

OŚRODEK
NAUKOWO-
PRODUKCYJNY
MATERIAŁÓW
PÓŁPRZEWODNIKOWYCH
WARSZAWA

PRACE ONPMP

**NIKTÓRE DEFEKTY OBSERWOWANE
W HOMOEPITAKSJALNYCH WARSTWACH KRZEMU**

**SPIEKANE PODKŁADKI KOMPENSACYJNE WNI₂CU
DO TYRYSTORÓW MAŁEJ MOCY**

1976

Nr 1 (7)

OŚRODEK NAUKOWO-PRODUKCYJNY
MATERIAŁÓW PÓŁPRZEWODNIKOWYCH

Elżbieta NOSSARZEWSKA-ORŁOWSKA, Marta PAWŁOWSKA

NIEKTÓRE DEFEKTY OBSERWOWANE
W HOMOEPI TAKSJALNYCH WARSTWACH KRZEMU

Marek LEJBRANDT, Kazimierz KALISZUK, Wanda OSOWSKA

SPIEKANE PODKŁADKI KOMPENSACYJNE WNIĘTU
DO TYRYSTORÓW MAŁEJ MOCY

Wydawnictwa Przemysłu Maszynowego WEMA

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: Katarzyna Adamiak-Lenartowicz

Adres Redakcji:

Warszawa, ul. Konstruktorska 6, tel. 43-74-61

Do użytku służbowego

Elżbieta NOSSARZEWSKA - ORŁOWSKA

Marta PAWŁOWSKA

Zakład Epitaksji

NIEKTÓRE DEFEKTY OBSERWOWANE W HOMOEPITAKSJALNYCH WARSTWACH KRZEMU

Defekty występujące w epitaksjalnych warstwach krzemu były wielokrotnie opisywane w literaturze. Obserwacja warstw epitaksjalnych otrzymywanych w różnych warunkach prowadzenia procesu wzrostu, na podłożach o różnej orientacji, wykazuje że kształt defektów w wielu przypadkach znacznie odbiega od klasycznych przykładów spotykanych w monografiach.

Podstawą do interpretacji przyczyn powstawania defektów strukturalnych w narastającej warstwie jest znajomość mechanizmu wzrostu epitaksjalnego. Badania nad mechanizmem zarodkowania i wzrostu homoepitaksjalnych warstw krzemu potwierdzają model zaproponowany przez W.K.Burtona, N.Cabrera i F.C.Franka [1], który zakłada, że atomy są wbudowywane do narastającej warstwy w uprzywilejowanych miejscach na powierzchni, takich jak monoatomowe stopnie, krawędzie i uskoki. Zastosowanie techniki rozkładu monomolekularnej wiązki silanu na nagrzanym podłożu [2] oraz metody "sputtering" [3,4,5] w warunkach UHV umożliwiły bezpośrednią obserwację w elektronowym mikroskopie transmisyjnym rozwoju reliefu tarasowatej powierzchni narastającej warstwy krzemu z wyraźnym bocznym wzrostem mikro- i makrostopni. Ciągłym źródłem mikrostopni na powierzchni krzemu są dyslokacje [6]. W przypadku typowego procesu epitaksji krzemu na krzemie obecność stopni jest zapewniona przez celowo wprowadzoną dezorientację podłoża w stosunku do płaszczyzny $\{111\}$ [7].

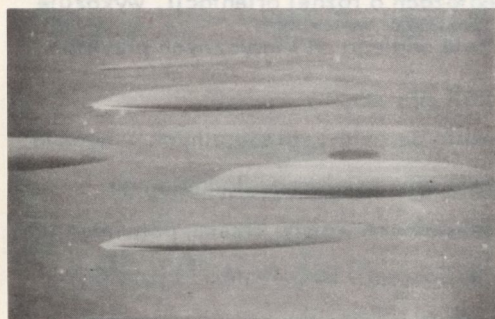
Przeprowadzone eksperymenty wykazały [7], że przesuwanie się stopni jest ściśle ukierunkowane i na powierzchni $\{111\}$ szybkość wzrostu bocznego w kierunku $\langle 112 \rangle$ w temperaturze powyżej 1200°C sięga kilkaset mikrometrów na minutę, natomiast jednoczesny wzrost w kierunku prostopadłym do powierzchni $[111]$ wynosi zaledwie

kilkaset angstrémów na minutę i zwiększa się do $1 \mu\text{m}/\text{min}$ przy wprowadzeniu odchylenia od płaszczyzny (111).

Przez autorów zostały przeprowadzone procesy epitaksji krzemu na płytках podłożowych ciętych dokładnie w płaszczyźnie (111) /odchylenie w granicach $\pm 10'$ /. W otrzymanych warstwach wystąpiły defekty, których nie obserwuje się w przypadku wprowadzenia celowej dezorientacji płytek podłożowych.

