]	$C_{ b }$ [at/cm ³]
GaAs $r_{Ga} = 1,26 \text{ \AA}$	Zn $r_{Zn} = 1,31$	8,96 ≤ 12 [5]	$3 \cdot 10^{20}$	$4 \cdot 10^7$ (800°C) $1,5 \cdot 10^7$ (1000°C)	$4 \cdot 10^{19}$ (800°C) $1,8 \cdot 10^{19}$ (1000°C)
Si $r_{Si} = 1,17 \text{ \AA}$	P $r_P = 1,07 \text{ \AA}$	17,1 [23,24,25]	$3 \cdot 10^{21}$	$55 \cdot 10^9$ (800°C) $55 \cdot 10^8$ (1225°C)	$1,5 \cdot 10^{21}$ (800°C) $15 \cdot 10^{20}$ (1225°C)

Porównanie to wyraźnie wskazuje, że proces generacji dyslokacji w czasie dyfuzji będzie dla arsenku galu znacznie bardziej prawdopodobny: wartości naprężeń progu plastyczności koncentracji domieszki, niezbędne dla generacji dyslokacji są dla arsenku galu o około dwa rzędy niższe niż dla krzemu.

Korzystając z zależności $\sigma_{x/y}$ i $\sigma_{y/x}$ dla założonego rozkładu domieszki /przedstawionego na rys. 21/ obliczono rozkład naprężeń i gradient naprężeń. Obliczone zależności:

$\sigma_{x/y}, \frac{\partial \sigma_{x/y}}{\partial y}$ przedstawione są na rys. 21.



Rys. 21. Obliczony teoretyczny rozkład naprężeń i gradientu naprężeń dla zadanego rozkładu w warstwie dyfuzyjnej GaAs /111/

DYSKUSJA WYNIKÓW I WNIOSKI

Porównując rezultaty analizy teoretycznej z wynikami badań eksperymentalnych stwierdza się ich zasadniczą zbieżność.

Maksymalna koncentracja powierzchniowa cynku, przy której nie zaobserwowano zjawiska generacji dyslokacji w badanych warstwach dyfuzyjnych /około $2 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$ / jest bliska obliczonej teoretycznej wartości koncentracji domieszki niezbędnej dla generacji dyslokacji /około $3 \cdot 10^{17} \text{cm}^{-3}$ /. W przypadku dyfuzji Mn nie zaobserwowano [7] w warstwach dyfuzyjnych generowanych dyslokacji.

Zgodnie z rezultatami przeprowadzonych w niniejszej pracy obliczeń, koncentracja Mn niezbędna dla generacji dyslokacji jest bliska lub nawet wyższa od jego maksymalnej koncentracji powierzchniowej /tablica 2/.

Otrzymany teoretyczny rozkład naprężeń w warstwie dyfuzyjnej jest zgodny z rozkładem domieszki, a eksperymentalny rozkład gęstości generowanych dyslokacji jest zgodny z obliczonym rozkładem gradientu naprężeń. Największą gęstość generowanych dyslokacji zaobserwowano w obszarze maksymalnego gradientu naprężeń. W przypadku anomalnej dyfuzji cynku, maksymalną gęstość generowanych dyslokacji zaobserwowano w obszarze złącza p^+-p , a w przypadku rozkładu domieszki zbliżonego do erfc na powierzchni płytki, gdzie gradient koncentracji, a więc i gradient naprężeń jest największy.

Defekty generowane w czasie dyfuzji cynku do arsenku galu wpływają na mechanizm dyfuzji. Powierzchniowa koncentracja cynku niezbędna do generacji dyslokacji $2 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ odpowiada w przybliżeniu takiej koncentracji, po przekroczeniu której dyfuzja cynku ma charakter anomalny. Fakt ten jest pomijany w międzywęzłowo-podstawieniowym modelu mechanizmu dyfuzji cynku do arsenku galu. Jednocześnie Thai [22] wykazał teoretycznie, a w przypadku krzemu i eksperymentalnie, że anomalna dyfuzja w półprzewodnikach może być związana z deformacją plastyczną, w czasie której generacja i przemieszczanie się dyslokacji prowadzi do generacji wakansów.

