

WPŁYW OBECNOŚCI Fe I Ni NA WŁASNOŚCI KRZEMOWYCH WARSTW EPITAKSJALNYCH.

¹⁾ Elżbieta Nossarzewska-Orłowska, Jerzy Sarnecki, Halina Wodzińska, Jerzy Skwarcz

Do wysokorezystywnych warstw typu p, osadzonych na podłożu p⁺ wprowadzono metale przejściowe, Ni i Fe. Badano wpływ tych metali na rezystywność i czas życia nośników mniejszościowych oraz na charakter mikrodefektów w płytce, w zależności od cyklu technologicznego i momentu wprowadzenia metalu do płytki. Badania wykazały znaczne różnice pomiędzy strukturą defektową płytek zanieczyszczonych Ni i Fe.

WSTĘP

W technologii krzemowych przyrządów półprzewodnikowych żelazo i nikiel są najczęściej występującymi zanieczyszczeniami metalicznymi, powodującymi degradację parametrów elektrycznych. Wprowadzają one głębokie poziomy energetyczne do przerwy zabronionej krzemu, które stanowią centra generacyjno - rekombinacyjne i redukują czas życia nośników mniejszościowych. Głębokie poziomy są tworzone przez izolowane atomy metali w położeniach międzywęzłowych lub podstawieniowych oraz przez pary metal-akceptor. Wytrącenia krzemków metali nie zmieniają własności elektrycznych krzemu, ale przewodzą prąd i zmniejszają ruchliwość nośników przez rozproszenie. W sumie, zanieczyszczenia metaliczne pogarszają charakterystyki wsteczne, zmniejszają napięcia przebicia i powodują wzrost prądów upływności w przyrządach krzemowych.

Podczas studzenia płytki od temperatury procesu do pokojowej, metale przejściowe znajdują się w stanie silnego przesylenia i podlegają termodynamicznemu bodźcowi do znalezienia stabilnej konfiguracji. Ni wydziela się

¹⁾ Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych
ul. Wólczyńska 133, 01-919 Warszawa

w formie krzemków nawet przy gwałtownym studzeniu i dlatego trudno jest mu przypisać określony poziom energetyczny [1]. Wolniej dyfundujące atomy Fe mogą być zamrożone w położeniach międzywęzłowych, ale w tym stanie są niestabilne w temperaturze poniżej 200 °C i tworzą kompleksy z innymi zanieczyszczeniami, a w przypadku Si typu p, przede wszystkim pary Fe-B [2].

Do warstwy epitaksjalnej niekontrolowane zanieczyszczenia metaliczne mogą dyfundować z płytki podłożowej, jak również mogą być wprowadzane podczas wzrostu warstwy, z fazy gazowej. Ich obecność ujawnia się w postaci skupisk płytkich jamek (S-pits) i/lub błędów ułożenia (ISF-induced stacking faults) obserwowanych po trawieniu selektywnym, a w przypadku dużej koncentracji powierzchniowej metalu, widocznego gołym okiem zamglenia, spowodowanego przez wydzielenie krzemków lub tlenków metali.

Dla zbadania wpływu Fe i Ni na własności warstw epitaksjalnych, w niniejszej pracy metale te były wprowadzane do niej na drodze dyfuzji przez płytkę podłożową, poprzez zarysowanie drutem o czystości 5N tylnej strony płytki i wygrzewanie. Dwie, prostopadłe do ścienia bazowego rysy o długości około 1 cm były odległe od siebie o około 1 cm.

Przedstawione są wyniki obserwacji struktury defektowej w warstwie epitaksjalnej i podłożu, wpływ metali na rezystywność i jej profil w głąb warstwy epitaksjalnej oraz porównanie czasów życia wstrzykiwanych nośników nadmiarowych.

OPIS EKSPERYMENTU

Badania przeprowadzono na płytkach krzemowych CZ typu p⁺ z podwójną warstwą epitaksjalną p-n⁺. Płytki podłożowe miały orientację <111>, średnicę 3 cale, grubość 380 μm i były domieszkowane borem do koncentracji ≈1x10¹⁹ cm⁻³. Proces epitaksji prowadzony był w temperaturze 1150 °C, w przepływie wodoru z parą SiCl₄ (źródło Si) i gazem domieszkującym (B₂H₆ dla warstwy typu p i PH₃ dla warstwy typu n). Szybkość wzrostu warstwy epitaksjalnej była 1 μm/min. Pierwsza warstwa, typu p, miała grubość około 30 μm i koncentrację boru ≈1x10¹⁴/cm³, a druga warstwa, typu n, miała grubość 2 μm i koncentrację fosforu ≈1x10¹⁶ cm⁻³. Część płytek podłożowych przed procesem epitaksji była wygrzewana w reaktorze do epitaksji, w wodorze, przez 2 godz w temperaturze 1150 °C.