1. Cienie błędów ułożenia /stacking faults shadows/

Na rys. 1 i 2 przedstawiono defekty, które wystąpiły w warstwach epitaksjalnych o rezystywności ok. $10 \Omega\text{cm}$ domieszkowanych borem, na podłożu o rezystywności ok. $0,01 \Omega\text{cm}$ domieszkowanym borem. Warstwy otrzymano w urządzeniu do epitaksji

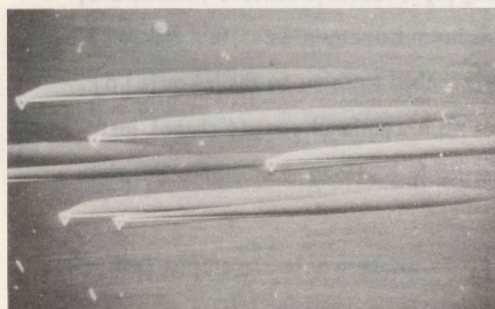


a/ pow. 100x



b/ pow. 264x

Rys. 1a,b. Defekty w warstwie epitaksjalnej w kształcie podłużnych wgłębień - cienie błędów ułożenia /kontrast interferencyjny/



a/ pow. 100x/kontr. interf./



b/ pow. 230x/kontr. fazowy/

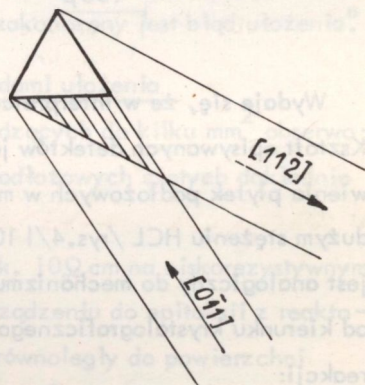
Rys. 2a,b. Cienie błędów ułożenia po wytrawieniu

w układzie pionowym, w którym kierunek przepływu gazów reakcyjnych jest prostopadły do powierzchni płytek. Proces epitaksji prowadzony był dwustopniowo: zapoczątkowanie wzrostu w temperaturze 1150°C /odczyt na pirometrze bez korekty/ i dalszy wzrost w temperaturze obniżonej o 100° . Szybkość wzrostu warstwy w wysokiej temperaturze była $0,85 \mu\text{m}/\text{min}$, a w temperaturze obniżonej $0,6 \mu\text{m}/\text{min}$.

Na rys.1 widać podłużne wgłębienia w warstwie, ułożone równolegle do siebie. Trawienie w mieszaninie kwasów chromowego i fluorowodorowego ujawnia, iż każde wgłębienie zapoczątkowane jest przez błąd ułożenia /rys.2/. Gęstość powierzchniowa defektów zależy od czystości i stanu powierzchni podłoża w taki sam sposób, jak gęstość błędów ułożenia. Rozmiary zagłębienia dla warstwy o grubości $10 \mu\text{m}$ dochodzą do $1 \times 0,1 \text{ mm}$, a ich głębokość jest od kilkudziesięciu do kilkuset angstromów. Niska temperatura wzrostu sprzyja ich powiększaniu się. W miarę narastania warstwy kształt wgłębienia ulega zmianie w zależności od kąta dezorientacji płytki podłożowej. Im mniejszy jest ten kąt, tzn. im bliżej orientacji $[111]$ są pocięte płytki, tym wydłużenie wgłębienia jest większe. Jeżeli nawet gęstość błędów ułożenia pozostaje w granicach ogólnie przyjętych dla warstw epitaksjalnych, czyli jest poniżej 100 cm^{-2} , to pojawienie się wgłębień dyskwalifikuje płytkę.

Na rys.3 pokazane są szkice wgłębień przedstawionych na rys.1 i 2. Na szkicu zaznaczono kierunki $[0\bar{1}0]$ i $[1\bar{1}2]$. Na rysunku widać, że wgłębienie rozwija się właśnie w tych dwóch kierunkach krystalograficznych, przy czym przeważa wydłużenie w kierunku $[0\bar{1}0]$. Usytuowanie i kształt wgłębienia zależy od charakteru błędu ułożenia - zamknięty trójkąt, V-kształt, pojedynczy bok trójkąta. W każdym przypadku jednak jest ono ograniczone kierunkami $[0\bar{1}0]$ i $[1\bar{1}2]$.

W literaturze nie ma jednoznacznej interpretacji mechanizmu powstawania wgłębień w sąsiedztwie błędów ułożenia. Wysłunięto przypuszczenie [8], że powstanie wgłębienia wyraża



Rys.3. Szkic cienia błędu ułożenia w warstwie epitaksjalnej

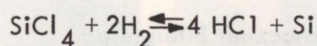
tendencję sieci do obniżenia energii swobodnej - naprężenia wprowadzone przez błąd ułożenia są równoważone przez składowe naprężenia odsłoniętych płaszczyzn wgłębienia.

