ZAKŁAD MIKRO- I NANOTECHNOLOGII PÓŁPRZEWODNIKÓW SZEROKOPRZERWOWYCH

Kierownik: prof. dr hab. inż. Anna PIOTROWSKA
e-mail: ania@ite.waw.pl, tel. (0-22) 548 79 40

Zespół: dr Zbigniew Adamus, e-mail: adamus@ite.waw.pl,
doc. dr hab. Adam Barcz, e-mail: barcz@ite.waw.pl,
mgr Michał Borysiewicz, e-mail: mbory@ite.waw.pl,
mgr inż. Marek Ekielski, e-mail: ekielski@ite.waw.pl,
mgr Krystyna Gołaszewska, e-mail: krystyg@ite.waw.pl,
dr inż. Marek Guziewicz, e-mail: margu@ite.waw.pl,
mgr inż. Marcin Juchniewicz, e-mail: marcinj@ite.waw.pl,
dr inż. Eliana Kamińska, e-mail: eliana@ite.waw.pl,
mgr inż. Katarzyna Korwin-Mikke, e-mail: kgrad@ite.waw.pl,
mgr inż. Renata Kruszka, e-mail: kruszka@ite.waw.pl,
Iwona Pasternak, e-mail: iwonap@ite.waw.pl,
dr inż. Tadeusz T. Piotrowski, e-mail: ttpiotr@ite.waw.pl,
mgr inż. Zuzanna Sidor, e-mail: zsidor@ite.waw.pl,
Piotr Kaźmierczak, Andrzej Taube

1. Projekty badawcze realizowane w 2009 r.

W 2009 r. Zakład Mikro- i Nanotechnologii Półprzewodników Szerokoprzerwowych realizował następujące projekty badawcze:

- „Wielofunkcyjne struktury cienkowarstwowe oparte o tlenki i azotki metali". Etap II (temat statutowy nr 1.03.056);
- „Inżynieria międzypowierzchni SiC/metal i SiC/izolator: wytwarzanie, charakteryzacja i zastosowanie w technologii tranzystora MOSFET" (projekt badawczy nr 3 T11B 042 30);
- „Opracowanie technologii nanostruktur fotonicznych wraz z układami sprzęgającymi optyki zintegrowanej dla zastosowań w technice sensorowej" (projekt badawczy nr N515 025 32/1887);
- „Charakteryzacja materiałów i struktur na bazie SiC-SIMS, DLTS, I(C)-V" (projekt badawczy nr 4368/B/T02/2008/34);
- „Opracowanie technologii wytwarzania warstw z półprzewodnikowych tlenków metali dla dozymetrii promieniowania gamma i beta w medycynie" (projekt badawczy nr 0663/B/T02/2008/35);
- „Hybrydowe podłoża dla konkurencyjnej elektroniki wysokiej częstotliwości" HYPHEN (projekt EC nr FP-6 IST 027455);

- „Nowe materiały dla przyrządów elektronicznych i sensorów z azotku galu przeznaczonych do pracy w skrajnie trudnych warunkach” (projekt nr 214610 NMP3-LA-2008-214610);
- „Kwantowe nanostruktury półprzewodnikowe do zastosowań w biologii i medycynie - Rozwój i komercjalizacja nowej generacji urządzeń diagnostyki molekularnej opartych o nowe polskie przyrządy półprzewodnikowe” NANOBIOM (POIG.01.01.02-00-008/08-00);
- „Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych” InTechFun (POIG.01.03.01-00159/08-00);
- Centrum Nanofotoniki (projekt nr 0.01.006, POIG.02.02.00-00-004/08).

Zakład świadczył również usługi badawcze i produkcyjne na zamówienie odbiorców zewnętrznych oraz kontynuował działalność edukacyjną we współpracy z jednostkami akademickimi.

2. Wyniki działalności naukowo-badawczej

Zgodnie z programem i przyjętą strategią badawczą, szczegółowo przedstawionymi w pierwszym etapie realizacji projektu statutowego „Wielofunkcyjne struktury cienkowarstwowe oparte o tlenki i azotki metali”, kontynuowano prace nad technologią wytwarzania cienkich warstw półprzewodnikowych, metalicznych i dielektrycznych technikami magnetronowego rozpylania katodowego oraz kształtowaniem wzorów w strukturach cienkowarstwowych technikami fotolitografii i trawienia suchego.

W drugim roku projektu wykonano sześć zadań cząstkowych:

- badania wpływu parametrów procesu na mikrostrukturę i własności elektrooptyczne cienkich warstw tlenkowych wytwarzanych techniką reaktywnego wysokotemperaturowego nierównowagowego rozpylania katodowego;
- wytwarzanie struktur 3D technikami litografii, optycznej i trawienia ICP: struktury mesa i kryształy fotoniczne z półprzewodników III-V, bramki typu Y dla tranzystorów polowych, paskowe struktury dyfrakcyjne z materiałów dielektrycznych;
- wielofunkcyjne struktury cienkowarstwowe na bazie ZnO (etap II);
- wytwarzanie i charakteryzacja cienkich warstw dielektrycznych dla tranzystorów polowych na bazie SiC i GaN (etap II);
- wytwarzanie i charakteryzacja cienkich warstw metalicznych z roztworów stałych krzemoazotków i krzemowęglików metali przejściowych (etap II);
- wyznaczanie stechiometrii metodą SIMS wielofunkcyjnych struktur cienkowarstwowych opartych o tlenki i azotki metali

Do najważniejszych osiągnięć obecnego etapu projektu należy zaliczyć: (1) zademonstrowanie możliwości uzyskania ZnO typu p o lepszych własnościach

transportowych na drodze równoczesnego domieszkowania dwoma akceptorami, w szczególności Ag i N, w porównaniu z monodomieszkowaniem; (2) wyhodowanie cienkich warstw metalicznych typu Ti-Si-C o uporządkowanej strukturze krystalicznej na drodze wysokotemperaturowego rozpylania katodowego z targetu złożonego i kodepozycji z targetów elementarnych.

Cennymi wynikami zaowocowały prace technologiczne nad wytwarzaniem kryształów fotonicznych w strukturach GaAs/AlGaAs techniką trawienia ICP oraz nad technologią warstw dielektrycznych Al_2O_3 i HfO_2 otrzymywanych metodą ALD.