Czas wzrostu temperatury od pokojowej do 1150 °C wynosił 15 min, a po

wyłączeniu grzania spadek do temperatury pokojowej następował w czasie 30 min.

Wykonano 4 serie płytek, różniące się kolejnością operacji termicznych oraz momentem wprowadzenia metalu do płytki:

Seria I - wygrzewanie płytek podłożowych;
- zarysowanie tylnej strony płytki drutem z metalu;
- epitaksja.

Seria II - zarysowanie tylnej strony płytki;
- epitaksja.

Seria III - wygrzewanie płytek podłożowych;
- epitaksja;
- zarysowanie tylnej strony płytki;
- proces wygrzewania symulujący epitaksję.

Seria IV - epitaksja;
- zarysowanie tylnej strony płytki;
- proces wygrzewania symulujący epitaksję.

Otrzymane płytki dzielono na pół, jedną część przeznaczając na pomiar rozkładu rezystywności w głąb warstwy epitaksjalnej i ujawnienie defektów krystalograficznych, a drugą na wykonanie diod do określenia rekombinacyjnego czasu życia wstrzykiwanych nośników.

Do obserwacji wygenerowanych defektów powierzchnia próbek była trawiona selektywnie w roztworze Wrighta. Rozkład defektów w głąb płytki ujawniano na szlifach skośnych, polerowanych zawiesiną krzemionki w roztworze alkalicznym i następnie trawionych selektywnie. Obserwacje prowadzono pod mikroskopem optycznym z kontrastem fazowym.

Rozkład rezystywności określany był metodą pomiaru oporu rozptywu w styku punktowym na szlifie skośnym o kącie 4° .

Na część płytki przeznaczoną do pomiaru czasów życia nośników mniejszościowych na obie strony płytki napyłano Al i płytkę cięto na struktury o wymiarach 2.5×2.5 mm. Czas życia nadmiarowych elektronów wstrzykiwanych do warstwy epitaksjalnej określano na podstawie kształtu napięciowej odpowiedzi diody na wyłączenie prądowe, na stanowisku udostępnionym przez Instytut Mikro- i Optoelektroniki PW [3]. Zakładając, że koncentracja nadmiarowych elektronów maleje wykładniczo ze stałą czasu równą czasowi życia w wyniku ich rekombinacji z dziurami, można oszacować czas życia nośników nadmia-

rowych w oparciu o pomiar szybkości opadania SEM poiniekcyjnej ze wzoru:

$$\tau^* \approx - \left(\frac{\Delta U_j}{\Delta t} \right)^{-1} \left(\frac{2kT}{q} \right) \quad (1)$$

gdzie: τ^* - parametr proporcjonalny do rekombinacyjnego czasu życia nośników nadmiarowych;

$\Delta U_j / \Delta t$ - spadek wartości SEM poiniekcyjnej w czasie Δt ;

k - stała Boltzmanna;

T - temperatura;

q - ładunek elektronu.

Pomiar wykonywano stosując impuls prostokątny o czasie trwania 10 μ s i gęstości prądu 5A/cm².

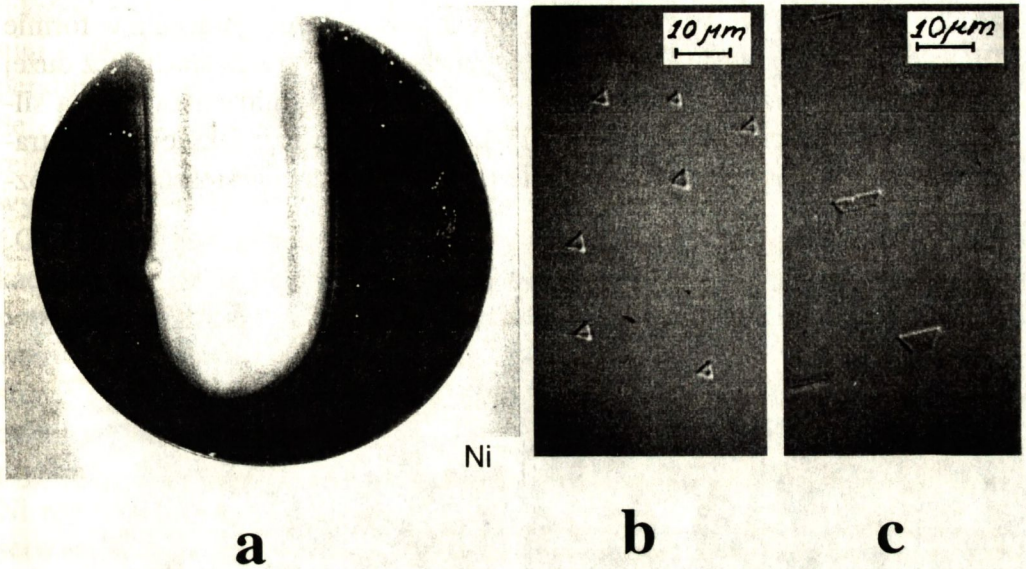
W każdej serii mierzona była płytka referencyjna, nie zanieczyszczona metalem, co pozwalało na ocenę zmiany mierzonego parametru τ^* pod wpływem wprowadzonego metalu i cyklu technologicznego.

