

**OSRODEK  
NAUKOWO-  
PRODUKCYJNY  
MATERIAŁÓW  
PÓŁPRZEWODNIKOWYCH  
WARSZAWA**

# **PRACE ONPMP**

**NIKTÓRE PROBLEMY ZWIĄZANE Z JAKOŚCIĄ  
MATERIAŁU WYJŚCIOWEGO W TECHNOLOGII  
KRZEMOWYCH PRZYRZĄDÓW PÓŁPRZEWODNIKOWYCH**

1975

Nr 6



OŚRODEK NAUKOWO-PRODUKCYJNY  
MATERIAŁÓW PÓŁPRZEWODNIKOWYCH

Edward PIETRAS

NIEKTÓRE PROBLEMY ZWIĄZANE Z JAKOŚCIĄ  
MATERIAŁU WYJŚCIOWEGO W TECHNOLOGII  
KRZEMOWYCH PRZYRZĄDÓW PÓŁPRZEWODNIKOWYCH

Wydawnictwa Przemysłu Maszynowego WEMA

<http://rcin.org.pl>



KOLEGIUM REDAKCYJNE

Redaktor Naczelny: Bolesław Jakowlew  
Z-ca Redaktora Naczelnego: Paweł Drzewiecki

Redaktorzy działów:

Jan Bekisz  
Bohdan Ciszewski  
Zenon Horubała  
Andrzej Hruban  
Czesław Jaworski  
Edward Szabelski  
Andrzej Taczanowski  
Władysław Włosiński

Sekretarz Redakcji: Ewa Brojan

Adres Redakcji:  
Warszawa, ul. Konstruktorska 6, tel. 43-74-61

Do użytku służbowego



## 1. WSTĘP

Jakość wyjściowego krzemu w zasadniczy sposób wpływa zarówno na parametry przyrządów półprzewodnikowych, jak i na ich uzysk. Z punktu widzenia wymagań stawianych przez wytwórców przyrządów, materiał wyjściowy można podzielić na następujące grupy:

- materiał do obwodów scalonych /w postaci płytek monokryształów objętościowych/,
- materiał do przyrządów dyskretnych o dużej i średniej powierzchni złącza p-n /przede wszystkim w postaci płytek monokryształów objętościowych/,
- materiał do przyrządów dyskretnych o małej powierzchni złącza p-n /przede wszystkim w postaci płytek z warstwą epitaksjalną, a w pewnych przypadkach także i w postaci płytek monokryształów objętościowych/.

Ponieważ większość typów obwodów scalonych wykorzystuje jako materiał obszaru czynnego warstwę epitaksjalną wytwarzane w cyklu technologicznym produkcji przyrządów, jakość wyjściowego krzemu, materiału podłożowego w postaci płytek monokryształów objętościowych, nie wpływa bezpośrednio na parametry złącza p-n i przyrządów. Istnieje tylko związek pośredni poprzez wpływ na parametry warstwy epitaksjalnej. Nawet w przypadku, gdy struktury ze złączami p-n wykonywane są bezpośrednio w materiale wyjściowym, złącza te są często złączami niskonapięciowymi, a na ich parametry bardziej wpływają defekty powstające w cyklu ich wytwarzania, niż jakość materiału wyjściowego. Niewątpliwie, wymagania na materiał podłożowy dla obwodów scalonych wzrastają ze wzrostem stopnia integracji. Niemniej i w tym przypadku istnieje zasadnicza różnica problematyki jakości materiału wyjściowego na obwody scalone i materiału na przyrządy dyskretnie. Materiał wyjściowy na przyrządy dyskretnie jest bowiem materiałem obszaru czynnego przyrządu. Ma tu miejsce bezpośrednia zależność między jego jakością /defektami sieci krystalicznej, zanieczyszczeniami, niejednorodnością/, a parametrami złącza p-n i uzyskiem przyrządów półprzewodnikowych.

Rozpatrując, z punktu widzenia producenta materiału wyjściowego, wpływ jakości materiału na parametry i uzysk przyrządów półprzewodnikowych należy zwrócić uwagę na jeszcze jedną sprawę. Obecnie nie ma jeszcze możliwości oddzielenia w strukturze gotowego przyrządu defektów powstałych w procesie monokrysztalizacji materiału wyjściowego /defekty wzrostowe/ od defektów wprowadzonych podczas cyklu technologicznego wytwarzania przyrządu. Często te ostatnie przewyższają ilością i stopniem szkodliwości większość defektów materiału wyjściowego. Z drugiej strony defekty wzrostowe ulegają zmianom w czasie procesów technologicznych, a także reagują z defektami wprowadzanymi co daje efekty niezależne. Wynika stąd konieczność zainteresowania się wytwórcy materiału dalszą jego obróbką w czasie wytwarzania przyrządów.

Przedmiotem niniejszego opracowania jest kompleksowe rozpatrzenie wpływu defektów sieci krystalicznej i zanieczyszczeń materiału wyjściowego na parametry złącza p-n i przyrządów półprzewodnikowych oraz analiza niekorzystnych zmian parametrów materiału wyjściowego, zachodzących podczas wytwarzania przyrządów półprzewodnikowych. Zebrała ona została również dostępna literatura dotycząca ww. zagadnień.



## 2. DEFEKTY SIECI KRystalicznej ORAZ Zanieczyszczenia Krzemu I Krzemowych Warstw Epitaksjalnych. Ich Wpływ Na Parametry Złącza I Przyrządów Półprzewodnikowych

Defekty sieci krystalicznej i zanieczyszczenia znajdujące się w warstwie ładunku przestrzennego złącza p-n wpływają bezpośrednio na jego parametry. Oddziałują na mechanizm generacji i rekombinacji nośników. Są przyczyną niejednorodnego rozkładu pola elektrycznego w warstwie ładunku przestrzennego, co często prowadzi do powstawania mikro- i mezoplazmy, a więc lokalnego przebicia złącza p-n. Wpływ defektów na parametry złącza p-n oprócz ich koncentracji zależy jest również od ich wielkości i położenia w warstwie ładunku przestrzennego. Na przykład, małe nieprzewodzące wtrącenia /poniżej 2000 Å/ mogą najwyżej spowodować lokalne powstawanie mikroplazm oraz zwiększenie szumów, podczas gdy większe cząsteczki powodują kanałowanie prądu i niszczące przebicia cieplne. W przeciwieństwie do dużych, bardzo małe silnie rozproszone wydzielenia metali mogą być niekiedy tolerowane.

Napięcie przebicia i jego ostrość jest jednym z najszerzej stosowanych kryteriów oceny wpływu defektów sieci krystalicznej, zanieczyszczeń i niejednorodności rozkładu domieszek na parametry złącza p-n i przyrządów półprzewodnikowych. Wpływ tych defektów należy jednak rozpatrywać szerzej. Oprócz zmniejszenia napięć wstecznych /tak lokalnie jak i na całej płytce/ oraz zwiększenia prądów wstecznych, powodują one także kanałowanie prądu zarówno w kierunku zaporowym, jak i w kierunku przewodzenia, zmniejszenie czasu życia nośników mniejszościowych itp.

Specyfika defektów sieci krystalicznej, zanieczyszczeń i niejednorodności parametrów krzemu związana jest z technologią jego wytwarzania. Zasadniczo różniącymi się technologiami wytwarzania są: monokryształizacja objętościowa i wzrost epitaksjalny na podłożach płytek monokryształów objętościowych.

### 2.1. Monokryształy objętościowe

Większość monokryształów objętościowych krzemu, stosowanych w technologii przyrządów półprzewodnikowych, otrzymuje się zasadniczo jedną z dwóch technik - Czochralskiego i beztygłowego topienia strefowego. Materiał otrzymany każdą z tych metod charakteryzuje się przewagą pewnego rodzaju defektów. Niemniej w większości przypadków mamy do czynienia z niejednorodnością parametrów elektrycznych, naprężeniami mechanicznymi, dyslokacjami, wakansami i ich zgrupowaniami, niskokątowymi granicami ziaren, strukturami bliźniaczymi, mikrodefektami, wydzieleniami /np. SiO<sub>2</sub> i SiC/ oraz zanieczyszczeniami szybko dyfundujących metali. Wpływ tych defektów na parametry złącza p-n i przyrządów półprzewodnikowych będzie omówiony niżej.

#### 2.1.1. Niejednorodność oporności

Niedoskonałości techniki monokryształizacji prowadzą do niejednorodnego rozkładu domieszki w przekroju monokryształu. Na tę niejednorodność nakłada się regulama, okresowa, mikroniejednorodność rozkładu oporności, która prawdopodobnie związana jest z hydrodynamicznym falowaniem w roztworze. Pasma mikroniejednorodności oporności, równoległe do powierzchni granicznej wzrostu, są szerokości kilku do kilkunastu μm. Ponieważ wartość napięcia przebicia lawinowego określa oporność właściwa krzemu, oczywistym jest, że w obszarach o obniżonej oporności właściwej przebicie będzie następować wcześniej. W obszarach tych będziemy mieli do czynienia z włączaniem się niskonapięciowych mikroplazm. Zgodnie z wynikami badań [4.47, 4.41], dla krzemu o oporności właściwej 5 - 32 Ω·cm, miała miejsce prawie pełna korelacja przebicia



po mikroplazmach i obszarów o obniżonej oporności właściwej. Dla materiału o oporności właściwej  $32\Omega\text{cm} - 150\Omega\text{cm}$  tak jednoznacznej korelacji nie obserwowano. Jeszcze bardziej niejednoznaczne wyniki miały miejsce w przypadku krzemu o  $\rho > 150\Omega\text{cm}$ . Dla tych materiałów, położenie obszaru w którym następowało wcześniejsze przebicie, zależało bardziej od względnej niejednorodności oporności właściwej i obecności defektów właściwej sieci krystalicznej niż od wartości oporności właściwej w tym obszarze.

### 2.1.2. Naprężenia mechaniczne

Wpływ naprężeń mechanicznych na charakterystyki złącz p-n badany był w [1.11, 4.26]. W [1.11] sugeruje się, że wraz ze wzrostem naprężeń mechanicznych w obszarze warstwy ładunku przestrzennego złącza p-n, ma miejsce wzrost prądów wstecznych, związany z lokalną zmianą szerokości przerwy zabronionej. Przy naprężeniach bliskich wartości górnej granicy plastyczności krzemu ma miejsce generacja defektów punktowych i ich zgrupowań, które w powiązaniu z dyslokacjami są centrami rekombinacji, a także mogą być bezpośrednio źródłem mikroplazm. Wzrost gęstości centrów rekombinacji w warstwie ładunku przestrzennego oraz generacja mikroplazm mogą doprowadzić do zwiększenia prądów wstecznych nawet o kilka rzędów i znacznego obniżenia napięć przebicia.

### 2.1.3. Dyslokacja

Od początku rozwoju technologii przyrządów półprzewodnikowych dyslokacje stanowiły zasadniczy problem badań, częściowo ze względu na to, że w okresie początkowym monokryształy objętościowe były w znacznym stopniu niedoskonałe, a także częściowo ze względu na to, że dyslokacje są łatwe do ujawnienia i były nader spektakularnym świadectwem badań jakości materiału.

Na obecnym poziomie technologii monokryształy możliwe jest otrzymywanie bezdyslokacyjnych monokryształów o wadze do 25 kg i średnicy do 120 mm. Jednocześnie należy podkreślić, że już konferencja w Bostonie, w roku 1960 [1.1] wykazała, że równomiernie rozmieszczone w kryształach dyslokacje o gęstości do około  $10^3\text{cm}^{-2}$  nie wpływają na uzysk przyrządów półprzewodnikowych. Potwierdziły to późniejsze badania J.E. Lawrence'a [1.12] i G.H. Schwuttke /np. [1.13]/. Jednocześnie istnieje szereg danych świadczących, że nieznaczna gęstość jednorodnie rozłożonych w kryształach dyslokacji może być pożyteczna. Wynika to z "generujących" własności dyslokacji. A.H. Cottrell [2.1] wskazał na oddziaływanie dyslokacji na defekty punktowe oraz wydzielanie się domieszki wokół dyslokacji. Ponieważ wokół dyslokacji skupiają się defekty punktowe, w materiale powstają obszary wolne od tych defektów.

To co stanowi niekiedy zaletę dyslokacji jednocześnie może stać się ich wadą. Uszkodzenia przyrządów wynikające z takiego pośredniego oddziaływania dyslokacji, związane są z przyspieszoną dyfuzją i wydzielaniem wytrąceń wzdłuż linii dyslokacyjnych. Związane jest to z przyciąganiem domieszki, co prowadzi do zwiększenia jej koncentracji w obszarze "atmosfery" domieszki otaczającej dyslokację. W podobny sposób obszar dookoła dyslokacji wzbogaca się wakansami, co zwiększa składową podstawieniową dyfuzji. F. Barson i inni [3.79] wykazali, że właśnie zwarcia emitera z kolektorem w tranzystorach często mogą być spowodowane przez kanały łatwej dyfuzji t.zw. "rurki dyslokacyjne" - "pipes". Największa ich gęstość odpowiadała [3.79] obszarom o największej gęstości dyslokacji.

Rozpatrując wpływ dyslokacji na parametry przyrządów półprzewodnikowych, należy pamiętać o różnicy ich oddziaływania zależnej od charakteru dyslokacji. Najbardziej aktywne są dyslokacje ruchome generujące wakanse w czasie swojego przemieszczania się. Inaczej będą oddziaływać na parametry przyrządów półprzewodnikowych te same dyslokacje dekorowane atomami domieszki lub zanieczyszczeń takich jak np. miedź.



Już z tej wstępnej analizy zagadnienia wynika konieczność kontrolowania gęstości dyslokacji w przyrządach półprzewodnikowych. Niezbędna jest znajomość wpływu dyslokacji, znajdujących się w warstwie ładunku przestrzennego złącza p-n, na mechanizm pracy złącza i jego parametry. Zagadnienia te omówimy poniżej.