Defekty, generowane w czasie procesu dyfuzji, w zasadniczy sposób wpływają na takie parametry złącza p-n, jak jego głębokość i płaskorównoległość, a zatem i na gradient domieszki. Jak wykazały przeprowadzone wcześniej badania [3], generowane w czasie dyfuzji defekty, znajdując się w obszarze ładunku przestrzennego, wpływają na napięcia i prądy wsteczne, natężenie pola elektrycznego w warstwie ładunku przestrzennego przy przebiciu i współczynnik β charakterystyki prądowo-napięciowej w kierunku przewodzenia. Badania przeprowadzone w szerokim zakresie parametrów materiału wyjściowego i warunków procesu dyfuzji [4] wykazały zbieżność pomiędzy warunkami generacji defektów w czasie dyfuzji a pojawieniem się anomalii charakterystyk dyfuzyjnych złącz p-n w arsenku galu.

Proces generacji defektów strukturalnych można wyeliminować, przeprowadzając dyfuzję przy koncentracji powierzchniowej domieszki mniejszej od granicznej, a złagodzić - przeprowadzając dyfuzję w niezbyt wysokiej temperaturze w obecności nadmiarowych par arsenu. Wprowadzenie np. w czasie wzrostu warstwy epitaksjalnej naprężeń ściskających, podczas gdy dyfundująca domieszka wprowadza naprężenia rozciągające, mogłoby także wyeliminować lub zmniejszyć proces generacji defektów strukturalnych. Podobne rezultaty mogłaby przynieść jednoczesna dyfuzja dwóch domieszek o promieniach atomowych większym i mniejszym od promienia atomowego zastępowanego atomu w siatce krystalicznej.

Na podstawie przeprowadzonych prac można sformułować następujące wnioski:

1. Przeprowadzone badania selektywnie trawionych warstw dyfuzyjnych oraz ich szlifów skośnych i przełomów potwierdziły, że zasadniczymi defektami strukturalnymi generowanymi podczas dyfuzji cynku do arsenku galu są dyslokacje. Poprzednio wykazały to przeprowadzone badania rentgenowskie [8]. Dyfundująca domieszka wprowadza, ze względu na różnicę promieni atomowych, naprężenia deformując w ten sposób siatkę krystaliczną. Gdy naprężenia te przekroczą wartość graniczną, generowane są dyslokacje.
2. Dla dyfuzji w obecności nadmiarowych par arsenku gęstość generowanych dyslokacji może przekroczyć 10^6 cm^{-2} . W przypadku dyfuzji przy dysocjacyjnym ciśnieniu par arsenu, mechanizm generacji defektów warstw dyfuzyjnych komplikuje się. W związku z dekompozycją warstwy przypowierzchniowej istnieje możliwość generacji naprężeń i dyslokacji, a także możliwość reakcji cynku ze zdekomponowanym, o naruszonej stechiometrii materiałem warstwy przypowierzchniowej, co może prowadzić do tworzenia się wydzielen. Sumaryczna gęstość defektów generowanych w czasie dyfuzji przy równowagowym ciśnieniu par arsenu dochodzi do 10^7 cm^{-2} .
3. Przeprowadzono próbę teoretycznej, ilościowej analizy zjawiska generacji dyslokacji w czasie dyfuzji domieszek akceptorowych do arsenku galu. Obliczono współczynniki deformacji siatki krystalicznej arsenku galu β_{Zn} , β_{Cd} , β_{Mn} oraz dla zakresu temperatur 500-1000°C oszacowano wartość naprężeń odpowiadających naprężeniom górnemu progu plastyczności arsenku galu i obliczono koncentracje domieszek /Zn, Cd, Mn/ konieczne do generacji dyslokacji. Dla określonego rozkładu cynku w warstwie dyfuzyjnej obliczono rozkład i gradient rozkładu generowanych naprężeń. Rezultaty przeprowadzonych badań potwierdziły wyniki analizy teoretycznej. Porównanie parametrów procesu generacji dyslokacji w czasie

dyfuzji fosforu do krzemu i cynku do arsenku galu wykazało, że proces ten jest w przypadku arsenku galu znacznie bardziej prawdopodobny: wartości naprężeń progu plastyczności i koncentracji domieszki niezbędne dla generacji dyslokacji są dla arsenku galu około dwa rzędy niższe niż dla krzemu.

Autorzy pragną podziękować kolegom z Pracowni Aplikacji Materiałów Półprzewodnikowych za pomoc w przeprowadzaniu eksperymentów oraz mgr M. Pawłowskiej za przeprowadzenie badań przy użyciu elektronowego mikroskopu skaningowego, dyskusję ich wyników i szereg cennych uwag w czasie prowadzenia prac.