WYNIKI BADAŃ

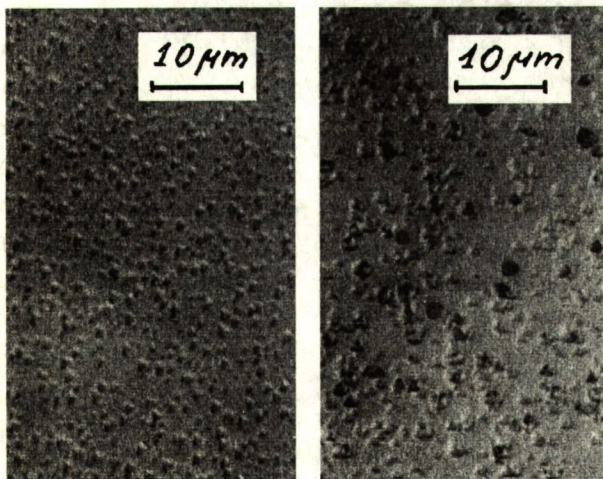
DEFEKTY KRYSTALOGRAFICZNE

We wszystkich płytkach, do których wprowadzono Ni na powierzchni warstwy epitaksjalnej pojawiła się mgła widoczna gołym okiem w świetle lampy UV (Rys. 1a). Pod mikroskopem widać, że mgła utworzona jest przez wydzielania, których kształt, wielkość i gęstość powierzchniowa zależą od położenia na płytce (Rys. 1 b,c), czyli od koncentracji Ni. Podczas trawienia selektywnego wydzielania te ulegają roztrawieniu, co świadczy o obecności w nich metalu, prawdopodobnie w formie NiSi₂ [4].

W płytkach z wprowadzonym Fe mgłę obserwuje się dopiero po trawieniu selektywnym. Na Rys.2 pokazana jest zmiana gęstości i wielkości defektów w zależności od położenia w stosunku do rysy.