Wpływ dyslokacji znajdujących się w warstwie ładunku przestrzennego złącza p-n na jego parametry elektryczne można wyjaśnić [1.11] "zmianą" szerokości przerwy zabronionej w obszarze defektu. W obszarze pola naprężeń mechanicznych dyslokacji, część materiału podlega działaniu sił ściskających, a część - działaniu sił rozciągających. W obszarze naprężeń ściskających lokalne zmiany szerokości przerwy energetycznej mogą dochodzić do 0,4 eV. Takie zmiany mogą już w zasadzie powodować zmniejszenie energii jonizacji zderzeniowej elektronu, a także, w szeregu przypadków powodować "tunelowanie" nośników w obszarze dyslokacji.

Ponieważ dyslokacje wprowadzają poziomy energetyczne w przerwę zabronioną, wpływają one także na proces generacji - rekombinacji, a więc na charakterystykę prądowo-napięciową złącza p-n. Wpływ prądu kanałowego, związanego z obecnością dyslokacji w warstwie ładunku przestrzennego złącza p-n, można zmniejszyć poprzez rozzerwanie "wolnych" wiązań dyslokacji. Należy podkreślić, że niestabilne, "ruchome" dyslokacje /np. dyslokacje generowane w czasie cykli temperaturowych, w procesie technologicznym wytwarzania przyrządów półprzewodnikowych/ mają więcej "wolnych" wiązań niż dyslokacje stabilne, "zakotwiczone" i dlatego są energetycznie bardziej aktywne. One też bardziej wpływają na parametry złącz p-n [1.12, 4.24]. Obecność dyslokacji w obszarze ładunku przestrzennego złącza p-n sprawia, że geometria obszaru przestrzennego staje się bardziej złożoną, co powoduje wzrost pojemności jednostkowej złącza, w porównaniu z pojemnością złącza bezdyslokacyjnego. [3.80].

Najpełniejsze dane liczbowe na temat wpływu dyslokacji na napięcie przebicia złącz p-n zawarte są w pracach [4.44, 4.46]. W [4.44] badając planarne diody krzemowe, stwierdzono, że przy  $N_D = 3 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-2}$  napięcie przebicia maleje średnio o 20-25%. Najmniejsza liczba dyslokacji przecinająca linię złącza p-n i powodująca spadek napięć przebicia wynosiła 80 - 100, co odpowiada w warunkach pracy [4.44]  $N_D \approx 10^4 \text{ cm}^{-2}$ . W pracy [4.44] nie uwzględniono jednak złożoności struktury dyslokacyjnej tj. obecności różnego typu dyslokacji i istnienia pętli dyslokacyjnych. W rezultacie, ilość wytrawionych jamek w obszarze złącza p-n nie odpowiada ilości dyslokacji przecinających warstwę ładunku przestrzennego złącza. W [4.44] gęstość dyslokacji mierzona była na gotowych strukturach. Nie przeprowadzono rozróżnienia dyslokacji wzrostowych i dyslokacji wprowadzanych w czasie procesu dyfuzji /procesy dyfuzji nie były "bezdefektowymi"/.

Uwagi powyższe uwzględniono w pracy [4.46], gdzie, przeprowadzając "bezdefektowe" dyfuzje, badano wpływ tylko dyslokacji wzrostowych na wsteczne charakterystyki prądowo-napięciowe planarnych diod krzemowych. Zaobserwowano wyraźną zależność wstecznej charakterystyki od ilości dyslokacji. Pojawienie się każdej nowej dyslokacji, przecinającej złącze p-n, zmniejszało wartość napięcia dla określonej wartości prądu wstecznego o 20 - 30%. W warunkach eksperymentów pracy [4.46] oznacza to przejście od materiału bezdyslokacyjnego do materiału o gęstości dyslokacji  $N_D = 3 \cdot 10^3 \text{ cm}^{-2}$ , a od tego ostatniego do materiału o  $N_D = 6 \cdot 10^3 \text{ cm}^{-2}$  itd.

Tak więc dolny zakres gęstości dyslokacji wpływających na elektryczne własności złącz p-n, znajduje się niżej niż podano w [4.44], a mianowicie na poziomie  $N_D = 3 \cdot 10^3 \text{ cm}^{-3}$ . Referowane powyżej prace dotyczyły przede wszystkim materiału niskooporowego. W pracy [4.41] przeprowadzono badania wpływu gęstości dyslokacji na powstawanie mikropłazm i przebicie dyfuzyjnych złącz p-n w materiale wysokooporowym. Uzyskane w [4.41] rezultaty zebrano w tablicy 1.



Tablica 1

Wpływ gęstości dyslokacji na przebiecie dyfuzyjnych złącz p-n w materiale wysokooprowym [4.41]

$\rho$ [ $\Omega \text{ cm}$ ]	$N_d \text{ cm}^{-2}$	$0 - 10^1$	$10^2 - 10^4$	$10^5 - 10^6$
5 - 32		nie wpływa	nie wpływa	wpływa /5 %/
32 - 60		nie wpływa	wpływa /3%/	wpływa /12%/
60 - 150		nie wpływa	wpływa /10%/	wpływa /30%/
150 - 500		nie wpływa	wpływa /20%/	wpływa /40%/

Uwaga: Stopień wpływu /w %/ określono w [4.41] w stosunku do całkowitej ilości badanych złącz p-n danej partii. W badanych próbkach generacja mikroplazm miała miejsce w obszarach, w których gęstość dyslokacji była wyższa od średniej dla danej płytki.

Jak widać z danych zawartych w tabelicy, wraz ze wzrostem oporności właściwej materiału dyslokacje w coraz większym stopniu wpływają na parametry złącz p-n. Tak jak w przypadku materiału niskooprowego, dolny zakres gęstości dyslokacji wpływających na elektryczne własności złącz p-n znajduje się na poziomie  $10^3 \text{ cm}^{-3}$ . Jest to zgodne z wynikami wcześniej referowanych badań zależności uzysku przyrządów od gęstości dyslokacji [1.1, 1.12, 1.13].

#### 2.1.4. Wakanse i ich zgrupowania

Równowagowa frakcja wakansów w temperaturze odpowiadającej temperaturze topnienia krzemu wynosi  $2,5 \cdot 10^8$  [3.01]. W przypadku powolnego chłodzenia kryształu równowagowa ilość wakansów może być zachowana. Przy chłodzeniu gwałtownym wakanse nie mogą ulegać anihilacji /np. poprzez dyfuzję do powierzchni/ i tworzą stabilne zgrupowania. Obecność dyslokacji w kryształach znacznie ułatwia proces anihilacji wakansów.

W przypadku Ge, przy gęstości dyslokacji większej niż  $5 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-2}$ , może następować w czasie gwałtownego oziębienia kryształu po jego wyciągnięciu anihilacja 90% wakansów [3.01].

Wakanse i ich formy ewolucyjne, odgrywają ważną rolę w zjawiskach powstawania wydzielen i mikrodefektów, tak w czasie wzrostu monokryształów jak i w czasie dalszych obróbek podczas cyklu technologicznego. J.E. Lawrence [3.56] wykazał, że anomalna dyfuzja domieszek w tranzystorach p-n-p w czasie "efektu pogrążania" /emitter dip effect/ spowodowana jest przez naprężenia. Sugeruje on, że naprężenia powodują przemieszczenie się dyslokacji, co generuje znaczną ilość wakansów. W.C. Dash [2.2] obserwował wydzielanie się Cu na dyslokacjach przemieszczających się w deformowanym krzemie. Podobnie, znaczna koncentracja wakansów, istniejąca w obszarze międzypowierzchni Au-Sb tranzystorów stopowych, powoduje powstawanie wydzielen Au [4.60].

R. Stickler i C.R. Booker [2.14] stwierdzili, że obróbka mechaniczna powoduje powstawanie zgrupowań wakansów rozciągających się znacznie poza obszar warstwy naruszanej.

A. Geotzberger i R.H. Finch [4.15] obserwowali zmianę napięć przebiecia złącz p-n /wzrost dla struktur n<sup>+</sup>-p, zmniejszenie dla struktur p<sup>+</sup>-n/ po zarysowaniu powierzchni



plytki. Zwrócono przy tym uwagę aby powstałe rysy nie dochodziły do obszaru złącza p-n. Autorzy [4.15] twierdzą, że rysowanie wprowadza dodatkowo koncentrację  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$  donorów, przede wszystkim poprzez generację wakansów rozciągających się aż do obszaru złącza p-n.

W przypadku wakansów, w większym nawet stopniu niż w przypadku dyslokacji, trudno jest określić charakter wprowadzanych poziomów energetycznych. Wynika to między innymi z powiązań wakansów z defektami sieci krystalicznej, zanieczyszczeniami i domieszkami.

### 2.1.5. Niskokątowe granice ziaren

Ten typ defektów krystalograficznych często spotyka się w krzemie otrzymywanym metodą beztyglową. W [4.41] badano krzem o różnej oporności właściwej z jednakową gęstością dyslokacji i niskokątowymi granicami ziaren różnej długości. Tylko w obszarach znacznych skupisk niskokątowych granic ziaren obserwowano powstawanie mikroplazm przy przebiciu. Tak więc, zgodnie z wnioskami [4.41,] niskokątowe granice ziaren słabo wpływają na powstawanie uszkodzeń przyrządów o ile nie występuje ich nadmierna lokalizacja w obszarze złącza p-n. Będą natomiast pogarszać mechaniczne własności materiału, a co za tym idzie, mogą spowodować zwiększony odpad przyrządów po operacjach termicznych.

### 2.1.6. Defekty "bliźniakowania"

"Czyste" granice bliźniakowania nie wpływają zasadniczo na przepływ nośników. Mogą być jednak przyczyną niejednorodnego rozkładu domieszki powstającego ze względu na lokalną zmianę współczynnika segregacji, związaną z lokalną zmianą orientacji sieci krystalicznej. Niekoherentne /zwane także bocznymi/ granice bliźniakowania wpływają na ruchliwość i czas życia nośników. Jeśli kryształ ma dużą gęstość defektów "bliźniakowania" to towarzyszą im błędy ułożenia kończące się na dyslokacjach częściowych.

Ze względu na lokalne pole naprężeń, granice bliźniakowania mogą powodować wzrost temperatury złącza p-n spolaryzowanego w kierunku zaporowym. Niemniej przeprowadzone [4.41] badania wpływu tego typu defektów na parametry złącza p-n wykazały, że przebicie nie jest związane z granicami bliźniakowania. Wszystkie przyrządy wykonane w tym obszarze kryształu miały "twarde" charakterystyki wsteczne i małe prądy upływności. Materiał zawierający tego typu defekty może być wykorzystany do produkcji matryc diodowych, bądź elementów wykorzystujących struktury MOS [1.22].

### 2.1.7. Mikrodefekty i wydzielenia

Większość monokryształów objętościowych krzemu ma możliwość oszacowania koncentrację mikrodefektów i wydzielen [1.4, 2.16].

H.F. John i inni [2.16] sklasyfikowali 5 typów mikrodefektów i wydzielen obserwowanych w krzemie:

- 1/ duże wydzielenia bądź wtrącenia ciał obcych, często rozmiarów do kilka  $\mu\text{m}$ ;
- 2/ małe rozproszone cząsteczki, które mogą być wydzieleniami;
- 3/ defekty w kształcie pętli /"loop - shaped defects"/;
- 4/ wytrawione wzgórki /"etch hillocks"/;
- 5/ figury gwiazdy naprężeń /"star stress figures"/.

Zgodnie z [2.16] jest prawdopodobne, że defekty typu 4/ i 5/ stanowią nieco różniący się obraz mikroskopowy tego samego defektu. Wydzielenia otoczone są często polem naprężeń lub obszarem wysokiej segregacji domieszki. W materiałach otrzymanych tą samą technologią przeważa jeden typ defektów. W [1.10] sugeruje się, że z SiC związana jest większość wydzielen w krzemie litym, chociaż cząsteczki te nie były iden-



tyfikowane bezpośrednio /in situ/. Obecność węgla stwierdzano często [2.19] przy koncentracjach  $3-4 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  /bliskich granicy rozpuszczalności SiC w krzemie w temperaturze topnienia. Wydzieleniami mogą być także cząsteczki  $\text{SiO}_2$ . Wydzielenia  $\text{SiO}_2$  w monokryształach objętościowych krzemu należy rozpatrywać mając na uwadze zarówno defekty materiału wyjściowego, jak i jego dalszą obróbkę termiczną. Podstawy fizyczne i kinetyka prostych reakcji  $\text{Si} - \text{O}_2$  są w chwili obecnej całkiem zrozumiałe, a nawet przebadane ilościowo [2.7, 3.19, 3.20, 3.32]. W czasie monokryształizacji, maksymalna koncentracja tlenu w cieczy może wynosić około  $2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$  /metoda Czochralskiego/ lub około  $2 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-3}$  /metoda topienia strefowego w próżni/ i około  $10^{16} \text{ cm}^{-3}$  /metoda topienia strefowego w argonie/. W czasie wygrzewania przez okres kilku godzin w temperaturze około  $450^\circ$  powstaje kompleks donorowy  $\text{SiO}_4^-$ , którego koncentracja zależy w pewnym stopniu od temperatury i początkowej koncentracji tlenu. Już w temperaturze  $550^\circ$  kompleks ten rozpada się. Wygrzewanie w tej lub w wyższej temperaturze prowadzi do powstawania wydzieleni  $\text{SiO}_2$ .