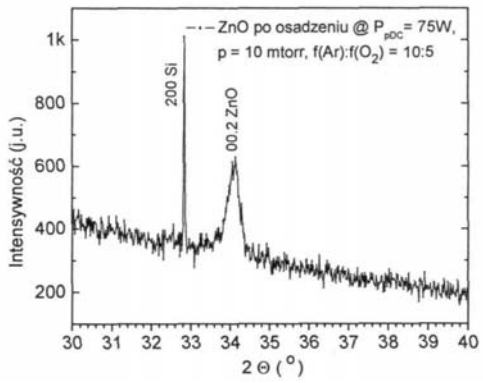
2.1. Badania wpływu parametrów procesu na mikrostrukturę i własności elektrooptyczne cienkich warstw tlenkowych wytwarzanych techniką reaktywnego wysokotemperaturowego nierównowagowego rozpylania katodowego

Przedmiotem prac w 2009 r. było osadzanie warstw ZnO o wysokiej rezystywności (5 ÷ 200 Ω·cm), warstw intencjonalnie domieszkowanych Al oraz badania wpływu obróbki termicznej w atmosferze Ar i O_2 na właściwości elektryczne tych warstw. O ile otrzymanie warstw typu *n* o wysokiej przewodności nie stanowi dziś problemu, to kontrolowanie przewodnictwa warstw o niskim poziomie donorów przy jednoczesnym zachowaniu dobrej ruchliwości elektronów (>20 $cm^2/V\cdot s$) jest często dużym wyzwaniem technologicznym. Wynika to z możliwego odchylenia stosunku Zn:O od stechiometrycznego, obecności resztkowych zanieczyszczeń (wodoru) i generalnie trudnego do opanowania wzrostu materiału ZnO o niskiej gęstości defektów punktowych.

Warstwy osadzano na podłożach Si i kwarcowych techniką magnetronowego rozpylania katodowego w stanowisku Gamma1000C z targetu Zn (5N), przy mocy źródła *pulseDC* 75 W oraz różnych wartościach ciśnienia (p = 3 ÷ 20 mTorr) i różnym stosunku przepływów tlenu (6N) do argonu (6N) ($f(O_2)/f(Ar)$ = 0,25 ÷ 1). Strukturę krystaliczną ZnO badano metodą dyfrakcji rentgenowskiej, właściwości elektryczne poprzez pomiar rezystancji powierzchniowej, a właściwości optyczne metodą fotoluminescencji.

Otrzymane warstwy ZnO są polikrystaliczne. Pomiary parametrów sieci krystalicznej wskazują, że warstwy osadzane przy ciśnieniu 10 mTorr i przepływie $f(Ar)/f(O_2)$ =10:5 mają stałą sieci c = 5,23 Å, najbliższą wartości monokryształu objętościowego (c_{ZnO} = 5,207 Å). Widmo dyfrakcji rentgenowskiej dla tej warstwy przedstawiono na rys. 1. Silny pik 00.2 wskazuje na teksturę [00,1] warstwy. Wartość stałej sieci c świadczy o wydłużeniu w kierunku osi c, co można wiązać z obecnością gazów (np. Ar) w pozycjach międzywęzłowych. Warstwa ta charakteryzuje się rezystancją powierzchniową bliską materiałowi izolacyjnemu (R_s >10 GΩ/□).

O ile możliwe jest opanowanie wzrostu warstw ZnO techniką reaktywnego magnetronowego rozpylania katodowego zapewniając wysoką rezystywność materiału,



Rys. 1. Widmo dyfrakcji rentgenowskiej dla warstwy ZnO(300nm) reaktywnie osadzonej na Si(001) z targetu Zn przy mocy P = 75 W *pulseDC*, ciśnieniu p = 10 mTorr i przepływie gazów $f(O_2)/f(Ar)$ = 10:5 (sccm)

to uzyskanie powtarzanych warstw o określonej koncentracji i ruchliwości nośników jest nadal problematyczne z powodu udziału w przewodnictwie defektów, szczególnie licznie kreowanych w tej metodzie wzrostu. Wydaje się więc zasadne kontrolowanie koncentracji donorów poprzez intencjonalne wprowadzanie domieszki metalu z grupy III. W tym przypadku podjęto próbę domieszkowania Al, który w miejscach węzłowego Zn staje się donorem.

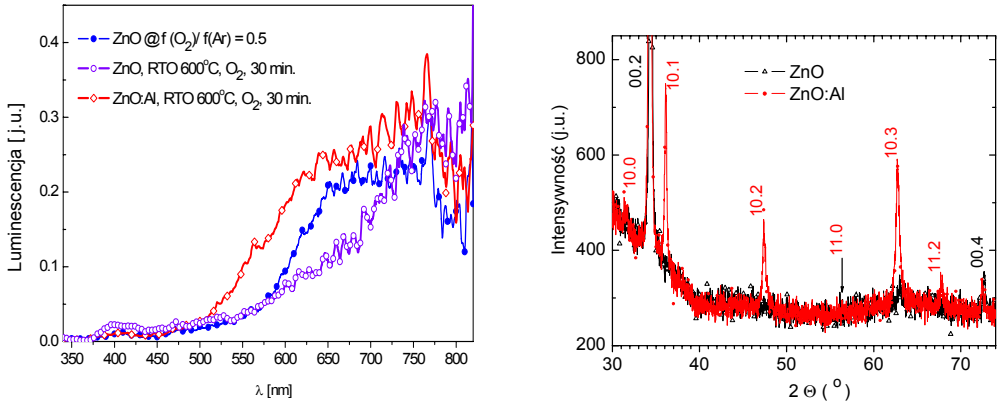
Na podłoża kwarcowe osadzano w stanowisku Gamma 1000C warstwy ZnO z wbudowaną warstwą Al. Zastosowano takie parametry reaktywnego osadzania ZnO z targetu Zn (moc 75 W *pDC*, ciśnienie 10 mTorr i przepływ $f(O_2)/f(Ar)$ = = 0,5), przy których rezystywność warstwy ZnO po osadzeniu wynosi powyżej 30 kΩ·cm. Układ warstw ZnO(100nm)/Al(2nm)/ZnO(100nm)/Al(2nm)/ZnO(100nm) pozwala na uzyskanie nominalnej zawartości domieszki ok. 1% at. Warstwy poddawano procesom wygrzewania RTP w Ar i O_2 w zakresie 400 ÷ 700°C i czasie 30 min. w celu dyfuzji Al.

Rezystancja powierzchniowa warstwy niedomieszkowanej po wygrzewaniu w argonie w temperaturze 400°C wynosiła 1,6 MΩ/□, a po dalszym wygrzewaniu w Ar w temperaturze 600°C i 700°C rosła do poziomu odpowiednio 130 i 160 MΩ/□. Warstwa domieszkowana Al staje się przewodząca po wygrzewaniu w 400°C, a po wygrzewaniu kolejno w tlenie w 600°C i argonie w 700°C jej rezystancja powierzchniowa zmniejsza się do poziomu 30 MΩ/□. Taki spadek rezystancji można tłumaczyć aktywowaniem donorowej domieszki Al w ZnO, w odróżnieniu od znacznie wyższej rezystancji warstwy niedomieszkowanej po wygrzewaniu w $T \geq 600$°C. Rezystywność ZnO:Al po wygrzewaniu w 700°C w Ar wynosi ≈ 400 Ω·cm.