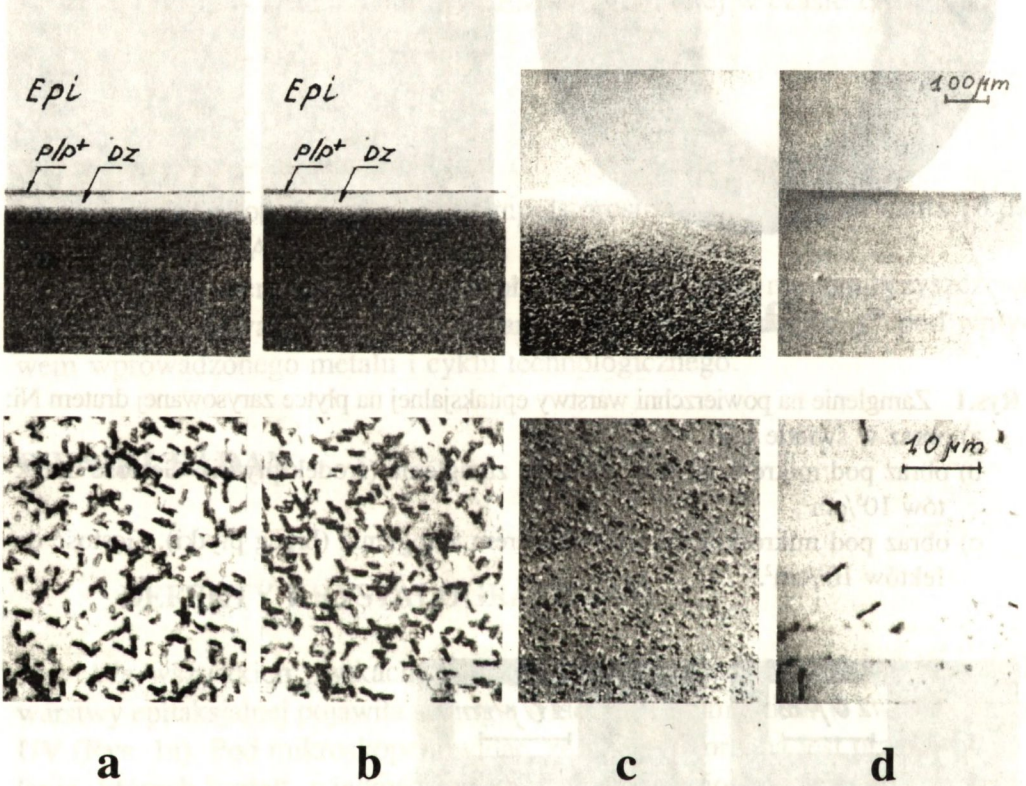


Rys.1 Zamglenie na powierzchni warstwy epitaksjalnej na płytce zarysowanej drutem Ni:
a) obraz w świetle UV;
b) obraz pod mikroskopem w obszarze zamglenia (środek płytki). Gęstość defektów $10^5/\text{cm}^2$;
c) obraz pod mikroskopem poza obszarem zamglenia (brzeg płytki). Gęstość defektów $10^2/\text{cm}^2$.



Rys.2 Powierzchnia warstwy epitaksjalnej na płytce zarysowanej drutem Fe, po trawieniu selektywnym:
a) środek płytki. Gęstość jamek $5 \times 10^7/\text{cm}^2$;
b) brzeg płytki. Gęstość jamek $10^6/\text{cm}^2$.

Przedstawione fotografie ilustrują odmienny charakter defektów wprowadzanych przez Fe i Ni. W przypadku Ni przeważają duże wytrącenia w formie ISF, natomiast Fe powoduje powstanie S-jamek o małych rozmiarach, lecz dużej gęstości. W obszarze największej koncentracji Ni błędy ułożenia (ISF) są silnie udekorowane przez wytrącenia NiSi_2 . W obszarze największej koncentracji Fe rozmiary S-jamek są bardzo małe i, na skutek dużej gęstości, trudno rozróżnialne.



Rys.3 Obraz defektów na szlifach skośnych po trawieniu selektywnym. Zdjęcia górne-przejsście pomiędzy warstwą epitaksjalną i podłożem; zdjęcia dolne-w podłożu.

- a) płytka referencyjna, bez metalu (seria I);
- b) płytka z Ni (seria I);
- c) płytka z Fe (seria I);
- d) płytka z Fe (seria III).

Na szlifach skośnych po trawieniu selektywnym ujawnia się rozkład defektów w głąb płytki (Rys.3). W warstwie epitaksjalnej oraz w przyległej do niej części płytki podłożowej, z której tlen odryfundował w wysokiej temperaturze (DZ-denuded zone) nie obserwuje się pod mikroskopem optycznym defektów, co świadczy o ich małej koncentracji w tym obszarze. Na płycie referencyjnej poniżej DZ widoczna jest struktura defektowa wytrąceń tlenowych w postaci wykształconych błędów ułożenia indukowanych przez tlen (OISF-oxygen induced stacking faults), oraz mniejszych jamek i pętli dyslokacyjnych. Wynika z tego, że w krzemie typu p⁺ w atmosferze wodoru można w reaktorze do epitaksji uzyskać wytrącenia tlenowe analogiczne do otrzymywanych w standardowym cyklu wytworzenia getteru, prowadzonym w atmosferze utleniającej [5]. Rozmiar OISF (ok.2 μm) jest jednak mniejszy, niż w cyklu standardowym (ok.10 μm). Porównując płytki z wprowadzonym Ni z płytkami referencyjnymi nie można wyodrębnić wydzieleni metalu i widać, że Ni nie wpływa w zasadniczy sposób na strukturę defektów. Dodatkowo, obserwacje na szlifach świadczą, że wytrącenie Ni w formie krzemków występuje głównie na powierzchni płytki lub w jej pobliżu.