Druga interpretacja opiera się na koncepcji bocznego wzrostu mikro- i makrostopni [9]. Zakłada ona, że narastający od podłoża błąd ułożenia utrudnia dwuwymiarowy wzrost warstwy w określonych kierunkach krystalograficznych. Tym tłumaczy się fakt, że wgłębienia są zawsze jednakowo ukierunkowane.



Rys.4. Defekty w kształcie podłużnych wgłębień na powierzchni Si po trawieniu w HCl w temp. 1192°C [10]

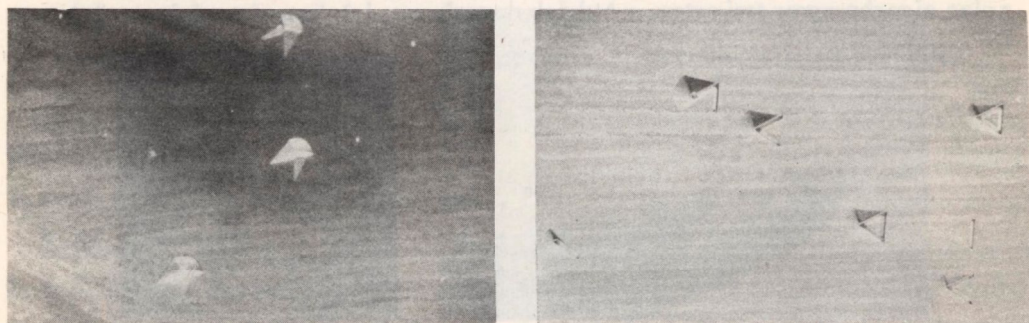
Wydaje się, że w interpretacji należy uwzględnić jeszcze jedną możliwość. Kształt opisywanych defektów jest zbliżony do wgłębień powstających podczas trawienia płytek podłożowych w mieszaninie HCl i H₂ w temperaturze ok. 1200°C, przy dużym stężeniu HCl /rys.4/ [10]. Mechanizm trawienia krzemu monokrystalicznego jest analogiczny do mechanizmu wzrostu epitaksjalnego i szybkość trawienia zależy od kierunku krystalograficznego w taki sam sposób, jak wzrost. Wobec odwracalności reakcji:



powiększenie się wgłębienia towarzyszącego błędowi ułożenia może być spowodowane bardziej intensywnym, ukierunkowanym trawieniem tego obszaru.

2. Obszary przyspieszonego wzrostu związane z błędami ułożenia

W warstwach typu p/p^+ zaobserwowano również inny rodzaj defektów związanych z błędami ułożenia. Są to obszary przyspieszonego wzrostu o rozmiarach dochodzących do 1 mm^2 /rys 5a/. Trawienie w mieszaninie kwasów: chromowego i fluorowodorowego ujawniło, że w wierzchołku takiego wzniesienia leży błąd ułożenia /rys.5b/. Błąd ten może spełniać rolę centrum zarodkowego przyspieszonego wzrostu.



Rys.5.a,b. Obszary przyspieszonego wzrostu związane z błędami ułożenia /kontrast interf./
a/ przed trawieniem, pow. 264x b/ po trawieniu, pow. 264x

Przypuszcza się [11], że bezpośrednią przyczyną powstania takiego defektu jest dyslokacja częściowa Shockley'a-Heidenreicha, którą zakończony jest błąd ułożenia.

3. Obszary przyspieszonego wzrostu nie związane z błędami ułożenia

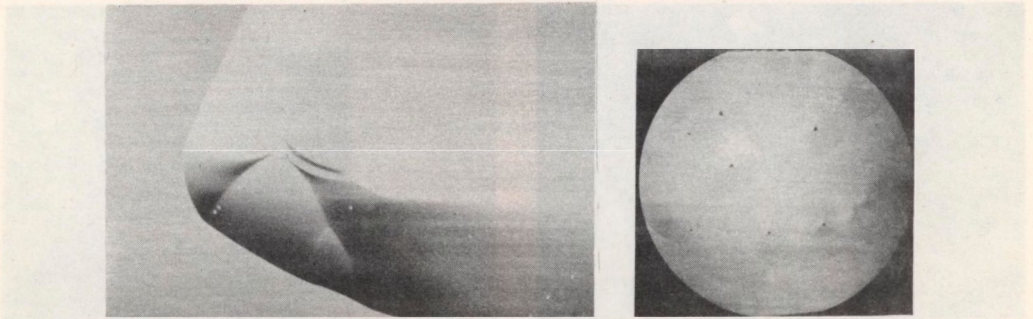
Obszary przyspieszonego wzrostu o wymiarach dochodzących do kilku mm^2 obserwowano w warstwach typu n/n^+ , osadzonych na płytkach podłożowych ciętych dokładnie w płaszczyźnie (111) /rys 6a,b/.