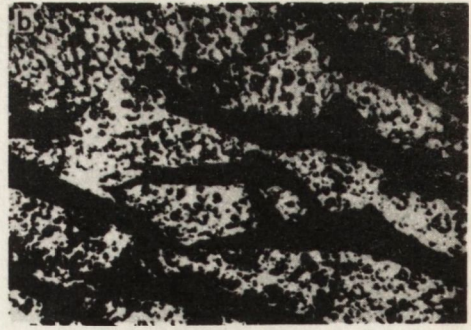
Powstawanie kompleksów donorowych może zmieniać oporność właściwą, a w pewnych przypadkach nawet typ przewodnictwa krzemu. Względnie prosty obraz staje się bardziej skomplikowany w obecności dyslokacji i szybko dyfundujących zanieczyszczeń metalicznych. Jak wykazał E.J. Metz [4.13], badając degradację złącz p-n w czasie wygrzewania w atmosferze zawierającej tlen, zanieczyszczenia metaliczne /przede wszystkim Cu/ mogą być miejscem uprzywilejowanego osadzania się tlenu.

Tlen może także tworzyć "atmosferę" dookoła dyslokacji, tak wzrostowych, jak i generowanych w czasie dyfuzji. Ogólnie można powiedzieć, że wiele zjawisk degradacji parametrów przyrządów związanych jest właśnie z tego typu wzajemnym oddziaływaniem: tlen - defekt strukturalny - szybko dyfundujące zanieczyszczenie.

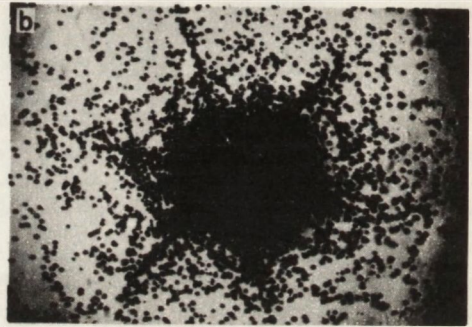
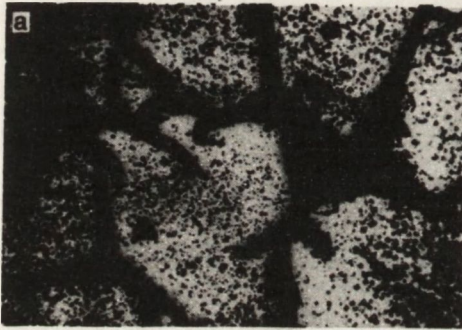
Charakter defektów w kształcie pętli nie jest jeszcze całkowicie wyjaśniony. Defekty tego typu częściej spotyka się w krzemie o niskiej gęstości dyslokacji otrzymanym metodą Czochralskiego niż w materiale otrzymanym metodą topienia strefowego. Prawdopodobnie [1.10], nie są one związane z wydzieleniami  $\text{SiO}_2$ . A.N. Knopp i R. Stickler [4.60] zaobserwowali, że koncentracja tych defektów zmniejsza się w kierunku do środka płytki tak, że można otrzymać zależność ich koncentracji w funkcji promieniowania. Sugerują oni, że defekty w kształcie pętli mogą być przyczyną części zjawisk powodujących zwiększony odpad przyrządów przy obrzeżu płytki. E.D. Wolley i R. Stickler [3.53] wykazali, że defekty tego typu są miejscami uprzywilejowanego wydzielenia Au w czasie jego dyfuzji. Ogólnie można powiedzieć, że przy dużej koncentracji, defekty w kształcie pętli są szkodliwe dla przyrządów. Brak jest jednak dokładnych danych ilościowych na ten temat.

Defekty typu "gwiazdy" opisane są w [2.17, 4.41, 4.48]. Zgodnie z [2.17], defekty tego typu związane są z wysokimi lokalnymi naprężeniami powstającymi w czasie monokryształizacji. Świadczą także o tym przeprowadzone [4.41] badania mikrotwardości krzemu mającego takie defekty. W wymienionej pracy wyróżnia się jeszcze szereg odmian defektów typu "gwiazdy naprężenia". Są nimi defekty typu "drzewa", "mikropęknięcie" i "centralnie położonego rdzenia" /rys. 1, 2/. Przeprowadzono badania wpływu tego typu defektów na złącza p-n [4.49, 4.41]. W [4.49] badano materiał o średnicy 25 mm otrzymany metodą topienia strefowego. W [4.41] badano krzem o średnicy 74 mm i oporności  $35-65 \Omega \text{ cm}$  otrzymany metodą Czochralskiego i materiał o oporności  $350-500 \Omega \text{ cm}$  otrzymany metodą beztygłową. W miejscu przecięcia złącz p-n z takim defektem zawsze następowało przedwczesne przebicie. W [4.41] sugeruje się, że defekty tego typu, powodując lokalny wzrost koncentracji głębokich poziomów, wpływają na zwiększenie prądów generacyjno-rekombinacyjnych. Przy tym ma miejsce lokalne przegrzanie złącza p-n,





Rys. 1. Obraz defektów w monokrystalicznym krzemie typu /a/ "gwiazdy" i /b/ "drzewa" [4.49]



Rys. 2. Mezoplazmowe przebicie złącza p-n w obszarze lokalizacji defektów typu "mikropęknięcia" /a/ i "centralnie położonego rdzenia" /b/ [4.41]

dalszy wzrost prądu wstecznego i w rezultacie przebicie złącza p-n. Tak więc mamy tu do czynienia nie z mechanizmem przebicia lawinowego, lecz z przebicciem cieplnym.

### 2.1.8. Szybkodyfundujące metale

Pewne zanieczyszczenia metaliczne, takie jak Cu, Au, Fe, Mn, dyfundują w krzemie znacznie szybciej niż inne domieszki. Wynika to ze znacznego wkładu składowej międzywęzłowej dyfuzji. Zanieczyszczenia te zmieniają czasy życia nośników mniejszościowych zarówno bezpośrednio, poprzez wprowadzenie dodatkowych centrów rekombinacji i pułapkowanie, jak i pośrednio, poprzez powstawanie ich wydzielań, co wprowadza naprężenia w siatkę krystaliczną. Mogą one zmieniać oporność krzemu lub prowadzić do jego kompensacji.



Ważnym problemem degradacji parametrów przyrządów półprzewodnikowych, związanej z zanieczyszczeniem szybkofundujących metali, jest ich współdziałanie z innymi defektami strukturalnymi [2.9, 3.53, 4.13, 4.14].

Istnieje szereg danych ilościowych dotyczących wpływu zanieczyszczeń szybkofundujących metali na parametry złącz p-n [4.23, 4.40].

W [4.23] stwierdzono, że obecność Cu, Au, Fe w obszarze ładunku przestrzennego krzemowych złącz p-n, w 50% przypadków, doprowadza do powstawania "miękkiej" charakterystyki wstecznej złącza oraz do obniżenia napięcia przebicia. Wydzielenia takich metali jak Na, K, Ag, Cu [4.40], poprzez mikroplazmy pojawiające się już przy niskich napięciach wstecznych, także powodują powstawanie "miękkiej" charakterystyki wstecznej złącza p-n. Największy wpływ na napięcia przebicia złącz p-n mają wtrącenia Na i K. Złącza p-n zanieczyszczone tymi metalami mają napięcia przebicia dwa /przy  $\varrho = 0,3 \Omega \text{ cm} /$  i dziesięć /przy  $\varrho = 80 \Omega \text{ cm} /$  razy niższe od normalnych. Obecność wtrąceń Cu i Ag w obszarze ładunku przestrzennego obniża średnio napięcia przebicia o 25% / $\varrho = 0,3 \Omega \text{ cm} /$ . Jak widzimy, wtrącenia metaliczne podobnie jak i dyslokacje, znacznie silniej wpływają na parametry złącz p-n w przypadku materiału czystego, wysokoopornego. Zgodnie z rezultatami pracy [1.10], wydzielenia miedzi także silniej wpływają na parametry przyrządów półprzewodnikowych wykonanych w materiale o niskiej gęstości dyslokacji.

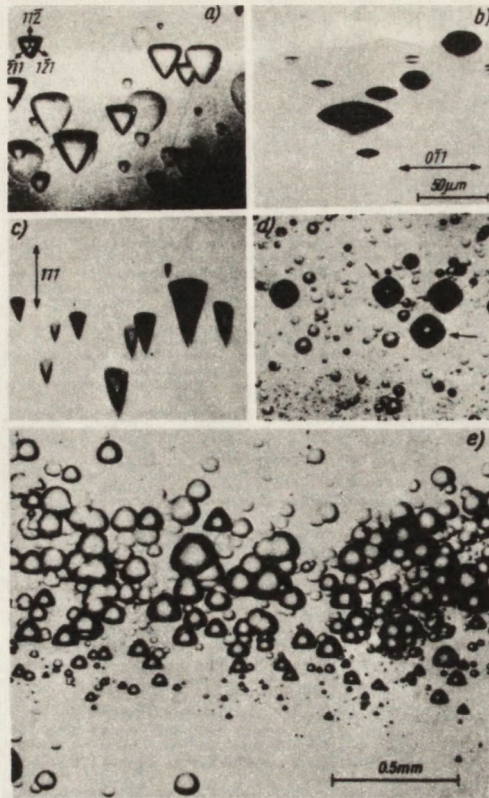
W przypadku wydzieleni metalicznych wprowadzonych w czasie dyfuzji, ich rozmiar, własności mikroplazm, a więc i wpływ na napięcia przebicia krzemowych złącz p-n, zależą od prędkości chłodzenia płytek po dyfuzji. Przy wolnym chłodzeniu powstają wydzielenia większych rozmiarów, co powoduje powstawanie mikroplazm oraz ich skupisk o większych rozmiarach geometrycznych.

#### 2.1.9. Inne defekty monokryształów objętościowych krzemu

Niezależnie od omówionych powyżej defektów należy także zwrócić uwagę na specyfikę defektów tzw. monokryształów bezdyslokacyjnych. W grupie tej można wyróżnić materiały zerodyslokacyjne i materiały o gęstości dyslokacji mniejszej niż 500 na  $\text{cm}^{-2}$ . Brak, lub niska gęstość dyslokacji w krzemie "bездyslokacyjnym", jest przyczyną znacznie bogatszej struktury defektów punktowych.

Oprócz defektów punktowych, takich jak wakanse i atomy międzywęzłowe, zgodnie z [2.34], mamy tu do czynienia z kompleksami wakansów, kompleksami wakans-zanieczyszczenie /np. wakans-fosfor, wakans-tlen, wakans-aluminium/ i defektami określonymi jako tzw. "prążki swirls". Ostatnie stanowią skupiska wakansów związane prawdopodobnie z dość regularnym rozkładem tlenu, który to jest wynikiem określonych zmian szybkości wzrostu kryształu. Prążki te w przekroju podłużnym są równoległe do frontu krystalizacji /izotermi krzepnięcia/, a na przekroju poprzecznym mogą mieć rozkład koncentryczny. Na płaszczyznach /111/, /110/, /112/ defekty te ujawniane są po trawieniu jako płaskie jamki, a na płaszczyźnie /100/, jako wzgórki w kształcie piramid [2.32, 2.35]. /rys. 3/. Można przewidywać jedynie, że w krzemie bezdyslokacyjnym tego typu defekty będą wpływać na parametry przyrządów półprzewodnikowych, podobnie jak omówione poprzednio skupiska wakansów. W literaturze brak jest jednak bezpośrednich danych na ten temat.



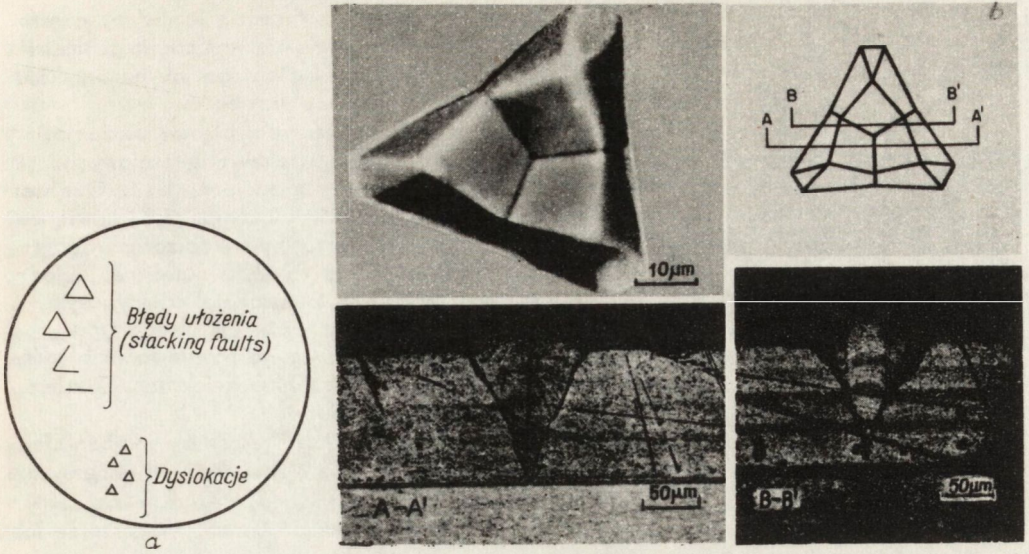


Rys. 3. "Prążki swirls" ujawnione selektywnym trawieniem w bezdyslokacyjnym krzemie otrzymanym metodą beztygłowego topienia strefowego: /a, b, c/ płaskie jamki trawienia odpowiednio na płaszczyznach /111/, /110/, /112/, /d/ wzgórki w kształcie piramid na płaszczyźnie /100/, /e/ "prążki swirls" w płaszczyźnie /111/ po długotrwałym /4 godz / trawieniu w mieszanice Sirtla