W przypadku wprowadzenia Fe obserwuje się zmianę struktury defektów w podłożu, szczególnie w płytkach wstępnie wygrzewanych. W serii I nie ujawniły się defekty typu OISF, widoczne na płycie referencyjnej, natomiast widoczne są jamki (S-pits) o bardzo dużej gęstości. W serii III widoczne są pojedyncze, duże OISF (około 5 μm) na tle bardzo drobnych jamek, które są zbyt małe dla rozdzielczości wykonanego zdjęcia. Z literatury wiadomo [6], że Fe już na poziomie 10¹¹ cm⁻³ może przeszkadzać w nukleacji i wzroście wytrąceń tlenowych, poprzez tworzenie krzemków (FeSi₂), które "maskują" miejsca zarodkowania wydzieleni SiO_x. Podaje się kilka powodów takiego zachowania: wydzielenie SiO₂ daje blisko dwukrotną (1.89) zmianę objętości w stosunku do sieci Si, natomiast wydzielenie FeSi₂ prawie nie wprowadza zmiany objętości (0.95); ze względu na napięcie powierzchniowe rozmiar wytrącenia SiO_x musi przewyższać wartość krytyczną i minimalna ilość atomów tlenu w zarodku, który ma szansę wzrostu, jest 10³-10⁴ atomów; współczynnik dyfuzji żelaza przewyższa współczynnik dyfuzji tlenu o kilka rzędów i szybciej dołącza się do rosnącego wydzielenia. Z drugiej strony, w temperaturze powyżej 1000 °C krzemek Fe rozkłada się z wydzieleniem Fe i podczas każdego kolejnego procesu wysokotemperaturowego następuje emisja atomów Fe [7], a podczas studzenia atomy te znowu reagują z Si, tworząc krzemki. W płytkach wstępnie wygrze-

wanych przed procesem epitaksji, to znaczy w przypadkach kiedy na drodze dyfuzji Fe znajdowała się już ukształtowana strefa wydzielenia tlenowych, lecz o niewielkich rozmiarach OISF, może następować wzmożone wydzielenie krzemków Fe i zahamowanie wzrostu OISF.

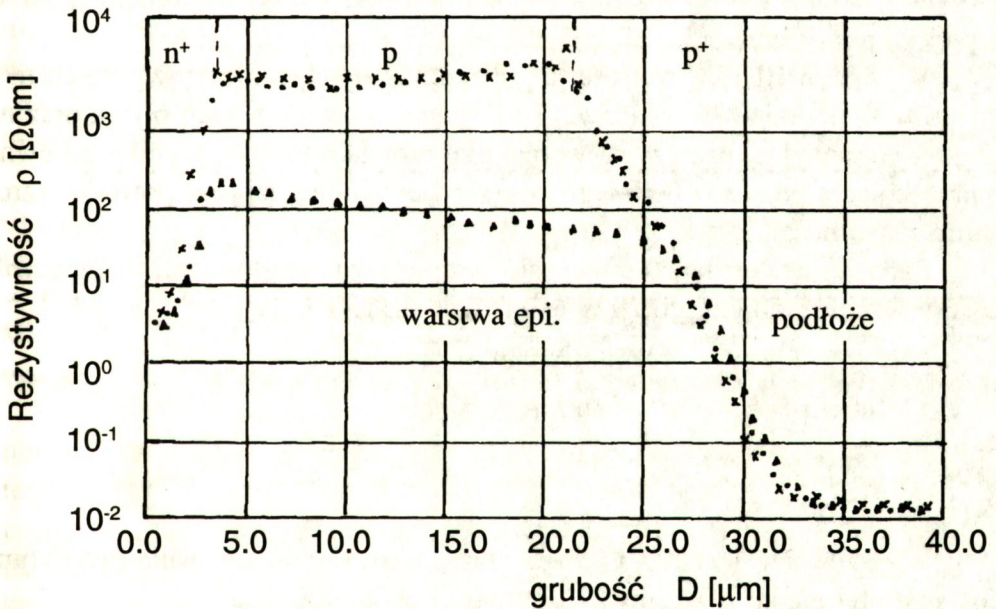
PARAMETRY ELEKTRYCZNE

Tabela 1. Zestawienie wyników pomiaru rezystywności (ρ) i rekombinacyjnych czasów życia wstrzykiwanych nośników (τ) w warstwach epitaksjalnych.

Cykl technologiczny [Nr serii]	metal	parametry elektryczne			
		środek płytki		brzeg płytki	
		$\rho(\Omega\text{cm})$	$\tau(\mu\text{s})$	$\rho(\Omega\text{cm})$	$\tau(\mu\text{s})$
wygrzewanie przed epitaksją zarysowanie drutem epitaksja [I]	bez	100	2.0	100	2.0
	Fe	300	≈ 0.1	100	0.7–1.4
	Ni	100	0.5–0.7	100	0.7–1.2
zarysowanie drutem epitaksja [II]	bez	100	1.5	100	1.5
	Fe	250	≈ 0.1	100	0.5–1.2
	Ni	100	0.3–0.6	100	0.6–0.8
wygrzewanie przed epitaksją epitaksja zarysowanie drutem wygrzewanie symulujące epit. [III]	bez	5000	4.0–7.0	5000	4.0–7.0
	Fe	5000	≈ 0.1	5000	4.0–4.5
	Ni	100	0.5–1.0	5000	2.2–3.0
epitaksja zarysowanie drutem wygrzewanie symulujące epit. [IV]	bez	4000	3.0–5.0	4000	3.0–5.0
	Fe	4000	≈ 0.1	4000	0.8–1.2
	Ni	100	0.5–0.8	4000	2.0–2.5

W tabeli 1 podane jest zestawienie wyników pomiaru rezystywności (ρ) i parametru (τ^*) proporcjonalnego do rekombinacyjnego czasu życia wstrzykiwanych nośników w płytkach zanieczyszczonych Fe i Ni oraz w płytkach, do których nie wprowadzano intencjonalnie metalu. W ramach jednej serii wszystkie płytki przeszły wspólnie cały cykl technologiczny.