Literatura

1. Chłudkov S.S., Masnin S.V., Lovrišev T.T., Votkin A.R., Presnov V.A.: Zavisimost' charakteristik difuzionnych elektronno-dyrocznych perechodov v arsenide gallija ot uslovij ich izgotovlenija, Arsenid gallija, Sbornik statej, Tomsk, 1968.
2. Chłudkov S.S., Presnov V.A.: Sbornik statej "Fizika p-n perechodov", "Zinatne", Riga 1969.
3. Pietras E., Darek B.: Parametry elektryczne dyfuzyjnych złącz p-n w arsenku galu, Prace ITE 4, 31, 1971.
4. Pietras E.: Defektywność dyfuzyjnych złącz p-n w arsenku galu, praca doktorska, Kijów 1972.
5. Black J.F., Lublin P.: Electrical measurements and x-ray lattice parameter measurements of GaAs doped with Se, Te, Zn and Cd and stress effects of these elements as diffusants in GaAs. J. Appl. Phys. 35, 8, 2462, 1964.
6. Schwuttke G., Ruprecht H.: X-ray analysis of diffusion-induced defects in gallium arsenide. J. Appl. Phys. 37, 1, 167, 1966.
7. Zacharov B.G., Chłudkov S.S.: Issledovanie soversenstva difuzionnych sloev polucennych pri diffuzij cinka v GaAs, Fizika 6, 18, 1966.
8. Darek B., Pietras E., Sass J.: Badanie defektów warstw dyfuzyjnych w arsenku galu, Prace ITE 3, 60, 1970.
9. Black J.F., Jungbluth E.D.: Precipitates induced in GaAs by the in-diffusion of zinc. J. Electrochem. Soc. 114, 2, 188, 1967.
10. Black J.F., Jungbluth E.D.: Decorated dislocations and sub-surface defects induced in GaAs by the in-diffusion of zinc. J. Electrochem. Soc. 114, 2, 188, 1967.
11. Black J.F.: The occurrence and identification of precipitates in zinc-diffused GaAs. J. Electrochem. Soc. 114, 12, 1292, 1967.
12. Winteler H.R., Steinemon A.: Correlation between diffusion and precipitation of impurities in dislocation-free GaAs. Symp. on GaAs 12, 73, 1968.
13. Marujama M.: Diffusion of zinc into GaAs. J. Appl. Phys. 7, 9, 476, 1968.
14. Rhines W.P., Sterenson D.A.: Precipitation during zinc diffusion in gallium arsenide. J. Electr. Materials 2, 2, 341, 1974.
15. Osvenskij V.B., Proško G.P., Milvidskij M.G.: Vlijanie dislokacij na strukturu difuzionnych p-n perechodov v arsenide gallija i na parametry rekombinacionnogo izlucenija. Fizika i Technika poluprovodnikov 1, 6, 911, 1967.
16. Zacharov B.G.: Vlijanie stepeni soversenstva Ge i GaAs na skaček integral'noj intensivnosti na k - krae pogłosćenija. Kristallografijo - Sb. statej 2, 2, 227, 1966.
17. Prussin S.: Generation and distribution of dislocations by solute diffusion. J. Appl. Phys. 32, 10, 1876, 1961.
18. Darek B., Pietras E.: Technologiczne aspekty dyfuzji domieszek w arsenku galu. Archiwum Elektrotechniki 21, 2, 385, 1972.
19. Darek B.: Dyfuzja cynku do arsenku galu. Archiwum Elektrotechniki 17, 4, 871, 1968.
20. Timoshenko T.: Theory of elasticity. New York 1934.
21. Sazin N.P., Mil'vidskij M.G., Osvenskij V.B., Stoljarov O.G.: Vlijanie legirovanija na plasticeskiju deformaciju monokristallov arsenida gallija. Fizika Tverdovo Tela 8, 5, 1540, 1966.
22. Thai N.D.: Anomalous diffusion in semiconductors- o quantitative analysis. Solid-St. Electron. 13, 165, 1970.
23. Czaja W.: Condition for the generation of slip by diffusion of phosphorus into silicon. J. Appl. Phys. 38, 2, 725, 1967.
24. Cohen B.G.: X-ray measurement of elastic strain and lattice constant of diffused silicon. Solid- St. Electr. 10.1, 33, 1967.
25. Joshi M.L., Ma C.H.: Residual strains in phosphorus diffused silicon. J. Appl. Phys. 38, 2, 725, 1967.