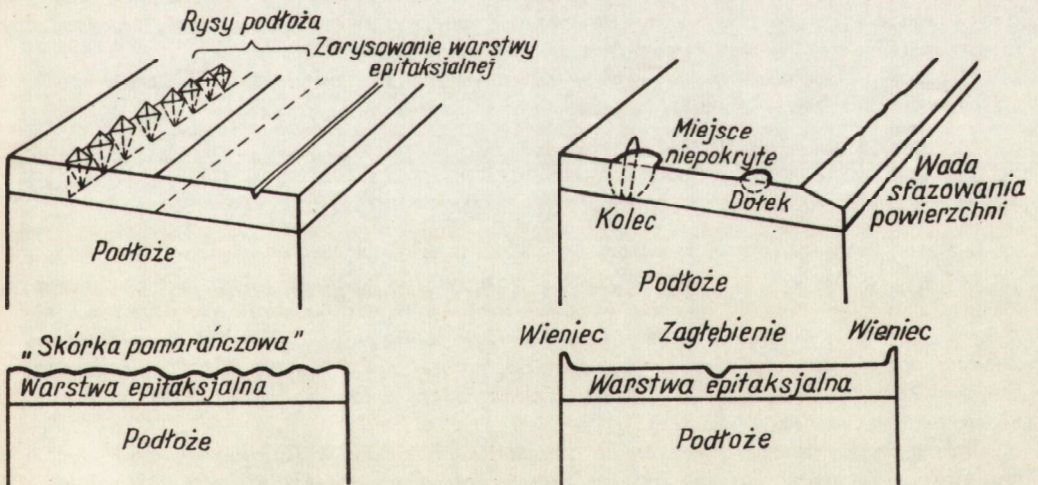
## 2.2. Warstwy epitaksjalne

Specyfika defektów i zanieczyszczeń krzemowych warstw epitaksjalnych wynika z technologii wytwarzania materiału warstwy w procesie wzrostu epitaksjalnego. Tak więc defekty i zanieczyszczenia są związane bądź z podłożem, bądź z samym procesem wzrostu. Oprócz defektów, z którymi mamy do czynienia w monokryształach objętościowych, takich jak dyslokacje, mikrodefekty, wtrącenia ciał obcych, wydzielania  $\text{SiO}_2$  itp., mamy tutaj do czynienia z innymi defektami krystalograficznymi - błędami ułożenia /rys. 4a/ trójpiramidami prostymi i połączonymi /rys. 4b/, a także z całym szeregiem defektów stanowiących w znacznym stopniu naruszenie geometrii warstwy /rys. 5/. Są nimi: rysy /"scratches"/, dołki /"pits"/, zagłębienia /"dimples"/, kolce /"spikes"/, wieńiec /"crown"/, miejsca niepokryte /"voids"/, skórka pomarańczowa /"orange peel"/, zamglenie /"haze"/ i wada fazowania powierzchni /"edge-ledge"/. Wśród nich część jest nie tylko naruszeniem geometrii warstwy epitaksjalnej, lecz jest bezpośrednio związana z defektami sieci krystalicznej. Na przykład "zamglenie", polegające na zmętnie-





Rys. 4. Defekty krystalograficzne warstw epitaksjalnych. Płaszczyzna  $/111/$ . /a/ błędy ułożenia i dyslokacje, /b/ trójpiramidy wzrost [2. 44]



Rys. 5. Charakterystyczne defekty krzemowych warstw epitaksjalnych [2.47]



niu warstwy epitaksjalnej przy obserwacji przez mikroskop z kontrastem fazowym, często uwidacznia się jako duża koncentracja błędów ułożenia. Wszystkie naruszenia geometrii warstwy epitaksjalnej wpływają na takie procesy cyklu technologicznego jak na przykład fotolitografia czy dyfuzja, dając w rezultacie wadliwe struktury przyrządów.

W przypadku defektów krystalograficznych warstw epitaksjalnych, błędów ułożenia, piramid czy defektów omawianych przy rozpatrywaniu monokryształów objętościowych, mamy do czynienia z ich bezpośrednim wpływem na parametry złącz p-n. H.J. Queisser [4.61] obserwował obecność mikroplazm na krawędziach błędów ułożenia. J.E. Lawrence i R.N. Tucker [4.62] stwierdzili, że wszystkie złącza p-n wykonane w obszarach defektów typu trójpiramid i błędów ułożenia mają "miękkie" charakterystyki wsteczne. Zgodnie z [4.51], mikroplazmy lub tzw. "gorące punkty" nie są związane z pojedynczym defektem typu błędu ułożenia. Zawsze mamy tu do czynienia także i z innego typu defektem. Zanieczyszczenia powierzchni, które często są przyczyną powstawania błędów ułożenia i piramid, mogą także migrować i osadzać się na tego typu defektach. Zanieczyszczeniami tymi mogą być wydzielenia  $\text{SiO}_2$ , Au, Cu i  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

Zagadnienia wpływu błędów ułożenia na parametry elektryczne złącz p-n najbardziej kompleksowo przebadano w [4.63]. W pracy tej rozpatrywano błędy ułożenia generowane w warstwach epitaksjalnych krzemu w czasie utleniania. Zauważono, że "aktywne elektrycznie" błędy ułożenia są dekorowane wydzieleniami  $\text{SiO}_2$  bądź borem. W obszarze ich występowania zaobserwowano pętle dyslokacyjne.

Wzrost prądów wstecznych złącza p-n/w [4.63] obserwowano wzrost prądów wstecznych nawet o 5 rzędów/ zależy od stopnia ich elektrycznej aktywności charakteryzowanej poprzez "napięcie progowe", tj. napięcie powodujące określony wzrost prądu wstecznego diody badanej na skaningowym mikroskopie elektronowym. Napięcie to związane jest bezpośrednio z wpływem danego błędu ułożenia na proces jonizacji lawinowej. Zgodnie z [4.63], elektryczna aktywność błędów ułożenia, generowanych w czasie utleniania, związana jest bezpośrednio z ich rozmiarami i morfologią. "Mniejsze" błędy ułożenia generowane w czasie utleniania łatwiej dekorowane zanieczyszczeniami, są elektrycznie bardziej aktywne niż błędy ułożenia "większe", na których osadzanie zanieczyszczeń zachodzi w mniejszym stopniu. Wpływ dekorowanych błędów ułożenia na parametry złącz p-n w znacznym stopniu związany jest także z naprężeniami mechanicznymi, wprowadzanymi przez ten defekt w siatkę krystaliczną.

W pracy [4.53] obserwowano wpływ generowanych w czasie utleniania warstw epitaksjalnych błędów ułożenia na prądy upływności tranzystorów polowych.

### 3. ZMIANA PARAMETRÓW MATERIAŁU WYJŚCIOWEGO W CYKLU TECHNOLOGICZNYM WYTWARZANIA PRZYRZĄDÓW PÓŁPRZEWODNIKOWYCH

Defekty, których wpływ na parametry elektryczne złącz p-n omówiono poprzednio, związane są nie tylko z niedoskonałością materiału wyjściowego, lecz też ze zmianami jego jakości, mającymi miejsce w czasie cyklu wytwarzania przyrządu półprzewodnikowego. Obróbki cieplne w czasie tego cyklu, w powiązaniu z wprowadzanymi naprężeniami mechanicznymi, zasadniczo zmieniają strukturę defektów materiału wyjściowego. Często w czasie cyklu technologicznego niekorzystnym zmianom ulegają także parametry elektryczne materiału wyjściowego.

Problematyka niekorzystnych zmian parametrów materiału wyjściowego w cyklu technologicznym wytwarzania przyrządów półprzewodnikowych dotyczy szeregu całkowicie różnych zjawisk fizycznych. Dlatego poniżej przedstawiamy tylko zasadnicze mechanizmy z którymi można się zetknąć w cyklu technologicznym wytwarzania przyrządów.



Zmiany jakości struktury krystalicznej mogą być związane z:

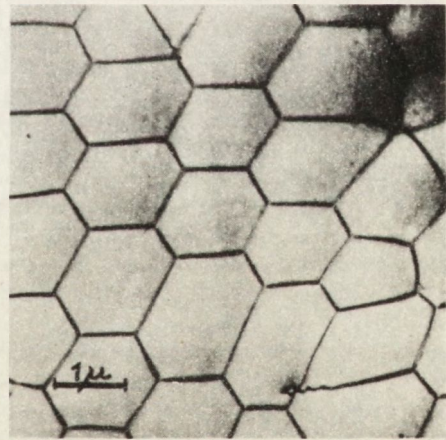
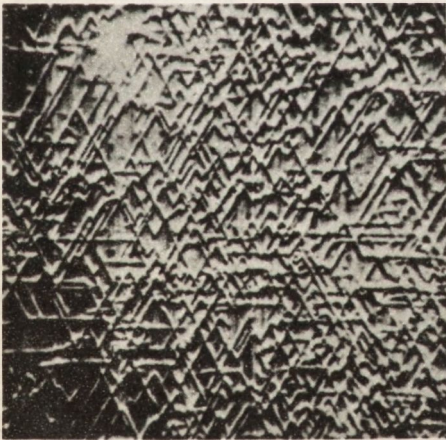
- generacją naprężeń i dyslokacji w czasie dyfuzji, uwarunkowaną różnicą promieni atomowych dyfundującej domieszki i zastępowanego atomu siatki krystalicznej,
- wprowadzeniem zanieczyszczeń, powstawaniem wydzielań dyfundującej domieszki oraz wydzielań metali,
- współdziałaniem defektów wzrostowych i powstawaniem defektów w materiałach bezdyslokacyjnych,
- generacją naprężeń i dyslokacji na granicy izolator - półprzewodnik,
- generacją naprężeń i dyslokacji wskutek zmiany naprężeń od ściskających do rozciągających na powierzchniach granicznych struktury półprzewodnikowej, szczególnie w obszarze okienek /tzw. "stress-jumping"/,
- generacją naprężeń i dyslokacji związaną z niejednorodnym rozkładem temperatury na płytkach /w czasie utleniania lub dyfuzji przy gwałtownej zmianie temperatury; ze względu na ustawienie w rzędzie płytek, mamy do czynienia z niejednorodnym ich studzeniem wskutek promieniowania/,
- generację naprężeń i dyslokacji związaną z niewłaściwym zamocowaniem płytki w uchwycie lub w kasecie w czasie procesów wysokotemperaturowych.

Zmiany parametrów elektrycznych materiału w cyklu wytwarzania przyrządów półprzewodnikowych mogą być związane m.in. z:

- generacją termooceptorów lub powstawaniem kompleksów donorowych takich jak omawiany poprzednio kompleks  $\text{SiO}_4$ ,
- wprowadzeniem zanieczyszczeń z atmosfery otaczającej płytkę, kaset, rur kwarcowych itp.,
- dyfuzją szybko dyfundującej domieszki z podłoża,
- oraz omawianą poprzednio zmianą jakości strukturalnej materiału.

Wyżej wymienione zjawiska prowadzą do zmian rezystywności materiału, jego kompensacji, zmiany ruchliwości i czasu życia nośników, powstawania warstwy wysokooporowej w obszarze kontaktów itp.

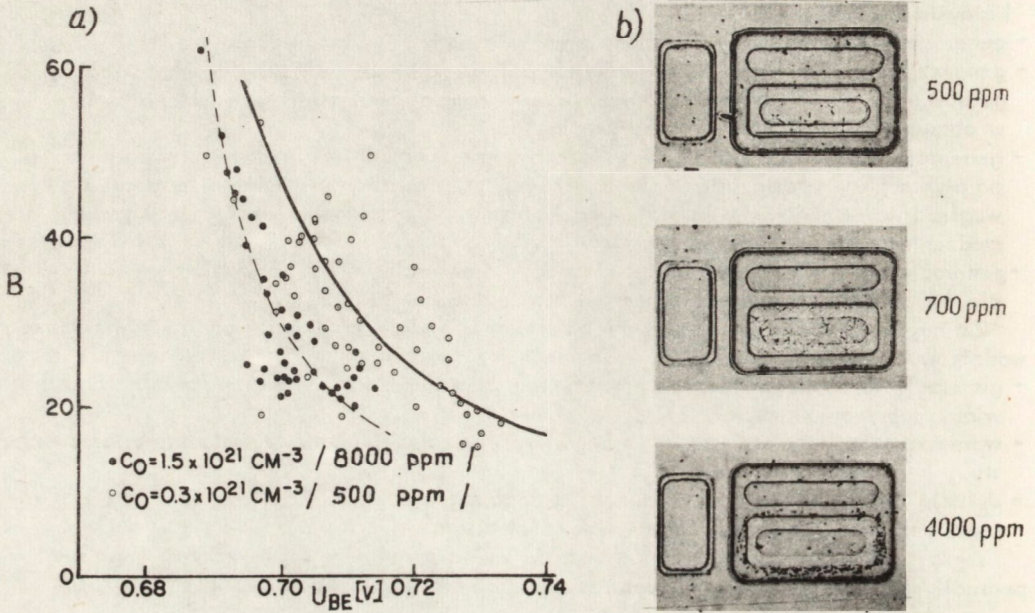
Zachodzące w czasie wytwarzania przyrządów niekorzystne zmiany parametrów strukturalnych i elektrycznych materiału wyjściowego często w zasadniczy sposób wpływają na



Rys. 6. Dyslokacje generowane w czasie dyfuzji fosforu w tranzystorach  $n-p-n$   $[1.10]$ :  
/a/ obraz uzyskany za pomocą elektronowego mikroskopu skaningowego /technika różniczkowania sygnału prądu indukowanego wiązką elektronów,  $C_0 = 2,9 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ /, /b/ sieć dyslokacyjna obserwowana za pomocą transmisyjnego mikroskopu elektronowego



własności samych przyrządów. Zilustrujemy to na przykładzie zjawiska generacji dyslokacji w czasie dyfuzji emitera. Na rys. 6 przedstawiono [1.10] obraz generowanych dyslokacji w czasie dyfuzji fosforu w tranzystorach n-p-n. Generowane dyslokacje docierają do obszaru bazy tranzystora i poprzez wpływ na proces rekombinacji nośników, wpływają na wartość współczynnika wzmocnienia  $\beta$ . Zjawisko to zaobserwowano w [1.13] /rys. 7/.