Warstwę ZnO z domieszką Al badano techniką fotoluminescencji i dyfrakcji rentgenowskiej. Widma fotoluminescencji widoczne na rys. 2a pokazują strukturę defektową próbki domieszkowanej Al bardziej rozwiniętą (bogatszą) w stosunku do widma z warstwy niedomieszkowanej, a sygnał ekscytonu krawędziowego dla tej warstwy jest mniejszy w stosunku do sygnału fotoluminescencji uzyskanego od czystej warstwy ZnO wygrzanej w analogicznych warunkach. Na rys. 2b przedstawiono widmo XRD warstw ZnO i ZnO:Al po wygrzaniu w 700°C w Ar. Obie warstwy odznaczają się strukturą krystaliczną z preferowaną orientacją <00,1>, spośród nich silniej zorientowana jest struktura warstwy niedomieszkowanej. Stałe sieci wyznaczone z pozycji refleksów 00,2 i 10,1 wynoszą: c = 5,204 Å, a = 3,2596 Å dla ZnO:Al, c = 5,191 Å dla niedomieszkowanej warstwy ZnO. Powyższe wartości

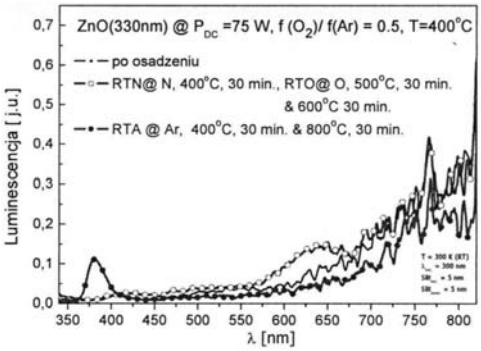
wykazują zmniejszone stałe *c* po wygrzewaniu oraz sugerują, że komórki sieci ZnO:Al są rozciągnięte wzdłuż osi *a*.

a) b)



Rys. 2. a) Widmo fotoluminescencji warstwy ZnO(300nm) reaktywnie osadzanej z targetu Zn po osadzeniu i po wygrzaniu w tlenie w 600°C oraz widmo warstwy domieszkowanej Al wygrzewanej przez 30 min. w 600°C w O_2, b) widma XRD warstw ZnO i ZnO:Al po cyklu wygrzewań

Innym ważnym wskaźnikiem wysokiej jakości warstw ZnO jest dobrze widoczny sygnał ekscytonu przy krawędzi absorpcji lokalizowany w widmie fotoluminescencji przy ok. 380 nm. Zastosowanie wyższej mocy dla rozpylania targetu oraz zwiększenie temperatury podłoża do 500°C, ułatwiającej proces krystalizacji warstwy, nie wniosło istnego wkładu do podwyższenia tego piku. Dopiero wygrzewanie warstwy ZnO w Ar w temperaturze 800°C (lub wyższej) przez 30 min. powoduje obniżenie sygnału fotoluminescencji obszaru z zakresu czerwieni i znaczny wzrost sygnału ekscytonu krawędziowego, co pokazano na rys. 3. Przyczyną tego jest zapewne zmiana w strukturze krystalicznej poprzez zmniejszenie ilości defektów punktowych, wzrost rozmiaru ziaren, a tym samym zmniejszenie wpływu granic ziaren na rozproszenia. Obserwacje fotoluminescencji warstw ZnO wygrzewanych w tlenie już w temperaturze 600°C pokazują zwiększony sygnał w obszarze czerwieni i nadal brak jest sygnału od ekscytonu krawędziowego. W wyższej temperaturze wygrzewania w tlenie nie obserwuje się znacznego wzrostu tego sygnału. Przypuszcza się, że tlen wbudowuje się w warstwę w nadmiarze, a przez to zwiększa poziom sygnału fotoluminescencji z obszaru defektów.



Rys. 3. Widmo fotoluminescencji warstwy ZnO(330nm) reaktywnie osadzanej z targetu Zn przy T = 400°C, mocy 75 W *pulseDC*, ciśnieniu 10 mTorr i przepływie gazów $f(O_2)/f(Ar)$ = 0,5 oraz po jej wygrzaniu w azocie i tlenie do 600°C albo w Ar do 800°C

2.2. Wytwarzanie struktur 3D technikami litografii, optycznej i trawienia ICP: struktury mesa i kryształy fotoniczne z półprzewodników III-V, bramki typu Y dla tranzystorów polowych, paskowe struktury dyfrakcyjne z materiałów dielektrycznych

Laboratorium Zakładu zostało wyposażone w nowoczesne urządzenie do trawienia suchego metodą reaktywnego trawienia jonowego plazmą o wysokiej gęstości ze źródłem plazmowym ICP (PlasmaLab System 100 firmy Oxford Instruments). Celem zadania realizowanego w 2009 r. było uaktualnienie stanu wiedzy o metodach trawienia ICP, wykonanie badań trawienia warstw półprzewodnikowych (GaAs, GaN) i warstw tlenkowych (ZnO i SiO_2) oraz wyznaczenie optymalnych parametrów procesów ICP.

W celu zilustrowania wyniku przeprowadzonych badań zostaną przedstawione efekty wytwarzania kryształów fotonicznych w zwierciadłach Bragga z GaAs/ /AlGaAs dla lasera półprzewodnikowego o emisji powierzchniowej, siatek dyfrakcyjnych w warstwach ZnO stosowanych jako sprzęgacze optyczne w strukturach falowodów planarnych oraz bramki typu Y dla tranzystorów polowych.

Wytwarzanie kryształów fotonicznych w półprzewodnikach GaAs/AlGaAs oraz paskowych struktur dyfrakcyjnych w warstwach ZnO

W celu wytworzenia kryształów fotonicznych z pojedynczym i podwójnym defektem (aberacją) zaprojektowano i wykonano maski fotolitograficzne zawierające 27 konfiguracji kryształów o różnych średnicach otworu (a) i odległościach między poszczególnymi otworami (L).