Warstwy domieszkowane fosforem do rezystywności ok. $10 \Omega \text{ cm}$ na niskorezystywnym podłożu domieszkowanym antymonem otrzymywano w urządzeniu do epitaksji z reaktorem poziomym, w którym kierunek przepływu gazu jest równoległy do powierzchni płytek. Proces wzrostu prowadzony był w temperaturze 1150°C /bez korekty wskazań pirometru/, z szybkością ok. $1 \mu\text{m}/\text{min}$.

W miarę podwyższania temperatury wzrostu warstwy /do 1350°C / gęstość omawianych defektów wyraźnie malała, natomiast po obniżeniu temperatury wzrostu do 1100°C

cała powierzchnia płytki była pokryta przez nachodzące na siebie defekty. Pewna poprawa jakości powierzchni następowała przy zmniejszeniu szybkości wzrostu warstwy na skutek zmniejszenia stężenia SiCl_4 w strumieniu wodoru.

Obserwacje obszarów przyspieszonego wzrostu na warstwach typu n/n^+ poprzez trawienie nie ujawniły powiązania ich z błędami ułożenia, jak w przypadku opisanych poprzednio defektów. Ich kształt sugeruje, że obszary te powstają w wyniku bliźnia-



Rys. 6a,b. Obszary przyspieszonego wzrostu nie związane z błędami ułożenia
a/ pow. 30x b/ pow. 100x /kontr. interf./

kowania, które może wystąpić w przypadku braku stabilnych położeń na ściankach $\{111\}$. Prowadzi to do niedopasowania zarodków tzw. "misgrowth". Defekty tego rodzaju obserwuje się wyłącznie na płytkach ciętych dokładnie w płaszczyźnie (111).

4. Wnioski

Przedstawione defekty krystalograficzne mają wspólną cechę - występują one na płytkach ciętych dokładnie w płaszczyźnie (111). Na tak otrzymanej powierzchni ilość mikrostopni, a zatem także ilość stabilnych położeń dla wbudowanych atomów jest ograniczona.

Aby zaadsorbowany atom na drodze dyfuzji powierzchniowej dotarł do stopnia, potrzebny jest czas t , określony przez wyrażenie [5]:

$$t = \frac{\gamma_0^2}{D_s}$$

gdzie:

Y_0 - odległość pomiędzy stopniami na powierzchni (111) ; dla stosowanego najczęściej kąta dezorientacji 2° odległość ta jest 100 \AA ;

D_s - współczynnik dyfuzji atomu Si po powierzchni (111) krzemu; D_s w wąskim zakresie temperatur, stosowanym w doświadczeniu zależy eksponencjalnie od tej temperatury poprzez czynnik Boltzmana.

Na podstawie tych relacji łatwo zrozumieć, że podwyższenie temperatury podłoża powoduje zmniejszenie gęstości omawianych defektów, natomiast wprowadzenie celowej dezorientacji od płaszczyzny (111) pozwala praktycznie na ich eliminację.

LITERATURA

1. W.K.Burton, N. Cabrera, F.C.Frank., *Phil. Trans. Roy. Soc.*, 2-3A, 299, 1950.
2. B.A.Joyce., *J. Crystal Growth.*, 3,4, 43, 1968.
3. H.C.Abbink, R.M.Brandy, G.P.McCarthy., *J. Appl. Phys.*, v.39 10, 4673, 1968.
4. O.P.Pchelyakow, R.N.Lovyagin, A.I.Toropor, S.I.Stenin., *Phys. Status Solidi /a/*, 2, 547, 1973.
5. L.N.Aleksandrow, R.N.Lovyagin., *Thin Sol. Films*, 20, 1, 1974.
6. F.C.Frank., *Disc. Faraday Soc.*, 115, 664, 1949.
7. J.I.Nishizawa, T.Teresaki., *J. Crystal Growth*, 17, 241, 1972.
8. C.M.Drum, C.A.Clark., *J. Electrochem. Soc.*, 115, 664, 1968.
9. H.Sunami, T.Teresaki, N.Miyamoto, J.Nishizawa., *J. Appl. Phys.* v.40, 10, 4670, 1969.
10. Th.J.M.Kuijjer, L.J.Giling, J.Bloem., *J. Crystal Growth*, v.22, 1 29, 1974.
11. M.Shimbo, T.Teresaki, J.Nishizawa., *J. Appl. Phys.*, v.42, 1, 487, 1971.