Rys. 7. Zależność współczynnika wzmocnienia  $\beta$  od napięcia  $U_{BE}$  [1.13] struktur tranzystorowych o różnej koncentracji powierzchniowej fosforu w obszarze emitera /a/.  
Rezultaty selektywnego trawienia struktur /b/.

Jak pokazano na rysunku 7a, przy niskiej koncentracji powierzchniowej dyfundowanego fosforu  $C_0 = 0,3 \cdot 10^{21} \text{ cm}^{-3}$  /co odpowiada koncentracji fosforu w źródle 500 ppm/, wartości  $\beta$  są znacznie wyższe niż przy wysokiej koncentracji powierzchniowej fosforu  $C_0 = 1,5 \cdot 10^{21} \text{ cm}^{-3}$  /co odpowiada koncentracji w źródle 8000 ppm/. Rezultaty selektywnego trawienia struktur tranzystorowych potwierdziły wzrost gęstości jamek dyslokacyjnych w obszarze emitera wraz ze wzrostem koncentracji fosforu w źródle /rys. 7b/.

Generacja dyslokacji w czasie dyfuzji emitera może wpływać także na parametry złącza kolektora. Zjawisko to znane jako "efekt pogrążenia" /emitter dip effect/ polega na wzroście głębokości położenia złącza kolektora, obserwowanym po dyfuzji emitera. Dla tranzystorów p-n-p [3.56] omawiano je, rozpatrując zagadnienie wpływu wakansów /źródłem których są przemieszczające się wskutek naprężeń mechanicznych dyslokacje/ na anomalną dyfuzję domieszek złącza kolektora. W tranzystorach n-p-n zjawisko to było badane w [3.80]. Jak pokazano na rys. 8, istnieje wyraźna zależność pomiędzy wzrostem głębokości położenia złącza kolektora, rozkładem generowanych w czasie dyfuzji emitera dyslokacji i warunkami procesu dyfuzji.

Oczywiste jest, że znajdujące się w obszarze ładunku przestrzennego złącza kolektora, wyindukowane dyslokacje pogarszają i jego parametry elektryczne wpływając w ten sposób na uzysk przyrządów z zadanymi parametrami.



Omawiając zagadnienie zmiany parametrów materiału w cyklu technologicznym wytwarzania przyrządów, należy zwrócić uwagę na zazwyczaj niedoceniony wpływ podłoża na zmianę parametrów warstwy epitaksjalnej. Zagadnienie to najpełniej przedstawiono w pracy [1.20]. Okazało się, że domieszki i zanieczyszczenia podłoża, dyfundując w czasie procesów wysokotemperaturowych, nie tylko tworzą tzw. strefę przejściową [3.09], lecz w zasadniczy sposób zmieniają profil rezystywności warstwy oraz rozkład jej makrojednorodności.

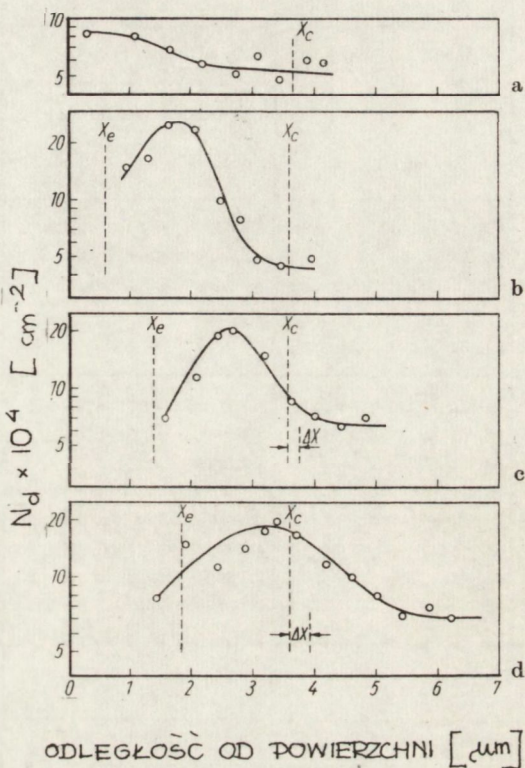
Rys. 8. Rozkład dyslokacji w obszarze bazy tranzystora n-p-n: /a/ materiał przed dyfuzją emitera, /b/ po 3 min. dyfuzji fosforu, /c/ po 8 min. dyfuzji fosforu, /d/ po 10 min. dyfuzji fosforu.  $x_c$  - położenie złącza kolektora,  $x_e$  - położenie złącza emitera [3.86].

Dyfuzja domieszek z podłoża zachodzi w warstwie epitaksjalnej znacznie szybciej niż przeprowadzona w analogicznych warunkach dyfuzja w krzemie litym lub dyfuzja prowadzona od powierzchni swobodnej warstwy. Jednocześnie zachodzi ona znacznie szybciej w miejscach, gdzie prowadzona jest od strony powierzchni swobodnej warstwy dyfuzja dla otrzymania złącza p-n, co jak sugeruje się w [1.20] związane jest z defektami strukturalnymi generowanymi w czasie dyfuzji.

Zrozumienie całokształtu problematyki zmian parametrów materiału wyjściowego w cyklu technologicznym wytwarzania przyrządów ma zasadnicze znaczenie dla rozwiązania problemów związanych z jakością materiału wyjściowego. Analiza cyklu technologicznego wytwarzania przy-

rządów półprzewodnikowych z tego punktu widzenia jest konieczna przy opracowywaniu nowych technologii przyrządów półprzewodnikowych lub wprowadzaniu nowych gatunków materiału wyjściowego. Jej wyniki powinny dostarczyć dane do bardziej precyzyjnego określenia wymaganych parametrów materiału wyjściowego. Jednocześnie wprowadzając nowy materiał i znając parametry określające jego "niedoskonałość" należy także z ich punktu widzenia przeanalizować warunki cyklu wytwarzania przyrządu półprzewodnikowego. Umożliwi to określenie krytycznych warunków obróbek materiału wyjściowego, dopuszczalnych wartości takich parametrów jak temperatura i czas obróbek termicznych, czy koncentracja powierzchniowa dyfundowanej domieszki. Obróbka materiału poniżej tak wyznaczonych warunków krytycznych nie powinna powodować zmiany parametrów materiału więcej niż o określoną wartość /np. 10-20%/.

Na zakończenie niniejszego opracowania w tabelicy 2 [1.10] zbiorczo przedstawiono niektóre techniki stosowane w badaniach jakości krzemu i krzemowych warstw epitaksjalnych. W tabelicy 3 [1.15] przedstawiono zależność uszkodzeń tranzystorów od niektórych defektów sieci krystalicznej i zanieczyszczeń.





Tablica 2

Niektóre techniki stosowane w badaniach jakości krzemu i krzemowych warstw epitaksjalnych [1.10]

Technika	Charakterystyka	Zastosowanie	Przybliżona zdolność rozdzielcza
Badanie oporności	Określenie z dużą zdolnością rozdzielczą oporności właściwej	Badanie mikroniejednorodności oporności, profili dyfuzyjnych, nieregularności złącz p-n	10 $\mu\text{m}$ /na powierzchni/ 0,2 $\mu\text{m}$ /w głąb materiału/
Obserwacja mikroplazm	Emisja światła z obszarów przebicia w spolaryzowanym złączu p-n	Badanie defektów i niejednorodności, z którymi związane jest przebicie elektryczne	1 $\mu\text{m}$
Badania mikroskopowe w podczerwieni	Optyczna absorpcja na metalicznych wydzieleniach	Badanie defektów przez uprzywilejowane wydzielanie	2 $\mu\text{m}$
Rentgenowska mikroskopia dyfrakcyjna	Zwiększona dyfrakcja monochromatycznego promieniowania rentgenowskiego w obszarach defektów kryształu	Nieniszczące badanie charakteru i rozkładu defektów krystalograficznych, a w szczególności pewnych typów wydzieleni	2 $\mu\text{m}$
Elektronowa mikroskopowa skaninowa	Emisja wtórna lub prąd generowany przez skanującą wiązkę elektronów	Badanie powierzchni, anomalii elektrycznych złącz p-n, rekombinacji na defektach	0,5 $\mu\text{m}$
Elektronowa mikroskopia transmisyjna	Rozproszenie i dyfrakcja wiązki elektronowej przechodzącej przez cienką warstwę	Badanie defektów krystalograficznych, wytrąceń ciał obcych, wydzieleni w kryształach i na granicy powierzchni Si - SiO <sub>2</sub>	10 $\text{Å}$
Pokrycia czułe na temperaturę	Zmiany koloru odpowiadające zmianom temperatury	Lokalizacja regionów o zwiększonym rozproszeniu mocy, często związanym z defektami złącz p-n	1 $\mu\text{m}$



Technika	Charakterystyka	Zastosowanie	Przybliżona zdolność rozdzielcza
Skaning w podczerwieni	Detekcja promieniowania z powierzchni próbki	Lokalizacja obszarów o zwiększonym rozproszeniu mocy związanym z defektami złącz p-n	10-20 $\mu\text{m}$
Audioradiografia	Detekcja cząstek wypromieniowanych przez izotopy radioaktywne	Badanie rozkładu domieszek i defektów związanych z wydzieleniami i segregacją	kilka $\mu\text{m}$

Tablica 3

Zależność uszkodzeń tranzystorów od niektórych defektów sieci krystalicznej i zanieczyszczeń [1.15]

Charakter uszkodzenia	Przyczyna uszkodzenia	Defekty materiału
Zwarcie /emiter-kolektor/	Powstawanie kanalików dyfuzyjnych, drugie przebicie, gorące miejsca /"hot spots"/	Dyslokacje, wytrącenia, niejednorodność domieszkania spowodowana dyslokacjami, "postrzępione" złącza p-n
Zmiany wzmocnienia	Zmiany czasu życia w bazie, napięcia przebicia kolektora	Zmiany w objętości materiału, migracja domieszek /złoto, miedź/
Zmiany prądu upływności /emitera, kolektora/	Miękkie charakterystyki wsteczne złącz p-n	Wytrącenia lub krystalograficzne błędy ułożenia, powstałe w wyniku migracji domieszek
Zmiany napięcia nasycenia /bazy, kolektora/	Zmiany rezystywności, zmiany czasu życia	Migracja domieszek w podwyższonej temperaturze

#### 4. UWAGI KOŃCOWE

W badaniach wpływu jakości materiału na parametry i uzysk krzemowych przyrządów półprzewodnikowych można wyróżnić następujące grupy zagadnień:

- Uzyskanie jakościowych i ilościowych danych o wpływie defektów strukturalnych, zanieczyszczeń i niejednorodności parametrów krzemu i krzemowych warstw epitaksjalnych na parametry złącz p-n i przyrządów półprzewodnikowych niezbędnych dla sklasyfikowania defektów z punktu widzenia ich szkodliwości.



- Zbadanie zmian jakości materiału obszaru czynnego przyrządu w cyklu technologicznym jego wytwarzania. Przeprowadzenie oceny wpływu podłoża na parametry warstw epitaksjalnych i złącza p-n /uwzględniając obróbki termiczne cyklu technologicznego wytwarzania przyrządu/. Określenie krytycznych /dopuszczalnych/ warunków obróbek materiału wyjściowego.
- Opracowanie schematów i metodyki badań aplikacyjnych jakości krzemu i krzemowych warstw epitaksjalnych na modelach uproszczonych przyrządów półprzewodnikowych. Zebranie danych do opracowania testów kontrolnych badania jakości materiału wyjściowego w poszczególnych stadiach cyklu technologicznego wytwarzania przyrządów półprzewodnikowych. Konieczne jest zastosowanie w ww. badaniach elektronicznej techniki obliczeniowej.

Specyfika tego typu badań związana jest z faktem, że ich bazę stanowią dwa znacznie się różniące ogniwa - technologia wytwarzania materiałów półprzewodnikowych i technologia wytwarzania przyrządów. Niemniej, konieczne są kompleksowe badania jakości w ramach całego cyklu od momentu wytwarzania materiałów do momentu zastosowania przyrządów półprzewodnikowych w układach elektronicznych. Zazwyczaj wytwórcy przyrządów półprzewodnikowych sami prowadzą znaczną część badań związanych z oceną jakości materiałów wyjściowych. Niemniej w chwili obecnej, wyraźnie zarysowuje się potrzeba inicjatywy także ze strony wytwórcy materiałów półprzewodnikowych.