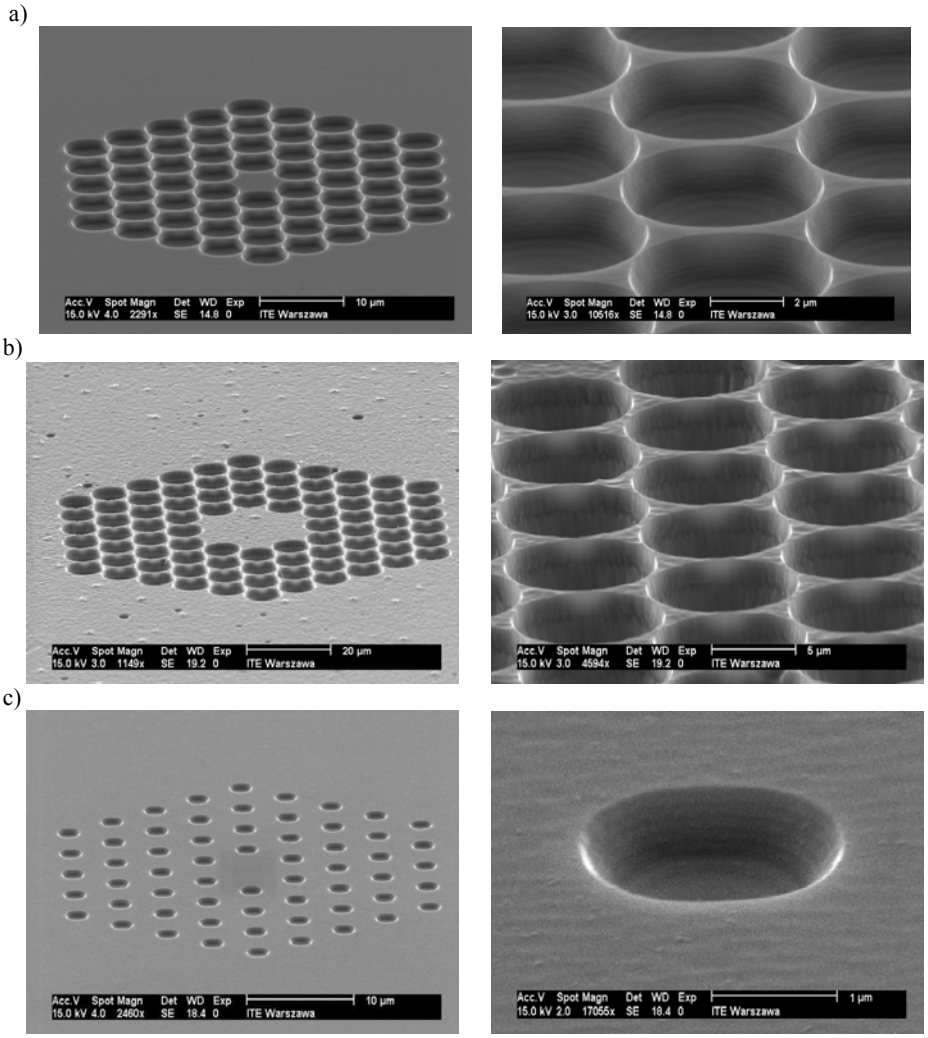
W procesach trawienia stosowano dwuwarstwowe maski SiO_2(200nm)/ /rezyst UV5^{0,8} i Cr(200nm)/rezyst UV 5^{0,8}. Kształtowanie wzorów z rezystu wykonano techniką fotolitografii optycznej DUV (lampa Hg-Xe 500 W, λ = 250 nm). Warstwy SiO_2 trawiono w plazmie CF_4/O_2 przy stosunku przepływów $f(CF_4)/f(O_2)$ = = 40 sccm/10 sccm i mocach P_{RIE} = 20 W i P_{ICP} = 700 W, a warstwy Cr w plazmie Cl_2/O_2 ($f(Cl_2)/f(O_2)$ = 50 sccm/10 sccm P_{RIE} = 50 W, P_{ICP} = 700 W). Ciśnienie w obu przypadkach wynosiło 10 mTorr, temperatura 20°C, a czas trawienia 3 min.

Do trawienia kryształów fotonicznych w wielowarstwowych strukturach GaAs/ /AlGaAs wybrano plazmę BCl_3/Cl_2 ze względu na dużą szybkość trawienia oraz możliwość uzyskania gładkich i pionowych ścian trawionych wzorów. Parametry trawienia były następujące: $f(BCl_3)/f(Cl_2)$ = 40 sccm/30 sccm, P_{RIE} = 100 W, P_{ICP} = = 1000 W, ciśnienie 10 mTorr, temperatura 20°C.

W strukturach GaAs/AlGaAs wytrawiono kryształy fotoniczne o średnicach otworów od 1 do 8 μm i odległościach pomiędzy otworami 1 ÷ 10 μm (rys. 4). Głębokość trawienia wynosiła od 3,6 do 9,0 μm.

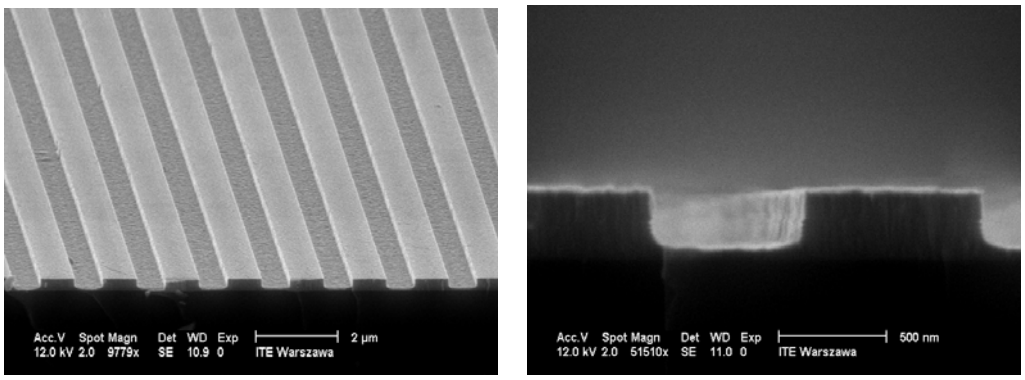
Wytrawione otwory o średnicach powyżej 2 μm charakteryzują się gładką powierzchnią i cylindrycznym kształtem, natomiast otwory o średnicy 1 μm mają profil typu V. Najlepszy rezultat wytwarzania kolumn kryształu fotonicznego

o możliwie najmniejszym stosunku średnicy otworu do głębokości uzyskano dla średnicy otworu 1 μm i wytrawienia na głębokość 6,6 μm.



Rys. 4. Obrazy SEM kryształów fotonicznych wytrawionych w warstwach GaAs/AlGaAs: a) głębokość trawienia 3,6 μm, a = 3 μm, L = 6 μm; b) głębokość trawienia 6,6 μm, a = 6 μm, L = 10 μm; c) głębokość trawienia 9 μm, a = 1,2 μm, L = 6 μm

Na rys. 5 pokazano obraz SEM siatki dyfrakcyjnej wytrawionej w warstwie ZnO. Do trawienia użyto masek z rezystu ma-N 2405. Na podstawie przeprowadzonych eksperymentów w mieszaninach gazów BCl_3, BCl_3/Ar, BCl_3/Cl_2 do trawienia siatek dyfrakcyjnych w ZnO została wybrana plazma BCl_3/Ar ($f(BCl_3)/f(Ar)$ = 48 sccm/12 sccm, P_{RIE}/P_{ICP} = 10W/700 W, p = 10mTorr, T = = 65°C) ze względu na dużą szybkość trawienia i minimalne uszkodzenia powierzchni trawionej warstwy. Szybkość trawienia siatki dyfrakcyjnej w warstwie ZnO wynosiła 30 nm/min.



Rys. 5. Obrazy z mikroskopu SEM siatek dyfrakcyjnych o stałej 1,6 µm i stopniu wypełnienia 50% wytrawionych w warstwach ZnO

Wytwarzanie bramki typu Y dla tranzystorów polowych metodą autokatalitycznej redukcji metali z roztworu ich soli

Zmniejszenie szerokości bramki przy jednoczesnym zapewnieniu możliwie dużego przekroju wewnętrznego wpływa na zmniejszenie stałej RC tranzystora, oddziałując na częstotliwości jego pracy. Wąska podstawa bramki daje efekt w postaci zredukowania pojemności. Górna, poszerzona część bramki zapewnia niską rezystancję doprowadzeń. Celem zadania było wykonanie bramki typu Y spełniającej oba te warunki.