W serii I i II metal wprowadzany był do płytki przed epitaksją i dyfundował do warstwy w trakcie jej wzrostu. Wprowadzenie Fe spowodowało wzrost rezystywności warstwy oraz znaczny spadek (ponad 20 razy) parametru τ^* na środku płytek, czyli bezpośrednio nad rysami, natomiast na brzegu płytek rezystywność warstwy nie zmieniła się, ale τ^* spadł do 35–70% wartości dla płytki referencyjnej. W przypadku Ni rezystywność warstwy nie uległa zmianie, a parametr τ^* zmniejszył się na środku płytek do 20–40%, i do 40–50% na brzegu, w stosunku do odpowiedniej płytki referencyjnej.



- • • płytka referencyjna, bez metalu;
- × × × płytka z Ni, (brzeg płytki);
- ▲ ▲ ▲ płytka z Ni, (środek płytki).

Rys. 4 Profil rezystywności w głąb warstwy epitaksjalnej na płytce referencyjnej i zanieczyszczonej Ni.

W seriach III i IV metal był wprowadzany po procesie epitaksji, przez wygrzewanie płytek w wodorze w warunkach takich samych jak prowadzony jest proces epitaksji. Na skutek wygrzewania wysokorezystywnej warstwy epitaksjalnej nastąpiła kompensacja nośników większościowych i wzrost rezystywności warstwy na wszystkich płytkach, oprócz obszarów płytek silnie zanieczyszczonych Ni. Ponieważ zmiana rezystywności jest podobna dla wszystkich płytek, łącznie z referencyjnymi, należy przypuszczać, że jest ona spowodowana generacją termodonorów w warstwie epitaksjalnej.

Na Rys. 4 pokazany jest rozkład rezystywności w głąb warstwy epitaksjalnej z serii IV, z wprowadzonym Ni. Obecność dużej ilości Ni spowodowała, iż rezystywność warstwy pozostała na poziomie odpowiadającym koncentracji boru, czyli Ni zapobiega tworzeniu termodonorów. Zjawisko to było obserwowane na płytkach litych [8]. Można przypuszczać, że precypitaty tlenowe, na których wytrącił się Ni trudniej ulegają dysocjacji z wydzieleniem tlenu w wysokiej temperaturze.

W seriach III i IV wartości τ^* na środku płytek zanieczyszczanych metalami były podobne jak w seriach I i II, natomiast na brzegach płytek oraz na płytce referencyjnej czas życia wzrósł około dwukrotnie, co wynika zapewne z przesunięcia poziomu Fermiego w przerwie zabronionej Si z powodu wzrostu rezystywności.

Badane metale charakteryzują się następującymi wartościami rozpuszczalności i współczynnika dyfuzji w temperaturze 1150 °C [9]:

	Rozpuszczalność [at/cm ³]	Wsp. dyfuzji [cm ² /s]
Fe	3×10^{15}	5×10^{-6}
Ni	6×10^{17}	4×10^{-5}

Wygrzewanie w 1150 °C przez czas ponad 30 min zapewnia przedyfundowanie obu metali przez płytkę o grubości około 400 μ m.

Z badań nad własnościami Fe w krzemie [2,10,11] wiadomo, że rozpuszczone w sieci Si żelazo zajmuje pozycje międzywęzłowe (Fe_i) i w tej formie wprowadza głęboki poziom donorowy o energii około $E_v + 0.4$ eV. W Si domieszkowanym borem, w temperaturze pokojowej, Fe_i^+ tworzy stabilne pary FeB, które dają dosyć płytki poziom donorowy o energii $E_v + 0.1$ eV.