## LITERATURA

### 1. ZAGADNIENIA OGÓLNE, ARTYKUŁY PRZEGLĄDOWE

1. 1. Taylor W.E., Dash W.C., Miller L.E., Mueller C.W.: Properties of elemental and compound semiconductors. H.C. Gatos, Interscience Publishers, N.York-London s. 377, 1960.
1. 2. Shockley W.: Problems related to p-n junctions in silicon. *Solid-St.Electron.* 2, 35-67, 1967.
1. 3. Petritz R.L.: Contributions of materials technology to semiconductor device. *Proc. IRE*, 50, 1025-1038, 1962.
1. 4. Faust J.W. Jr., Hohn H.F., Stickler R.: The role of microdefects in silicon starting materials as quality reducing factors in semiconductor devices. *Proc. 4th Ann. Symp. on Physics of failure, RADC Series in Reliability*, M.E. Goldberg and J. Vaccaro, Eds, s. 367-378, 1965.
1. 5. A study of relationship of crystal defects to reliability of epitaxial silicon planar devices. *Astronics Lab., G.C. Marshall Space Flight Center, Huntsville, Ala., Final Rep., Contract NASA-11432*, 1965.
1. 6. Runyan W.R.: *Silicon semiconductor technology*, Mc Graw-Hill, N.York 1965.
1. 7. Jungbluth E.D., Wang P.: Process induced structural defects and junction characteristics in n-p-n silicon epitaxial planar transistors. *J. Appl. Phys.*, 36, 1967-1973, 1965.
1. 8. Fairfield I.M., Schwuttke G.H.: The influence of crystallographic defects on device performance. *J. Electrochem. Soc.* 113, 1229-1231, 1966.
1. 9. Schwuttke G.H.: In process control of structural defects in semiconductor manufacturing. *Int. Symp. on Test Methods and Measurements of Semiconductor Devices. Budapest, Hungary*, 1967.
- 1.10. John H.F.: Silicon power device material problems. *Proc. IRE*, 55, 1249-1269, 1967.
- 1.11. Kressel H.: A review of the effect of imperfections on the electrical breakdown of p-n junctions. *RCA Rev.*, 28, 2, 175-207, 1967.
- 1.12. Lawrance I.E.: Behavior of dislocations in silicon semiconductor devices: diffusion, electrical. *J. Electrochem. Soc.* 115, 8, 850-865, 1968.
- 1.13. Schwuttke G.H.: Semiconductor junction properties as influenced by crystallographic imperfections. *Air Force Contract, AF19/628/5059*, 1968.
- 1.14. Piatinga G.H.: Influence of dislocations on properties of shallow diffused transistors. *IEE Trans. Electron Devices Vol. ED-16*, 4, 394, 1969.
- 1.15. Schwuttke G.H.: Silicon material problems in semiconductor device technology. *Microelectron.a. Reliab.* 9, 397-412, 1970.
- 1.16. Sunshine R.A.: Optical techniques for detecting defects in silicon-on insulator devices. *RCA Rev.* 32, 2, 263-278, 1971.
- 1.17. Gorionov N.N., Grigorjan V.G.: Vyjavlenie defektov poluprovodnikovych priborov metodom registracii rekombinacionnogo izluceniya. *Elektron. Techn.* 3, 9, 1971.
- 1.18. Anuryld A., Ivanov V.I.: Primenenie vremennykh charakteristik p-n perehodov dlja vyjavleniya defektov poluprovodnikovych priborov i integralnykh schem. *Elektron. Techn.* 3, 9, 91-106, 1971.
- 1.19. Mayer A.: The quality of starting silicon. *Solid-St. Technol.* s. 38-45, April 1972.
- 1.20. Jabłoński T.: Badanie wpływu podłoża na właściwości krzemowych warstw epitaksjalnych i parametry wytworzonych w nich struktur planarnych. *Prace ITE* 5, 26, 1972.
- 1.21. Świderski J.: Kryteria oceny materiałów półprzewodnikowych dla potrzeb technologii epiplanarnej. *Prace ITE* 4, 27, 1971.
- 1.22. Matare H.F.: *Defect electronics in semiconductors*, Wiley-Interscience N.York, 1971.

### 2. DEFEKTY KRZEMU I KRZEMOWYCH WARSTW EPITAKSJALNYCH

- Zagadnienia ogólne.
- Krzem.

2. 1. Cottrell A.H.: *Dislocations and plastic flow in crystals*. Oxford University Press, 1953.
2. 2. Dash W.C.: Copper precipitation on dislocations in Si. *J. Appl. Phys.* 27, 1193-1195, 1956.
2. 3. Kaiser W., Keck P.H., Lange C.F.: Infrared absorption and oxygen content in Si and Ge. *Phys. Rev.* 101, 1264-1268, 1956.
2. 4. Kaiser W., Keck P.H.: Oxygen content in silicon single crystals. *J. Appl. Phys.* 28, 883-887, 1957.



2. 5. Carlson R.O.: Gold on Si surfaces. *J. Appl. Phys.* 29, 1001-1002, 1958.
2. 6. Bemski G., Struthers J.D.: Gold in Si. *J. Electrochem. Soc.* 105, 588-590, 1958.
2. 7. Reiss H., Kaiser W.: Solid state reactions of oxygen in Si. Properties of elemental and compound semi-conductors. H.C. Gatos, Ed. N.York: Interscience, 103-119, 1960.
2. 8. Newman R.C., Wakefield J.: Carbon in silicon. *Metallurgy of semiconductor materials*. J.Schroeder, E.D. New York: Interscience 201-208, 1962.
2. 9. Schwuttke G.H.: X-ray diffraction microscopy-study of imperfections in silicon single crystal. *J. Electrochem. Soc.* 109, 27-32, 1962.
- 2.10. Queisser H.J.: Properties of twin boundaries in silicon. *J. Electrochem. Soc.* 110, 52-56, 1963.
- 2.11. Booker G.R., Stickler R.: Small particles in silicon. *J. Electrochem. Soc.* 111, 1011-1012, 1964.
- 2.12. Hall R.N., Racette J.H.: Diffusion and solubility of copper in extrinsic and intrinsic germanium, silicon and gallium arsenide. *J. Appl. Phys.* 35, 379-397, 1964.
- 2.13. Rhodes R.G.: Imperfections and active centres in semiconductors. Macmillan New York, 1964.
- 2.14. Booker G.R., Stickler R.: Transmission electron microscope investigation of removal of mechanical damage by chemical polishing. *J. Electrochem. Soc.* 111, 485-488, 1964.
- 2.15. Wilcox W.R., LaChapelle T.J., Forbes D.H.: Gold in silicon: effect on resistivity and diffusion in heavily doped layers. *J. Electrochem. Soc.* 111, 1377-1380, 1964.
- 2.16. John H.F., Faust J.W. Jr., Stickler R.: Microinhomogeneity problems in silicon. *IEEE Trans. Parts. Materials a, Packaging vol. PMP-2*, 51-58, 1966.
- 2.17. Stickler R., Faust J.W. Jr.: A new type of defect in silicon. *J. Electrochem. Techn.* 4, 70-71, 1966.
- 2.18. Beck C.C., Stickler R.: Crystallography of SiP and SiAa single crystals and of SiP precipitates in Si. *J. Appl. Phys.* 37, 4683-4687, 1966.
- 2.19. Schink N.: Concerning the carbon content in semiconductor silicon. *Solid-St. Electron.* 8, 767-769, 1965.
- 2.20. Mazur R.G.: Resistivity inhomogeneities in silicon crystals. *J. Electrochem. Soc.* 114, 255-259, 1967.
- 2.21. Fredel U.: *Dislokacii*. Mir, Moskva, 1967.
- 2.22. de Kock A.I.R.: Vacancy cluster in dislocation-free silicon. *Appl. Phys. Letters* 16, 3, 100-102, 1970.
- 2.23. Rai-Choudhury P.: Microinhomogeneities in melt and vapor-grown silicon. *J. Cryst. Growth* 10, 291-301, 1971.
- 2.24. de Kock A.I.R.: The elimination of vacancy-cluster formation in dislocation-free silicon crystals. *J. Electrochem. Soc.*, 118, 11, 1851, 1971.
- 2.25. Mendelson S.: Glide band formation in silicon. *J. Appl. Phys.* 43, 5, 2113, 1972.
- 2.26. Malceva V.A., Platonov V.D., Sofronova S.V., Beker A.M.: Vlijanie mehaničeskich napriazhenii na formu dislokacionnych jamok trawlenija w kremnii. *Fizika Tverd. Tela* 14, 4, 1232-1234, 1972.
- 2.27. Washburn J., Nes E.: Precipitate colonies in silicon. *J. Appl. Phys.* 43, 2005-2007, 1972.
- 2.28. Assour J. M.: Identification of chemical constituents of defects in silicon. *J. Electrochem. Soc.* 119, 1271-1272, 1972.
- 2.29. Ravi K.V.: Generation of dislocations and stacking faults at surface heterogeneities in silicon. *J. Appl. Phys.* 43, 1784-1791, 1972.
- 2.30. Stroiłelew S.A.: O rostowych točecznych defektach struktury. *Mat. Konf. "Defekty struktury w poluprowodnikach"* 38-40, Novosibirsk 1973.
- 2.31. Milevski L.S.: Dislokacii w poluprowodnikach. *Mat. Konf. "Defekty struktury w poluprowodnikach"*, 114-181, Novosibirsk 1973.
- 2.32. Matsui J., Kawamura T.: Spotty defects in oxidized floating zone dislocation free silicon crystals. *Jap. Appl. Phys.* 11, 2, 197-205, 1972.
- 2.33. Pawłowska M., Czernis K.: Badanie struktury monokryształów krzemu pod wyroby licycyjne. *ONPMP*, 1973.
- 2.34. Jeske W.: Wpływ parametrów procesów beztyglowej krystalizacji na występowanie defektów punktowych w bezdyslokacyjnym krzemie monokrysztalicznym. *ONPMP*, 1974.
- 2.35. Booker G.B., Stickler R.: Crystallographic imperfections in epitaxially grown silicon. *J. Appl. Phys.* 33, 3281-3290, 1962.
- 2.36. Queisser H.J., Finch R.H., Washburn J.: Stacking faults in epitaxial silicon. *J. Appl. Phys.* 33, 1536-1537, 1962.
- 2.37. Mendelson S.: Stacking faults nucleation in epitaxial silicon on variously oriented silicon substrates. *J. Appl. Phys.* 18, 1370-1381, 1962.
- 2.38. Jaccodine R.J.: Stacking faults in epitaxial material. *Appl. Phys. Letts.* 2, 201-202, 1963.
- 2.39. Finch R.H., Queisser H.J., Thomas G., Washburn J.: Structure and origin of stacking faults in epitaxial silicon. *J. Appl. Phys.* 34, 406-415, 1963.
- 2.40. Washburn J., Thomas G., Queisser H.J.: Extrinsic-Intrinsic stacking fault pairs in epitaxial silicon. *Appl. Phys. Letts.* 3, 44, 1963.



- 2.41. Booker G.R., Unvala B.A.: Vacuum evaporated silicon layers free from stacking faults. *Phil. Mag.* 8, 1597-1598, 1963.
- 2.42. Booker G.R., Stickler R.: Origin of stacking faults in epitaxially grown silicon. *Appl. Phys. Letts.* 3, 158-160, 1963.
- 2.43. Booker G.R., Howie A.: Intrinsic-extrinsic stacking fault pairs in epitaxially grown silicon layers. *Appl. Phys. Letts.* 3, 156-157, 1963.
- 2.44. Miller D.P., Watelski S.B., Moore C.R.: Structure defects in pyrolytic silicon epitaxial films. *J. Appl. Phys.* 34, 2813-2821, 1963.
- 2.45. Notis M.R., Conrad G.P.: Effect of growth rate on stacking fault density in epitaxial silicon layers. *J. Appl. Phys.* 35, 695-697, 1964.
- 2.46. Stickler R., Lauriente M., Armstrong R.: X-ray diffraction analysis and etch patterns of faults in epitaxial Si. *J. Appl. Phys.* 35, 3061-3062, 1964.
- 2.47. Lenie C.A.: Charakterization of film defects in silicon epitaxial wafers. *SCP a. Solid-St. Techn.* p. 41-46, August 1964.
- 2.48. Lawrance J.E., Koehtler H.: Method for producing large Si films for pre-selected imperfection analysis. *J. Sc. Instr.* 42, 270-272, 1965.
- 2.49. Ang C.V., Manasevit H.M.: Residual stress in epitaxial silicon film on saphire. *Solid-St. Electron.* 8, 12, 994-996, 1965.
- 2.50. Szekely C., Varga L.: X-ray topography of epitaxially grown silicon layers. *Kristall und Technik*, 5, 1, p. K1-K4, 1970.
- 2.51. Aharoni M., Bar-Lev A.: Crystal defects in epitaxial layers. 7 Conf. Elec. and Electron. Eng., Tel-Aviv, Israel, 1971.
- 2.52. Thomas R.N., Francombe M.H.: Influence of impurities on the surface structures and generation in homoepitaxial Si /111/ films. *Surface Sc.* 25, 357-378, 1971.
- 2.53. Oyer L.D., Huff H.R., Boyd W.W.: Plastic deformation in central regions of epitaxial silicon slices. *J. Appl. Phys.* 42, 13, 5680-5688, 1971.
- 2.54. Prussin S.: Generation of stacking faults and dislocation loops in silicon wafers. *J. Appl. Phys.* 43, 733-735, 1972.
- 2.55. Ravi K.V.: Generation of dislocations and stacking faults at surface heterogeneities in silicon. *J. Appl. Phys.* 43, 1785-1791, 1972.
- 2.56. Aleksandrow L.N.: Structure and properties of transition layers formed in the epitaxy process. *Phys. Stat. Sol.* 11, 9 - 37, 1972.
- 2.57. Van der Merwe J.H.: Structure of epitaxial crystal interfaces. *Surface Sc.* 31, 198-228, 1972.
- 2.58. Jun-ichi Nishizawa, Teresaki T.: Silicon epitaxial growth. *J. Cryst. Growth* 17, 241-248, 1972.
- 2.59. Queisser H.J.: Propagation of dislocations during epitaxy. *J. Cryst. Growth* 17, 168-172, 1972.
- 2.60. Bloem J., Goemans A.H.: Slip in silicon epitaxy. *J. Appl. Phys.* 43, 3, 1281, 1972.
- 2.61. Aleksandrov L.N.: Vliyanie uslovii epitaksjalnogo rosta na strukturu i elektrofizicheskie svoystva plенок. *Mat. Konf. "Defekty struktury v poluprovodnikach"* 38-40, Novosibirsk 1973.
- 2.62. Pawłowska M., Czernis K., Sass J., Toruń J.: Badanie struktury krzemowych warstw epitaksjalnych. ONPMP. 1973.