Prace prowadzono na podłożach (100) GaAs o koncentracji $n = 1{,}5 \cdot 10^{18}$ cm^{-3}. Do ukształtowania profilu bramki zastosowano technologie warstwowe (SiO_2/ /rezyst UV5), natomiast do osadzenia metalizacji posłużono się metodą redukcji jonów metalu z roztworu jego soli. Metalizację bramki kształtowano z Ni szeroko stosowanego jako metalizacja w tranzystorach HEMT.

W metodzie redukcji jonów z roztworu soli $NiCl_2 \cdot 6H_2O$ jony Ni^{2+} w obecności katalizatora są redukowane do postaci atomów Ni. Proces osadzania atomów Ni przebiega tylko na powierzchni katalizatora, dzięki czemu możliwe jest osadzanie metalu w ściśle określonych miejscach. Odpowiednią grubość warstwy uzyskuje się przez dobór czasu procesu. W przypadku osadzania metalu na powierzchni niebędącej katalizatorem reakcji (GaAs, SiO_2) konieczne jest uprzednie aktywowanie tej powierzchni. W tym celu podłoża po uprzednim umyciu w rozpuszczalnikach organicznych poddano działaniu roztworów do aktywacji powierzchni.

Roztwór 1: $SnCl_2$ (o stężeniu 1 g/l) + HCl (0,1 ml/l).
Roztwór 2: $PdCl_2$ (1 g/l) + HCl (0,1 ml/l).

Roztwór chlorku cyny powoduje adsorpcję jonów Sn^{2+} na aktywowanej powierzchni. Cyna w reakcji z chlorkiem palladu powoduje powstanie warstwy palladu, który z kolei katalizuje reakcję redukcji jonów Ni^{2+}.

$$SnCl_2 + PdCl_2 \rightarrow SnCl_4 + Pd.$$

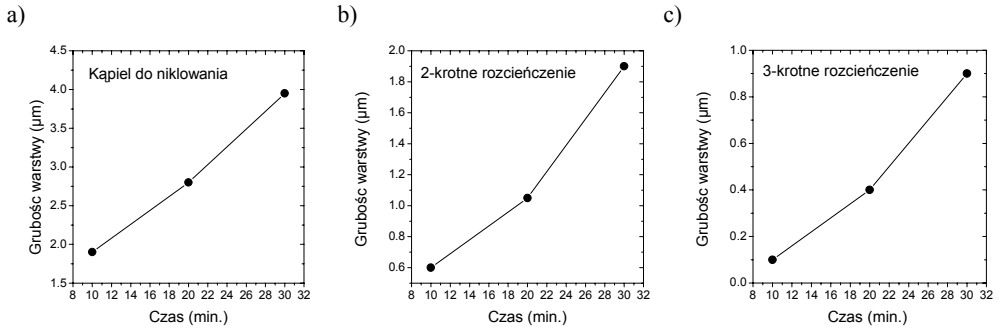
Aktywację powierzchni substratu prowadzono poprzez kąpiel w każdym z roztworów przez 5 min. Na tak przygotowanej powierzchni prowadzono procesy osadzania Ni. Redukcja jonów Ni^{2+} do postaci metalicznej przebiega wg reakcji:

$$Ni^{2+} + 2H_2PO_2^- + 2H_2O \rightarrow Ni + 2H_2PO_3^- + H_2 + 2H^+,$$

gdzie $H_2PO_2^-$ jest reduktorem reakcji, natomiast rolę katalizatora pełni Pd.

Warstwy niklu osadzano poprzez zanurzanie próbek w kąpieli o składzie $NiCl_2 \bullet 6H_20$(50 g/dm^3) + NH_4Cl(50 g/dm^3) + $NaH_2PO_2 \bullet H_2O$(10 g/dm^3) + $C_6H_5Na_3O_7$ (100 g/dm^3). Temperatura roztworu wynosiła 95°C.

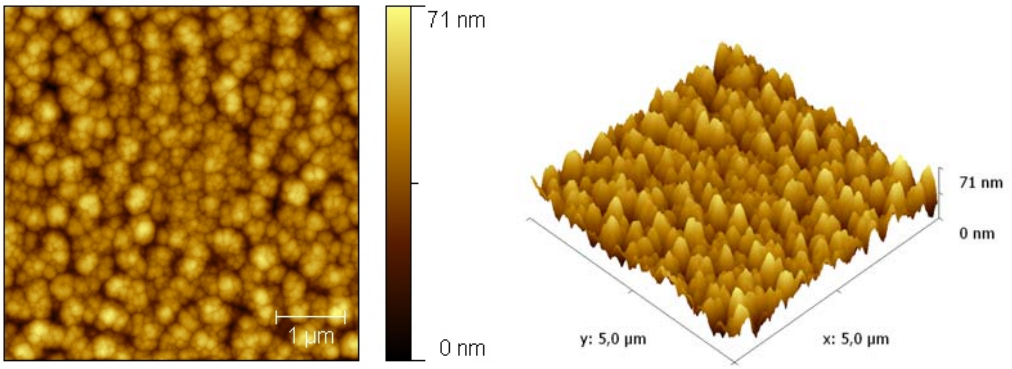
Zbadano zależność grubości osadzanej warstwy Ni od stopnia rozcieńczenia roztworu. Roztwór rozcieńczano wodą dejonizowaną. Kontrolę grubości warstw niklu dla każdego z rozcieńczeń prowadzono w tych samym odstępach czasowych. Wyniki eksperymentu przedstawiono na rys. 6.



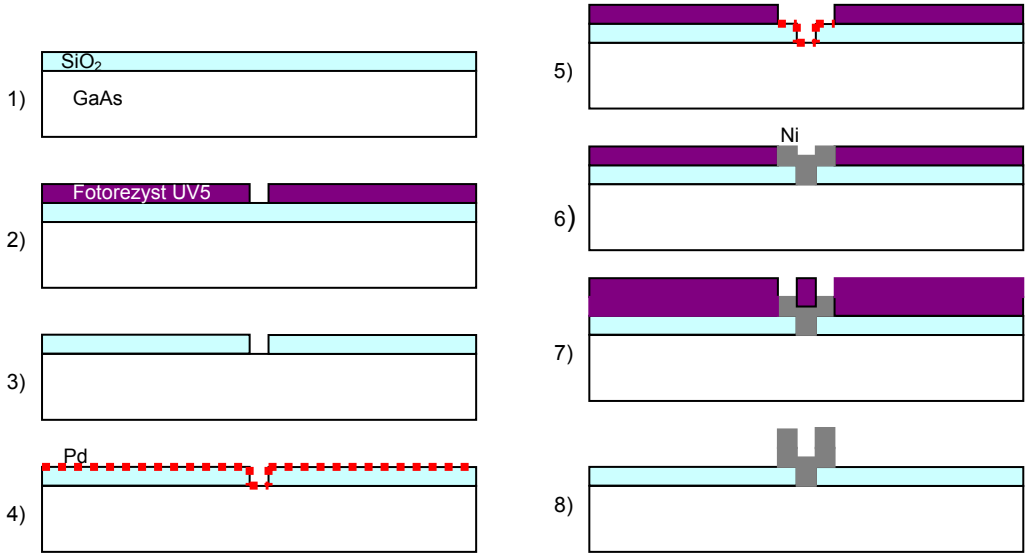
Rys. 6. Zależności grubości osadzania warstwy Ni od czasu prowadzenia procesu osadzania: a) kąpiel do niklowania, b) dwukrotne rozcieńczenie roztworu, c) trzykrotne rozcieńczenie roztworu