Równowaga reakcji:



zależy od temperatury i koncentracji boru. Podczas wygrzewania pary FeB ulegają dysocjacji i uwolniony Fe_i może być zamrożony w sieci przez gwałtowne ostudzenie. W przypadku studzenia płytek w reaktorze do epitaksji mamy do czynienia z wolnym studzeniem i można się spodziewać, że nie występuje zamrożenie Fe_i . W badanych przez nas warstwach koncentracja boru była stosunkowo mała ($1 \times 10^{14} \text{ cm}^{-3}$) i ona mogła stanowić czynnik decydujący w tworzeniu par FeB. Pomiarzy rezytywności wykazały, że koncentracja wolnych nośników po wprowadzeniu Fe zmniejszyła się na środku płytki do $4 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$. Oznacza to, że $6 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ atomów boru może być związane z Fe, w wyniku reakcji (2).

Wyniki badań, dotyczących zachowania Ni w krzemie nie są tak jednoznaczne jak dla Fe. W zależności od historii termicznej próbek i technologii wykonania mierzonych struktur, otrzymano metodą DLTS całe spectrum głębokich poziomów energetycznych [1]. Z literatury wynika, że duża część atomów Ni rozpuszczonych w sieci Si w wysokiej temperaturze wytrąca się w postaci krzemków, nawet przy gwałtownym studzeniu, i tylko około 0.1 % atomów pozostaje w formie aktywnej elektrycznie Ni w położeniach węzłowych.

Z pomiarów parametru τ^* w badanych przez nas warstwach epitaksjalnych widać, że pomiędzy środkiem płytek, gdzie nastąpiło silne wydzielenie krzemków Ni (Rys 1.), a brzegiem płytek, nie ma tak zasadniczej zmiany w koncentracji centrów aktywnych elektrycznie, jak to zaobserwowano dla Fe. Wynika z tego, że powyżej pewnej koncentracji wprowadzanego Ni, koncentracja centrów aktywnych elektrycznie nie wzrasta.

Z porównania parametrów warstw epitaksjalnych osadzanych na wstępnie wygrzewanych płytkach podłożowych (serie I i III) oraz osadzanych bez tego wygrzewania wynika, że przy koncentracji metalu, odpowiadającej jego rozpuszczalności w temperaturze epitaksji (środek płytek) wytworzona wstępnie strefa wytrąceń tlenowych nie stanowi dostatecznej bariery. Przy niższej koncentracji zanieczyszczeń metalicznych (brzeg płytki) czasy życia nośników mniejszościowych w płytkach wstępnie wygrzewanych są jednak wyższe o około 20 %, co może mieć praktyczne znaczenie w przypadku przyrządów, dla których ten parametr jest krytyczny.

PODSUMOWANIE

Przeprowadzone badania pozwoliły na wykazanie odmiennego zachowania Ni i Fe, wprowadzanych do warstwy epitaksjalnej Si w reaktorze do epitaksji, w atmosferze wodoru:

- krzemki Ni wydzielają się na powierzchni warstwy głównie w postaci dużych defektów (błędów ułożenia-*ISF*), widocznych bez trawienia selektywnego, natomiast wydzielenia krzemków Fe ujawniane są dopiero przez trawienie selektywne, w postaci małych jamek trawienia (*S-pits*);
- wydzielenia Fe mogą powodować zahamowanie wzrostu lub anihilację małych precypitatów tlenowych (*OISF*);
- przy koncentracjach odpowiadających rozpuszczalności badanych metali w temperaturze epitaksji (nad rysami) warstwa epitaksjalna jest bardziej skompensowana przez Fe niż przez Ni, a czasy życia nośników mniejszościowych spadają drastycznie w warstwach silnie zanieczyszczonych przez Fe.
- Ni stabilizuje wysokorezystywną warstwę i przeszkadza w powstawaniu termodonorów.

ZAŁĄCZNIK

Transmutacja Fe międzywęzłowego (Fe_i) w pary FeB w krzemie typu p według reakcji (2) pozwoliła na ilościowe oznaczenie koncentracji elektrycznego aktywnie Fe [10].

Na podstawie różnicy długości drogi dyfuzji nośników mniejszościowych, mierzonych metodą fotowoltaiczną (*SPV-surface photovoltage*) oraz widm DLTS w płytkach przed i po wygrzewaniu, określono współczynniki pułapkowania elektronu przez głębokie poziomy donorowe Fe:

$$C_n(Fe_i) = 5.5 \times 10^{-7} \text{ cm}^3/\text{s}; \quad C_n(FeB) = 5 \times 10^{-6} \text{ cm}^3/\text{s}.$$

Wynikające z rekombinacyjnego modelu Shockleya-Reada zależności czasu życia nośników mniejszościowych są odpowiednio:

$$\tau_{\text{FeB}} = \frac{\exp\left[\frac{E_F - 0.1 \text{ eV}}{kT}\right]}{\{C_n(\text{FeB}) [\text{FeB}]\}} \quad (3)$$

$$\tau_{\text{Fe}_i} = \frac{1}{\{C_n(\text{Fe}_i) [\text{Fe}_i]\}} \quad (4)$$

gdzie: $[\text{FeB}]$ – koncentracja par FeB;

$[\text{Fe}_i]$ – koncentracja Fe_i .