### 3. ZMIANA JAKOŚCI MATERIAŁU W CYKLU TECHNOLOGICZNYM WYTWARZANIA KRZEMOWYCH PRZYRZĄDÓW PÓŁPRZEWODNIKOWYCH

#### - Zagadnienia ogólne

3. 1. Mengailis J., O'Hara S.: Diffusion of vacancies during quenching of Ge and Si. *J. Appl. Phys.* 33, 2596-2601, 1962.
3. 2. Faust J.W. Jr., Stickler R.: The effect of device processing on the perfection of silicon oxide layers. *Electrochem. Techn.* 4, 277-280, 1966.
3. 3. Sevelrinsky J.H.: Stress concentration in silicon-insulator interfaces. *Solid-St. Electron.* 13, 1435-1444, 1970.
3. 4. Huff H.R., Bracken R.C., Rea S.N.: Influence of silicon slice curvature on thermally induced stresses. *J. Electrochem. Soc.* 118, 1, 143-145, 1971.
3. 5. Aleksin V.P., Aleev G.G., Soršorov M.G.: Obrazovanie gradienta plotnosti dislokacii v poverchnostnykh slojakh kristallov kremnija na načalnoj stadii deformacii. *Fizika i Chimiya obrabotki materialov* 3, 143-146, 1971.
3. 6. Porter W.A., Drew D.D., Linder I.S.: Thermal conditions when dislocations are generated in silicon. *J. Appl. Phys.* 43, 4, 1447-1479, 1972.
3. 7. Prussin S.: Generation of stacking faults and dislocation loops in silicon wafer. *J. Appl. Phys.* 43, 2, 733-735, 1972.
3. 8. Pawłowska M., Kulig L., Sadłowska E.: Opracowanie metodyki badań defektów w krzemowych elementach epiplanarnych za pomocą elektronowego mikroskopu skaningowego. Badanie zmiany struktury materiału w czasie kolejnych procesów technologicznych. ONPMP, 1973.



3. 9. Kahn D., Thomas C.O., Manz R.C.: Anomalous impurity diffusion in epitaxial silicon near the substrate. *J. Electrochem. Soc.* 119, 2, 255-265, 1972.
- 3.10. Pomerantz D.I.: Effects of grown-in and process-induced defects in single crystal silicon. *J. Electrochem. Soc.* 119, 2, 255-265, 1972.
- 3.11. Gorochov E.V., Truchanov E.M., Ivančenkov V.A.: Osobnosti struktury v sisteme germanii-piroli-tičeskaja plenka SiO<sub>2</sub>. *Mat. Konf. "Defekty struktury v poluprovodnikach"* 163-165, Novosibirsk 1973.
- 3.12. Matthews J.W.: Misfit dislocations and the alignment of epitaxial islands. *Surface Sc.* 31, 241-256, 1972.
- 3.13. Jesser W.A., Van der Merwe J.H.: The size dependence of equilibrium elastic strain in finite epitaxial islands. *Surface Sc.* 31, 229-240, 1972.
- 3.14. Maeda M., Tanimoto M.: Emitter dip effect in double-diffused n-p-n silicon transistors. *Phys. St. Sol.* 16, 273-278, 1973.
- 3.15. Rai-Choudhury P.: Substrate surface preparation and its effects on epitaxial silicon. *J. Electrochem. Soc.* 118, 7, 1183-1189, 1971.
- 3.16. Xamagishi S.: Deformation of single crystal wafers of silicon caused by lapping. *Jap. J. Appl. Phys.* 10, 5, 589-593, 1971.
- 3.17. Meieran E.S., Blech I.A.: X-ray extinction contrast topography of silicon strained by thin surface films. *J. Appl. Phys.* 36, 3162-3167, 1965.
- 3.18. Blech I.A., Meieran E.S.: High temperature x-ray topography of silicon wafers strained by thin surface films. *Appl. Phys. Letts.* 9, 245-246, 1966.

- obrábka termiczna

- 3.19. Kaiser W.: Electrical and optical properties of heat-treated silicon. *Phys. Rev.* 105, 1751-1756, 1957.
- 3.20. Fuller C.S., Logan R.A.: Effect of heat treatment upon electrical properties of silicon crystals. *J. Appl. Phys.* 28, 1427-1436, 1957.
- 3.21. Sulpina I.L., Lajner L.V., Mil'vidskij M.C., Rasevskaja E.P.: Issledovanie narušeni voznikajuščich pri termooobrabotke kremnijá soderžaščego kislorod. *Fizika Tverd. Tela* 9, 6, 1641-1649, 1967.
- 3.22. Sulpina I.L., Zaslavskij A.I., Debegkaev T.T.: Issledovanie vydelenij v kremnii voznikajuščich pri termooobrabotke. *Fizika Tverd. Tela* 10, 5, 1347-1354, 1968.
- 3.23. Boltaks V.I., Bubarina S.I.: Termičeskie defekty v kremnii. *Fizika Tverd. Tela* 11, 2, 418-422, 1969.
- 3.24. Gramber G., Popp G.: Effect of temperature quenching on silicon slices with and without dislocations. *J. Appl. Phys.* 43, 11, 4801-4803, 1972.
- 3.25. Vieweg-Gutberlet F.G.: Local distribution of oxygen in silicon single crystals and swirl formation. *Proc. Intern. Conf. "Lattice defects in semiconductors"*, Freiburg, 1974.
- 3.26. Stickler R., Booker G.R.: Two-dimensional defects in silicon after annealing in wet oxygen. *Phil. Mag.* 11, 1303-1308, 1965.
- 3.27. Booker G.R., Tunstall W.J.: Diffraction contrast analysis of twodimensional defects in silicon after annealing. *Phil. Mag.* 14, 71-83, 1966.

- utlenie

- 3.28. Wilhelm F.J., Joshi M.L.: Fault planes in steam-oxidized silicon. *J. Appl. Phys.* 36, 2592-2593, 1965.
- 3.29. Sugita Y., Kato T.: Effect of crystal orientation on the stacking fault formation in thermally oxidized silicon. *J. Appl. Phys.* 42, 13, 5847-5849, 1971.
- 3.30. Kato T., Sugita Y., Yoshinaka A.: Influence of doping impurities on stacking faults generation in thermally oxidized silicon. *J. Appl. Phys.* 11, 1066-1067, 1972.

- dyfuzja

- 3.31. Dash W.C.: Copper precipitation on dislocations in Si. *J. Appl. Phys.* 27, 1193-1195, 1956.
- 3.32. Logan R.A., Peters A.J.: Diffusion of oxygen in silicon. *J. Appl. Phys.* 30, 1627-1630, 1959.
- 3.33. Queisser H.J.: Slip patterns on boron-doped silicon surfaces. *J. Appl. Phys.* 32, 1776-1780, 1961.
- 3.34. Prussin S.: Generation and distribution of dislocation by solute diffusion. *J. Appl. Phys.* 32, 1876-1881, 1961.
- 3.35. Goetzberger A.: Impurity-induced pipes through diffused layers in silicon. *Solid-St. Electron.* 5, 61-70, 1962.
- 3.36. Goetzberger A., Stephens C.: Cross sections and ohmic resistance of diffusion pipes in silicon. *J. Electrochem. Soc.* 109, 604-607, 1962.
- 3.37. Miller D.P., Moore J.E., Moore C.R.: Boron-induced dislocations in Si. *J. Appl. Phys.* 33, 2648-2652, 1962.
- 3.38. Schwuttke R.M.: X-ray observations of diffusion-induced dislocations in silicon. *J. Appl. Phys.* 34, 4, 1962.



- 3.39. Sukhodriewa I.M.: Observation of dislocation formed during diffusion of phosphorus into silicon by the anomalous x-ray transmission method. *Fizika Tverd. Tela* 6, 390-392, 1964.
- 3.40. Jaccodine R.J.: Diffusion-induced dislocation networks in silicon. *Appl. Phys. Letts* 4, 114-115, 1964.
- 3.41. Washburn J., Thomas G., Queisser H.J.: Diffusion-induced dislocations in silicon. *J.Appl. Phys.* 35, 1909-1914, 1964.
- 3.42. Sato Y., Arata H.: Distribution of dislocations near the junction formed by the diffusion of phosphorus in silicon. *Jap. Appl. Phys.* 3, 511-515, 1964.
- 3.43. Ino H., Kawamura T., Yasufuku M.: Imperfections in silicon induced by diffusion of impurities. *Jap. J.Appl. Phys.* 3, 692-697, 1964.
- 3.44. Jeshi M.L., Wilhelm F.: Diffusion-induced imperfections in silicon. *J.Electrochem. Soc.* 112, 185-188, 1965.
- 3.45. Stickler R., Wolley E.D., Chu T.L.: Effects of phosphorus diffusion in epitaxial layers. *Electrochemical Society Meeting, Buffalo 1965.*
- 3.46. Joshi M.L., Wilhelm F.J.: Observation of diffusion-induced dislocation lines in silicon through optical microscopy. *J.Appl. Phys.* 36, 2593-2594, 1965.
- 3.47. Blech I.A., Meieran E.S., Sello H.: X-ray surface topography of diffusion-generated dislocations in silicon. *Appl. Phys. Letts* 7, 176-178, 1965.
- 3.48. Joshi M.L.: Effect of fast cooling in diffusion-induced imperfections in silicon. *J.Electrochem. Soc.* 112, 912-915, 1965.
- 3.49. Schmidt P.F., Stickler R.: Silicon phosphide precipitates in diffused silicon. *J.Electrochem. Soc.* 111, 10, 1188, 1964.
- 3.50. Jaccodine R.J.: Interaction of diffusion and stacking faults in Si-epitaxial material. *J.Appl. Phys.* 36, 2811-2813, 1965.
- 3.51. Stickler R., Schmidt P.F.: Silicon phosphide precipitates in diffused silicon. *J.Electrochem. Soc.* 111, 1188-1189, 1964.
- 3.52. O'Keeffe T.W., Schmidt P.F., Stickler R.: Crystallographic dependence of SiP precipitates in diffused Si. *J. Electrochem. Soc.* 112, 878-880, 1965.
- 3.53. Wolley E.D., Stickler R.: Formation of precipitates in gold diffused silicon. *Electrochemical Society Meeting, San Francisco, 1965.*
- 3.54. Schwutke G.H., Fairfield J.M.: Dislocations in silicon due to localised diffusion. *J.Appl. Phys.* 37, 4394-4396, 1966.
- 3.55. Lawrence J.E.: Diffusion-induced stresses and lattice disorders in silicon. *J.Electrochem. Soc.* 113, 819-824, 1966.
- 3.56. Lawrence J.E.: The cooperative diffusion effect. *J.Appl. Phys.* 37, 4106-4112, 1966.
- 3.57. Joshi M.L., Dash S.: Dislocation-induced deviation of phosphorus diffusion profiles in silicon. *IBM J. s.* 446, 1966.
- 3.58. McDonald: Control of diffusion induced dislocations in phosphorus diffused silicon. *Solid-St. Electron.* 9, 809, 1966.
- 3.59. Rupprecht H., Schwutke G.H.: Distribution of boron-induced defects in shallow diffused layers of silicon. *J.Appl. Phys.* 37, 2862, 1966.
- 3.60. Levine E., Washburn J., Thomas G.: Diffusion-induced defects in silicon-part 1. *J.Appl. Phys.* 38, 81-87, 1967.
- 3.61. Levine E., Washburn J., Thomas G.: Diffusion-induced defects in silicon-part 2. *J.Appl. Phys.* 38, 87-95, 1967.
- 3.62. Czaja W.: Conditions for generation of slip by diffusion of phosphorus in silicon. *J.Appl. Phys.* 38, 2, 725, 1967.
- 3.63. Jungbluth E.D.: Imperfection due to double diffusion in epitaxial silicon. *J.Appl. Phys.* 38, 1, 133-140, 1967.
- 3.64. Yeh I.J.: Strain compensation in silicon by diffused impurities. *J.Electrochem. Soc.* 116, 73, 1969.
- 3.65. Parker T. J.: Diffusion in silicon. Effect of dislocation of boron and phosphorus in silicon. *J.Appl. Phys.* 38, 9, 2039, 1967.
- 3.66. Parker T.J.: Diffusion in silicon. 2. Enhanced diffusion of phosphorus in silicon. *J.Appl. Phys.* 38, 9, 3471, 1970.
- 3.67. Joshi M.L., Ma C.H.: Residual strains in phosphorus-diffused silicon. *J.Appl. Phys.* 38, 2, 725, 1967.
- 3.68. Jaccodine R.J.: Precipitates formed by high-concentration phosphorus diffusion in silicon. *J.Appl. Phys.* 39, 7, 3105-3110, 1968.
- 3.69. Yoshida M.: Observation of dislocations in phosphorus diffused silicon by x-ray and etching techniques. *Jap. Appl. Phys.* 7, 3, 209, 1968.
- 3.70. Schwutke G.H., Wilhelm F.: Perfection of diffused surface layers on silicon. *Bull. Am. Phys. Soc.* ser. II, 12, 120, 1967.