Za pomocą mikroskopu sił atomowych (AFM) zmierzono chropowatości otrzymanych warstw niklu (rys. 7). Powierzchnia niklu osadzonego z roztworu nierozcieńczonego miała zbyt dużą chropowatość, aby uzyskać poprawny obraz AFM. Oszacowano, że wartość *rms* przekracza 20 nm. Analizując wyniki pozostałych dwóch próbek stwierdzono, że powierzchnia niklu osadzonego z roztworu rozcieńczonego trzykrotnie charakteryzowała się mniejszą chropowatością (*rms* = 5 nm) niż w przypadku osadzania z roztworu rozcieńczonego dwukrotnie (*rms* = 9,8 nm). Drugim argumentem przemawiającym za wyborem tego właśnie roztworu była niewielka szybkość osadzania niklu pozwalająca na dokładne kontrolowanie grubości otrzymywanej warstwy. Z wymienionych powodów w dalszych badaniach wybrano roztwór do osadzania niklu o trzykrotnym rozcieńczeniu.

Sekwencję procesów prowadzących do uformowania bramki Y przedstawiono na rys. 8. Na podłoża GaAs metodą reaktywnego rozpylania katodowego osadzono 200 nm warstwę SiO_2 (1). Warstwa ta spełnia dwie role: zapewnia stabilność struktury oraz stanowi warstwę pasywującą. Za pomocą fotolitografii DUV w warstwie fotorezystu $UV5^{0,8}$ otwarto okno pod podstawę bramki (2). Następnie próbkę poddano trawieniu ICP, otrzymując w warstwie dwutlenku krzemu miejsce do posadowienia bramki (3). W tab. 1 zestawiono parametry procesów.



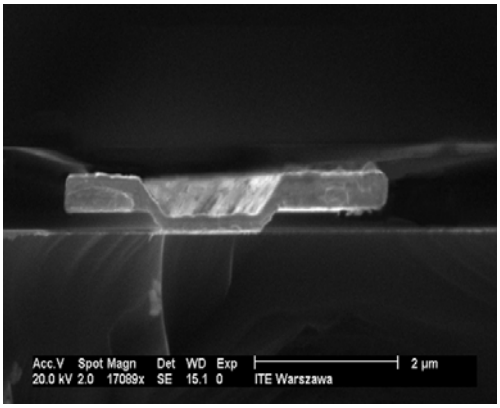
Rys. 7. Topografia powierzchni niklu otrzymanego przez osadzanie z roztworu: a) dwukrotnie rozcieńczonego; b) trzykrotnie rozcieńczonego



Rys. 8. Kolejne procesy technologiczne wytwarzania bramki Y

Tabela 1. Zestawienie parametrów procesów fotolitografii i trawienia warstwy SiO_2				
Fotolitografia				
Rezyst	Nakładanie	Suszenie	Naświetlanie	Wywoływanie
S1818	5000 rpm/40 s	100°C/60 s	15 s	10 s
Trawienie				
Gaz	Przepływ	Moc RF/ICP	Ciśnienie	Temperatura
CF_4	45 sccm	20 W/700 W	10 mTorr	25°C

Podłoże z wytrawionym miejscem pod podstawę bramki poddano aktywacji (*4*). Na tak przygotowanej powierzchni za pomocą fotolitografii DUV z wykorzystaniem fotorezystu $UV5^{0,8}$ otwarto okno pod górną część bramki (*5*). Następnie przeprowadzono proces osadzania niklu przez t = 10 min. do momentu uzyskania ok. 200 nm grubości (*6*). Jest to wartość odpowiadająca grubości warstwy SiO_2, a jednocześnie głębokości osadzenia podstawy bramki. Na tym etapie otrzymano strukturę umożliwiającą prowadzenie wzrostu górnej części bramki. W procesie litografii laserowej zamaskowano obszar podstawy bramki (*7*), co w kolejnym procesie osadzania Ni umożliwiło wzrost części górnej bramki, prowadząc do otrzymania kształtu litery Y (*7*). Obraz SEM wykonanej bramki przedstawiono na rys. 9.



Rys. 9. Obraz SEM przełomu wykonanej bramki typu Y

Przedstawione rozwiązanie, polegające na pogrubianiu ramion górnej części bramki, nie byłoby możliwe przy stosowaniu techniki lift-off. Wykonywanie wzorów submikrometrowych techniką fotolitografii wiąże się ze stosowaniem fotorezystów o grubości rzędu 200 ÷ 500 nm, co skutkuje ograniczeniami grubości osadzanych metalizacji. Do przeprowadzenia procesu lift-off wymagana jest co najmniej trzykrotnie grubsza warstwa fotorezystu niż osadzanego metalu. W związku z tym zastosowanie kombinacji technologii warstwowej, a szczególnie selektywnego osadzania metalizacji, wydaje się być doskonałym rozwiązaniem pozwalającym na wykonywanie struktur o małych szerokościach, a jednocześnie o dużym zróżnicowaniu wysokości. Otrzymana szerokość bramki została ograniczona możliwościami aparaturowymi. Dalsze skalowanie wymiarów bramki wymaga stosowania technik o większej rozdzielczości.

2.3. Wielofunkcyjne struktury cienkowarstwowe na bazie ZnO

Od czasu, gdy 12 lat temu pokazano, że możliwe jest przewodnictwo typu p w ZnO, w laboratoriach całego świata, w tym ze szczególną intensywnością w Japonii, Chinach i Korei, prowadzone są badania nad monokrystalizacją, epitaksją i domieszkowaniem tlenku cynku, tak by jego jakość mogła sprostać wymaganiom krótkofalowych przyrządów fotonicznych, przyrządów elektronicznych dużej mocy i w.cz. oraz sensorów chemicznych i biochemicznych.

Najbardziej spektakularny postęp odnotowano w monokrystalizacji ZnO. Doprowadził on do pojawienia się przed dwoma laty temu komercyjnych podłoży ZnO. Jednak z powodu specyficznych właściwości powierzchniowych ZnO (chemisorpcja) wykorzystanie podłoży do homoepitaksji nastręcza do chwili obecnej trud-

ności. Z jednej strony, tzw. podłoża epi-ready bezpośrednio po chemomechanicznej preparatyce powierzchni są hermetyzowane *in-situ,* z drugiej zaś konieczne jest zastosowanie specjalnej atmosfery ochronnej przy wprowadzaniu tych podłoży do reaktora epitaksjalnego. W tej sytuacji dotychczasowe prace nad epitaksją ZnO prowadzone są z reguły na podłożach heterogenicznych, zazwyczaj na szafirze.