Wprawdzie współczynnik dla centrów FeB jest o rząd wyższy niż dla Fe_i , to rekombinacja na głębokim poziomie +0.4 eV jest około 10 razy silniejsza, ze względu na położenie tego poziomu w stosunku do poziomu Fermiego.

Znając współczynniki pułapkowania elektronów można oszacować jakiego rzędu powinien być rekombinacyjny czas życia nośników nadmiarowych w warstwie epitaksjalnej typu p.

W naszym przypadku, ze względu na wolne studzenie płytek oraz długi okres przechowywania płytek w temperaturze pokojowej (około miesiąca) przed pomiarem τ^* , można założyć, że Fe znajduje się wyłącznie w postaci FeB.

Z pomiarów rezystywności wynika, że wprowadzenie Fe do warstwy, w ilości odpowiadającej rozpuszczalności w 1150 °C, spowodowało wzrost rezystywności ze 100 Ωcm do około 300 Ωcm , czyli $\approx 6 \times 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ atomów boru może być związana z Fe w postaci par FeB. Podstawiając tę wartość jako $[\text{FeB}]$ do zależności (3) otrzymujemy:

$$\tau_{\text{FeB}} \approx \exp[(0.24 - 0.1) / 0.026] / \{5 \times 10^{-6} \text{ } 6 \times 10^{13}\} \approx 0.7 \mu\text{s}$$

Wyliczona wartość jest wyższa niż zmierzony τ^* – $\approx 0.1 \mu\text{s}$. Niezgodność może wynikać z błędu pomiaru lub też z udziału Fe_i , powstałego na skutek dysocjacji par FeB podczas wstrzykiwania elektronów [11]. Ponieważ aktywność rekombinacyjna centrów Fe_i jest 10 razy wyższa niż centrów FeB, wystarczy, aby 1/4 par FeB uległa dysocjacji podczas pomiaru, dla spadku czasu życia do wartości 0.1 μs . Dla porównania, pomiar DLTS po iniekcji nośników przez impuls o gęstości prądu 100 mA/cm^2 i czas 20 min w pracy [11] spowodował dysocjację 75 % par FeB do Fe_i .

BIBLIOGRAFIA

- [1] Kitagawa H., Tanaka S., Nakashima H., Yoshida M.: Electrical properties of nickel in silicon. *J. Electronics Materials* 1991, 20, 441–447
- [2] Graff K., Pieper H.: The properties of iron in silicon. *J. Electrochem. Soc.* 1981, 128, 669–674
- [3] Bractawski K., Maciak J., Sadowski K.: Impulsowa odpowiedź diody przy wyłączeniu prądowym, napięciowym i rezystancyjnym oraz przy przełączaniu z kierunku przewodzenia na zaporowy. Pomoce dydaktyczne Politechniki Warszawskiej 1992
- [4] Hourai M., Murakami K., Shigematsu T., Fujino N., Shiraiwa T.: Behavior of defects induced by metallic impurities on Si(100) surfaces. *Jap. J. Appl. Phys.* 1989, 28, 2413–2420
- [5] Shimura F.: *Semiconductor Silicon Crystal Technology*. San Diego: Academic Press, Inc., 1988, 364s.
- [6] Hackl B., Range K.J., Gores H.J., Fabry L., Stallhofer P.: Iron and its detrimental impact on the nucleation and growth of oxygen precipitates during internal gettering processes. *J. Electrochem. Soc.* 1992, 139, 3250–3254
- [7] Aoki M., Hara A.: Re-emission of iron originally gettered by oxygen precipitates in a silicon wafer. *J. Appl. Phys.* 1993, 74, 1440–1441
- [8] Talipov F.M., Bachadyrchanovo M.K.: Vlijanie termoobrabotki na svojstva kremnija, legirovannogo nikelem. *Neorganiceskie Materialy* 1992, 28, 283–287
- [9] Weber E.L.: Diffusion, complexing and precipitation of transition metals in silicon. W: *Impurity diffusion and dettering in silicon*, Pensylwania–MRS.; wyd. Fair R.B., 1985, 3–11s.
- [10] Zoth G., Bergholz W.: A fast, preparation-free method to detect iron in silicon. *J. Appl. Phys.* 1990, 67, 6764–6771
- [11] Nakashima H., Sadon T., Tsurushima T.: Hole traps of metastable iron–boron pairs in silicon. *J. Appl. Phys.* 1993, 73, 2803–2808