- 3.71. Hu S.M.: Coments on diffusion in silicon and generation of excess vacancies by motions of diffusion induced dislocations. *Jap. J. Appl. Phys.* 40, 4684, 1969.
- 3.72. Yagi K., Miyamoto M.: Anomalous diffusion of phosphorus into silicon. *Jap. J. Appl. Phys.* 3, 3, 1970.
- 3.73. Yoshida M., Kariamori S.: Retardation of diffusion by diffusion-induced dislocations in silicon. *Jap. J. Appl. Phys.* 9, 338, 1970.
- 3.74. Kirinova V.M., Mokovski A.N., Šavelev M.U.: Élementy i ustroistva mikroélektroniki. Kiev 1971.
- 3.75. Howes M.G., Dobson P.S.: The effect of dislocations on diffusion in silicon. *Phys. At. Sol.* 6, 611, 1971.
- 3.76. Brotherton S.D., Rogers T.L.: Influence of dislocations on gold diffusion into silicon slices. *Solid-St. Electron.* 15, 853-860, 1972.
- 3.77. Boltovec N.S., Vasilevskaja V.N., Dačenko L.T.: Raspredelenie dislokacii v oblasti p-n perechoda pri različnoj koncentracii diffuzanta. *Mat. Konf. "Defekty struktury v poluprovodnikach"*, 149-151, Novosibirsk, 1973.
- 3.78. Muravski B.M., Sinigina L.V., Boľšakova E.V.: Issledovanie vlijanija diffuzionnyh processov na strukturu kremniija. *Mat. Konf. "Defekty struktury v poluprovodnikach"* 152-155, Novosibirsk, 1973.
- 3.79. Barsou F., Hess M.S., Roy M.M.: *J. Electrochem. Soc.* 115, 70, 1960.
- 3.80. Maeda H., Tonimoto M.: Emitter dip in double-diffused n-p-n silicon transistors. *Phys. St. Sol.* 16, 273-277, 1973.

#### 4. WPŁYW DEFEKTÓW, ZANIECZYSZCZEŃ I NIEJEDNORODNOŚCI MATERIAŁU NA PARAMETRY KRZEMOWYCH ZŁĄCZ p-n I PRZYRZĄDÓW PÓŁPRZEWODNIKOWYCH

4. 1. Newman R.: Visible light from silicon p-n junction. *Phys. Rev.* 100, 700-703, 1955.
4. 2. Chynoweth A.G., McKay K.G.: Photon emission from avalanche breakdown in silicon. *Phys. Rev.* 102, 369-376, 1956.
4. 3. Fuller C.S., Logan R.A.: Effect of heat treatment upon electrical properties of silicon crystals. *J. Appl. Phys.* 88, 1427-1436, 1957.
4. 4. Chynoweth A.G., Pearson G.L.: Effect of dislocations on breakdown in Si p-n junctions. *J. Appl. Phys.* 29, 1103-1110, 1958.
4. 5. Plummer A.R.: The effect of heat treatment on the breakdown characteristics of silicon p-n junctions. *J. Electron. a. Control* 5, 405-416, 1958.
4. 6. Goetzberger A.: Uniform avalanche effect in silicon three-layer diodes. *J. Appl. Phys.* 31, 2260-2261, 1960.
4. 7. Batdorf R.L., Chynoweth A.G., Dacey G.C., Foy P.W.: Uniform silicon p-n junctions. I. Broad area breakdown. *J. Appl. Phys.* 31, 1153-1160, 1960.
4. 8. Kikuchi M., Tachikawa K.: Visible light emission and microplasma phenomena in silicon p-n junctions. Part I. *J. Phys. Soc. Japan* 15, 835-848, 1960.
4. 9. Kikuchi M.: Visible light emission and microplasma phenomena in silicon p-n junctions. Part. II. *J. Phys. Soc. Japan* 15, 1822-1831, 1960.
4. 10. Stickler R., Knopp A.N.: Transmission electron microscope investigations on diffused silicon wafers with relation to electrical properties of controlled rectifiers. *J. Electrochem. Soc.* 111, 1372-1376, 1964.
4. 11. Mc Donald N.C., Everhart T.E.: Direct measurement of the depletion layer width variation of applied bias for a p-n junction. *Appl. Phys. Letts.* 7, 267-269, 1965.
4. 12. Higuchi H., Tamura H.: Measurement of the lifetime of minority carriers in semiconductor with scanning electron microscope. *Jap. J. Appl. Phys.* 4, 316-317, 1965.
4. 13. Metz E.J.: Poisoning and gettering effects in silicon junction. *J. Electrochem. Soc.* 112, 420-425, 1965.
4. 14. Lawrence J.E.: Electrical properties of copper segregates in silicon p-n junction. *J. Electrochem. Soc.* 112, 796-800, 1965.
4. 15. Goetzberger A., Finch R.H.: Influence of mechanical damage on avalanche breakdown in silicon p-n junction. *Solid-St. Electron.* 7, 543-545, 1964.
4. 16. Kokosa R.A., Davies R.L.: Avalanche breakdown of diffused silicon p-n junction. *IEEE Trans. Electron. Devices*, Vol. ED-13, 874-881, 1966.
4. 17. Gaylord J.W.: Microplasma observations in silicon junction using a scanning electron beam. *J. Electrochem. Soc.* 113, 753-754, 1966.
4. 18. Neve N.F.B., Hughes K.A., Sulway D.V., Thornton P.R.: The scanning electron microscope as a means of studying microplasmas at high resolutions. *J. Appl. Phys.* 37, 1704-1709, 1966.
4. 19. Davies I.G., Hughes K.A., Sulway D.V., Thornton P.R.: The direct observation of electrical leakage paths due to crystal defects by use of the scanning electron microscope. *Solid-St. Electron.* 9, 275-279, 1966.



- 4.20. Neve N.F.B., Sulway D.V., Hughes K.A., Thornton P.R.: The scanning electron microscope as a means of investigating second breakdown and similar phenomena. IEEE Trans. Electron. Devices Vol. ED-13, 639-642, 1966.
- 4.21. Fairfield J.M., Schwutke G.H.: Precipitation effects in diffused transistor structures. J.Appl. Phys., 37, 1536-1541, 1966.
- 4.22. Gereth R., Schwutke G.H.: Localised enhanced diffusion in n-p-n silicon transistors. Appl. Phys. Letts., 8, 55-57, 1966.
- 4.23. Goetzberger A., Shockley W.: Metal precipitates in silicon p-n junctions. J. Appl. Phys. 31, 1821-1824, 1960.
- 4.24. Bardeli U.: Uspechi fizičeskich nauk 23, 1, 1961.
- 4.25. Goetzberger A., Stephens C.: Voltage dependence of microplasma density in p-n junction in silicon. J.Appl. Phys. 32, 2646-2650, 1961.
- 4.26. Rindner W.: Resistance of elastically deformed shallow p-n junctions. J.Appl. Phys. 33, 2479-2480, 1962.
- 4.27. Goetzberger A., Mc Donald B., Haitz R.H., Scarlett R.M.: Avalanche effects in silicon p-n junctions. II. Structurally perfect junctions. J.Appl. Phys. 34, 1591-1600, 1963.
- 4.28. Haitz R.H., Goetzberger A., Scarlett R.M., Shockley W.: Avalanche effects in silicon p-n junctions-I, Localised photomultiplication studies on microplasmas. J.Appl. Phys. 34, 1581-1590, 1963.
- 4.29. Queisser H.J., Goetzberger A.: Microplasma breakdown at stair-rod dislocations in silicon. Phil. Mag. 8, 1063-1066, 1963.
- 4.30. Scarlett R.M., Shockley W., Haitz R.H.: Thermal instabilities and hot spots in junction transistors. Physics of Failure in Electronics Vol. 1, M.F. Goldberg and J. Vaccaro, Eds., Baltimore, Spartan Books, 194-203, 1963.
- 4.31. Scarlett R.M., Schroen W.: Localised thermal effects in silicon power transistors. Physics of Failure in Electronics Vol. 2, M.F. Goldberg and J. Vaccaro, Eds. Baltimore, Spartan Books, 285-303, 1963.
- 4.32. Ing. S.W., Morrison R.E., Alt. L.L., Aldrich R.W.: Gettering of metallic impurities from planar silicon diodes. J.Electrochem. Soc. 110, 533-537, 1963.
- 4.33. Eisner R.L.: New paint-on technique for hot spot detection on semiconductor devices. Proc. Spring Meeting of the ECS, Toronto, Canada, 121-122, 1964.
- 4.34. Schafft H.A., Schwutke G.H., Ruggles R.L.Jr.: Second breakdown and crystallographic defects in transistors. IEEE Trans. Electron. Devices Vol. ED-13, 738-742, 1966.
- 4.35. Schafft H.A., French J.C.: Second breakdown and current distribution in transistors. Soli-St. Electron. 9, 681-688, 1966.
- 4.36. Weitsch F.: A discussion of some known physical models for second breakdown. IEEE Trans. Electron. Devices Vol. -ED13, 731-734, 1966.
- 4.37. Hamiter L.: Infrared techniques for reliability enhancement of microelectronics. Semiconductor Products 10, 41-49, 1967.
- 4.38. Jungbluth E.D.: Process introduced structural defects and junction characteristics in n-p-n silicon epitaxial planar transistors. J.Appl. Phys. 36, 6, 1967-1973, 1965.
- 4.39. Scott L., Strutt M.J.O.: Spontaneous fluctuations in the leakage current due to charge generation and recombination in semiconductor diodes. Solid-St. Electron. 9, 1067-1973, 1966.
- 4.40. Puritis T.J., Ozolina J.E.: Sb. Statej-Fizika p-n perechodov, Mikroplazmennye javlenija Si v elektronno-dyročnym p-n perechode. Zinante, Riga, 1966.
- 4.41. Magden I.N., Saponov V.A., Turčanin U. N.: Wady krystalograficzne i przebicia plazmowe w epitaksjalnych złączach p-n. Materiały Elektroniczne 3, 1975 /w druku/.
- 4.42. Russell L.K., Legat W.H.: Physical description of the anisotropic stress effect in the silicon p-n junction cantilever transducer. J.Electrochem. Soc. 114, 277-285, 1967.
- 4.43. Schafft H.A.: Second breakdown—a comprehensive review. Proc. IEEE 55, 8, 1272-1288, 1967.
- 4.44. Kasabov J., Popova L.: Effect of dislocations on breakdown voltage of silicon p-n junctions Comptes Rendus - Academie Bulgare de Science, 997, 1967.
- 4.45. Wehelan M.V.: Leakage currents of n-p silicon diodes with different amounts of dislocations. Solid-St. Electron. 12, 963-968, 1969.
- 4.46. Panteleev U.A., Lajner L.V.: Vlijanie dislokacii na svojstva p-n perechodov v kremnii. Izvestia Vuzov-Fizika 5, 145, 1969.
- 4.47. Grechov I.B., Ključnikov V.N., Sevezkin I.M.: Ob opredelenii mestopoloženija mikroplazm v vysokovoltnych kremnievych p-n perechodach. Fizika i Techn. Poluprovodnikov 3, 7, 982, 1969.
- 4.48. Chiltren M.I., Marecki A.G.: Vydelenija v kremnii i ich vlijanie na parametry priborov. Élektronna-ja Techn. 14, 1, 125-131, 1971.
- 4.49. Evseev U.A., Magden I.N., Radečko A.E., Čelnochov B.E.: Vzaïmosvjaz defektov v kremnii s lavinym problemom p-n perechodov. Fizika i Techn. Poluprovodnikov 4, 8, 1432, 1970.
- 4.50. Conti M., Corda G.: Influence of slip plane dislocations on electrical performances of n-p-n planar transistors. IEEE Trans. Electron. Devices Vol. ED-18, 1148-1150, 1971.



- 4.51. Roy K.: Relationship between hot spots and growth defects in epitaxially grown p-n junctions. *J. Cryst. Growth* 9, 139-143, 1971.
- 4.52. Nishida M.: Distribution of surface state density related to diffusion-induced dislocations near the junction formed by diffusion of phosphorus in silicon. *J. Electrochem. Soc.* 11, 5, 673-677, 1972.
- 4.53. Schwuttke G.H., Brack K., Hearn E.W.: The influence of stacking faults on leakage currents of FET devices. *Microelectronics a. Reliability* 10, 467-470, 1971.
- 4.54. Nishida K., Matsui J., Nakajima M.: Avalanche multiplication enhancement along dislocation lines in a thermally diffused junction. *Jap. J. Appl. Phys.* 11, 1228-1229, 1972.
- 4.55. Auleytner J., Furmanik Z., Kryłow J.: Zastosowanie metody automonochromatyzacji promieni rentgenowskich do badań struktury diod planarnych. *Prace IF PAN* 22, 1972.
- 4.56. Drum C.M., Gelder W.: Stacking faults in /100/ epitaxial silicon caused by HF and thermal oxidation and effects on p-n junctions. *J. Appl. Phys.* 43, 11, 4465, 1972.
- 4.57. Marsanov V.A., Pasinčev I.U.: Příčiny snížení planarných p-n přechodů. *Fizika i Techn. Poluprovodníků* 1, 8, 1214, 1967.
- 4.58. Milstein S.G., Nikitenko V.I.: Vlijanie individual'nykh dislokacij na lokalnye električeskie charakteristiki kremnija i germanija. *Fizika i Techn. Poluprovodnikov* 6, 8, 1556, 1972.
- 4.59. Danilčuk L.N., Smirnov O.A., Zablocki A.A., Pavlov V.V.: Vlijanie dislokacij na električeskie parametry malomoščnych splavných tranzistorov. *Mat. Konf. "Defekty struktury v poluprovodnikach"* Novosibirsk 1973.
- 4.60. Knopp A.N., Stickler R.: Effects of imperfections on the forward blocking behavior of diffused-allyed silicon devices. *J. Electrochem. Soc.* 115, 420-425, 1968.
- 4.61. Queisser H.J.: *Festkörperprobleme*, Band II, 162-187, 1963.
- 4.62. Lawrence J.E., Tucker R.N.: Tripyramid and raised-triangle /111/ diamond lattice imperfections in silicon epitaxial films. *J. Appl. Phys.* 36, 10, 3095-3101, 1965.
- 4.63. Ravi K.V., Varker C.J., Volk C.E.: Electrically inactive stacking faults in silicon. *J. Electrochem. Soc.* 120, 4, 1973.
- 4.64. Perkins C.: Breakdown phenomena in silicon semiconductor devices. *Semiconductors a. Sol. State Techn.* 8, 2, 32-37, 1965.