Główny wysiłek badawczy w dziedzinie ZnO pozostaje od kilku lat skoncentrowany na zrozumieniu podstawowych przeszkód w otrzymaniu powtarzalnego i stabilnego przewodnictwa typu p. Temu też służyły badania prowadzone w ramach niniejszego projektu statutowego.

Zakres prac nad strukturami cienkowarstwowymi na bazie ZnO obejmował:

- wytwarzanie i obróbkę termiczną cienkich warstw intencjonalnie niedomieszkowanego ZnO;
- domieszkowanie ZnO na typ p z użyciem dwóch akceptorów.

Cienkie warstwy ZnO wytwarzano metodą magnetronowego rozpylania katodowego rf z targetu ceramicznego ZnO oraz obróbki termicznej. Porównano właściwości cienkich warstw ZnO osadzanych w procesie rozpylania w plazmie Ar oraz rozpylania reaktywnego w atmosferze Ar + O_2. Jakkolwiek w ubiegłych latach dokonano optymalizacji procesu rozpylania katodowego niedomieszkowanego ZnO, stwierdzono że uzyskanie ZnO o odpowiednio niskim poziomie zanieczyszczeń wymaga użycia materiału wyjściowego o wyższej klasie czystości. W obecnych pracach użyto nowo zakupionego targetu o czystości 5N. Procesy obróbki termicznej, mające na celu relaksację naprężeń i oczyszczenie ZnO z zanieczyszczenia wodorem, prowadzono w piecach RTP w przepływie N_2, O_2 i Ar w temperaturach do 850°C.

W pracach nad wytwarzaniem ZnO typu p, poza eksperymentami nad monodomieszkowaniem i współdomieszkowaniem donorem i akceptorem, zaproponowano ostatnio równoczesne domieszkowanie dwoma potencjalnymi akceptorami. Zaobserwowano, że domieszkowanie arsenem i azotem w procesie epitaksji MOVPE ZnO pozwala uzyskać materiał o lepszych parametrach elektrycznych w porównaniu z monodomieszkowaniem As czy N. Eksplorując ten kierunek badań użyto następujących par domieszek akceptorowych:

- Azot podstawiający w ZnO atomy tlenu oraz srebro zajmujące pozycje cynku;
- Azot oraz antymon. Mechanizm domieszkowania Sb na typ p nie został dotychczas w pełni wyjaśniony. Z jednej strony pomiary przewodnictwa świadczą o tym, że użycie Sb pozwala uzyskać przewodnictwo typu p [P5], a z drugiej istnieją jednak przekonujące doniesienia eksperymentalne świadczące o tym, że Sb w sieci ZnO podstawia cynk [P8]. To by oznaczało, że tworzy się donor. W świetle obliczeń teoretycznych z pierwszych zasad energetycznie korzystniejsze jest wprowadzenie atomów Sb w miejsce Zn niż w pozycję O. Zważywszy, że promień jonowy Sb jest znacznie większy niż Zn, w trakcie domieszkowania Sb w sieci ZnO generowane są naprężenia, a w ich konsekwencji defekty w postaci wakansów Zn. Powstawaniem kompleksów Sb_{Zn}-2 V_{Zn} o właściwoś-

ciach płytkiego akceptora w ZnO tłumaczy się na obecnym etapie wiedzy domieszkowanie na typ p z użyciem Sb.

Domieszkowanie azotem realizowano na drodze rozpylania reaktywnego ZnO w atmosferze Ar + N. W porównaniu z ubiegłymi latami, gdy ZnO:N otrzymywano w procesie utleniania termicznego Zn_3N_2, nowa metoda pozwala na precyzyjniejszą regulację domieszkowania azotem w szerokim zakresie koncentracji. Utlenianie Zn_3N_2 dawało w sposób powtarzalny koncentrację ~3 ÷ $5\cdot10^{20}$ at/cm^3. Obecnie możliwe jest uzyskanie koncentracji azotu w zakresie ~$1\cdot10^{18}$ ÷ ÷ $5\cdot10^{21}$ at/cm^3.

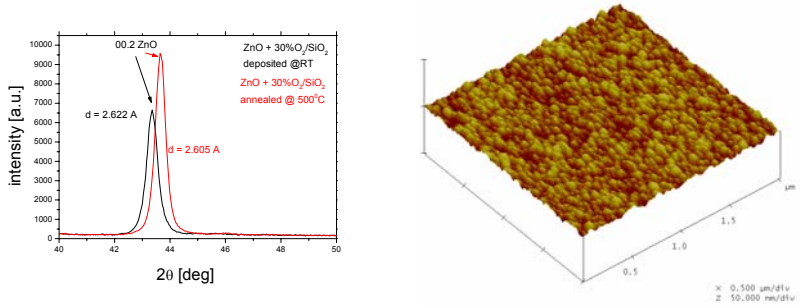
Cienkie warstwy ZnO:N:Ag wytwarzano w procesie dwufazowym. Wpierw metodą magnetronowego rozpylania katodowego osadzano na podłożu szafirowym struktury typu ZnO:N/Ag/ZnO:N. Następnie struktury wygrzewano w celu homogenizacji składu i poprawy mikrostruktury. Badano wpływ atmosfery obróbki termicznej na właściwości elektryczne i optyczne ZnO. W celu uzyskania warstw ZnO:N:Sb, najpierw osadzano na drodze rozpylania katodowego wielowarstwy ZnO:N/ZnSb/ZnO:N, a następnie wykonywano obróbkę termiczną.

W badaniach strukturalnych i morfologicznych zastosowano wysokorozdzielczą dyfrakcję rentgenowską (HRXRD) oraz mikroskopię sił atomowych (AFM). Ilościowe profile koncentracji domieszek i resztkowych zanieczyszczeń (wodoru) otrzymywano z pomiarów metodą spektrometrii masowej jonów wtórnych (SIMS) z użyciem wzorców ZnO z implantowanymi domieszkami. Właściwości optyczne warstw badano metodą fotoluminescencji (PL). Pomiary PL w funkcji temperatury wykonano we współpracy z Instytutem Fizyki PAN.

Cienkie warstwy intencjonalnie niedomieszkowanego ZnO

Analiza XRD niedomieszkowanych warstw ZnO osadzanych na niezgrane podłoże wykazała, że warstwy charakteryzują się preferowaną orientacją w kierunku [00,1] (rys. 10a). Stała sieci wynosi c = 5,244 Å, co świadczy o tym, że ZnO jest naprężone. W wyniku obróbki termicznej w 500°C następuje relaksacja naprężeń, a parametr sieci c = 5,210 Å osiąga wartość charakterystyczną dla objętościowego ZnO. Powierzchnia ZnO charakteryzuje się chropowatością *rms* = 1,5 nm.

a) b)

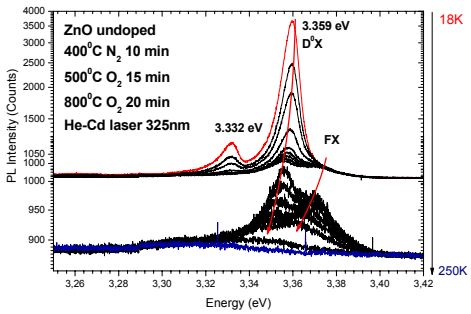


Rys. 10. a) Dyfraktogramy rentgenowskie warstw ZnO po osadzaniu i wygrzewaniu w 500°C w O_2, b) obraz AFM powierzchni warstwy ZnO

W tab. 2 przedstawiono parametry transportowe niedomieszkowanych warstw ZnO. Istotne jest, że ZnO po wygrzewaniu w temperaturze pozwalającej na relaksację naprężeń wykazuje przewodnictwo dziurowe. Oznacza to, że materiał jest wolny od zanieczyszczeń, a charakter transportu jest związany z defektami rodzimymi w ZnO, w tym przypadku wakansami cynkowymi V_{Zn}. Po wygrzewaniu w 800°C obserwuje się zmianę typu przewodnictwa, co jest związane prawdopodobnie z kompensacją akceptorów V_{Zn} przez wakanse tlenowe V_O generowane w trakcie wygrzewania w wysokiej temperaturze.

Tabela 2. Własności elektryczne niedomieszkowanych warstw ZnO

Materiał	Obróbka termiczna	d_{ZnO} [nm]	ρ [Ω·cm]	p/n [cm^{-3}]	μ [cm^2/V·s]	Typ
ZnO	600°C O_2	260	4,4	$5{,}7\cdot10^{16}$	24,7	p
	800°C O_2	260	7,2	$6{,}0\cdot10^{16}$	14,3	n



Rys. 11. Widma fotoluminescencji warstwy ZnO w temperaturach 18 ÷ 250 K

W widmie fotoluminescencji, otrzymanym dla cienkiej warstwy niedomieszkowanego ZnO po wygrzewaniu w temperaturze 800°C (rys. 11), dominuje pik z maksimum dla energii 3,359 eV odpowiadający rekombinacji ekscytonu związanego na donorze D_0X. Druga linia z maksimum dla energii 3,332 eV, często obserwowana w widmach PL cienkich warstw ZnO, została ostatnio zidentyfikowana [P3] jako pochodząca od błędów ułożenia (stacking faults) na powierzchni ZnO. Pomiary PL w funkcji temperatury pokazują przejścia związane ze swobodnym ekscytronem FX, dając świadectwo dobrej jakości krystalicznej ZnO.

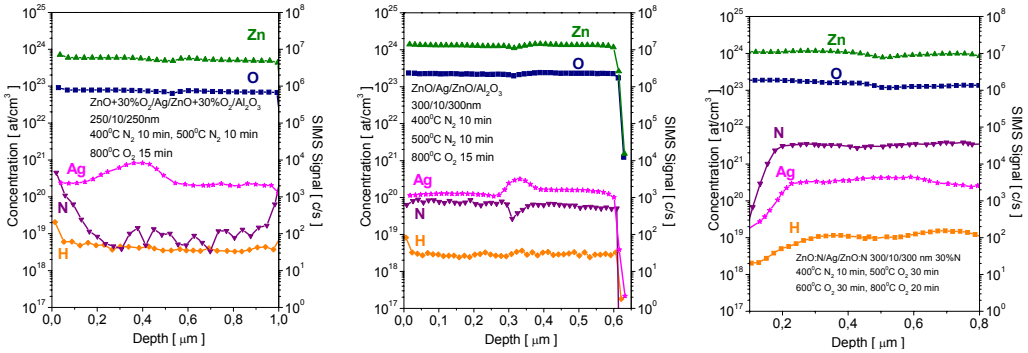
Domieszkowanie ZnO na typ p z użyciem dwóch akceptorów

ZnO:Ag:N

Wykonano szereg procesów osadzania warstw ZnO:Ag:N różniących się koncentracją obydwu domieszek. Rysunek 12 przedstawia profile składu SIMS próbek domieszkowanych srebrem na poziomie $1 \div 5\cdot10^{20}$ cm^{-3} i azotem o koncentracji $10^{19} \div 10^{21}$ cm^{-3}. Własności transportowe tych warstw podano w tab. 3. Najlepsze wyniki otrzymano dla równoczesnego domieszkowania Ag i N, dla koncentracji Ag ok.1% at., ok. czterokrotnie wyższej koncentracji N.

Badania mikrostruktury ZnO:Ag:N (rys. 13) wykazały, że wzrost materiału zachodzi z preferowaną orientacją 00,1 z niewielkim udziałem innych orientacji i, co

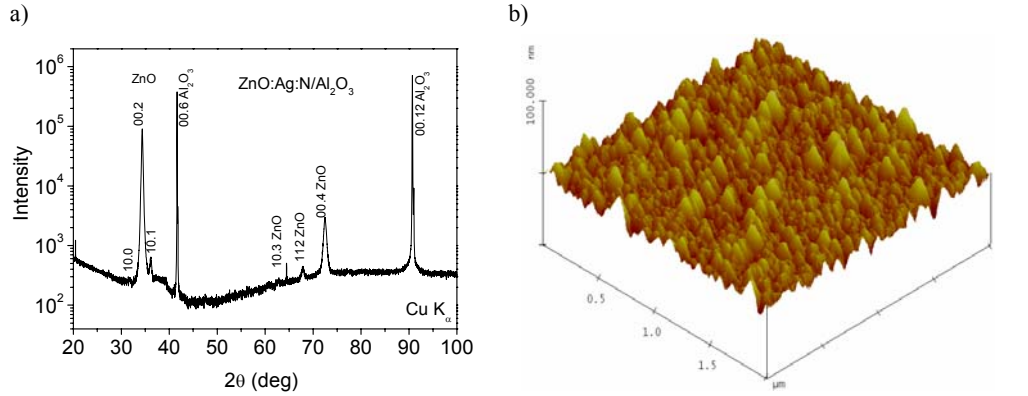
istotne, brakiem wytrąceń obcych faz. Chropowatość ZnO:Ag:N jest większa w porównaniu z niedomieszkowanym ZnO i wynosi *rms* = 3,4 nm.



Rys. 12. Profile głębokościowe składu warstw ZnO(Ag, N)

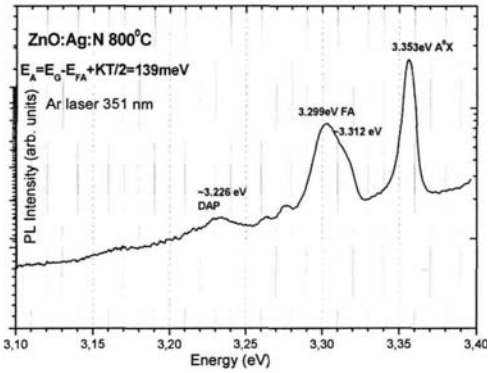
Tabela 3. Własności elektryczne p-ZnO:(Ag, N)

Materiał	Obróbka termiczna	Koncentracja [at/cm^3]		d_{ZnO} [nm]	ρ [Ω·cm]	p [cm^{-3}]	μ [cm^2/V·s]
		Ag	N				
ZnO:(Ag, N)	800°C O_2	$5\cdot10^{20}$	$1\cdot10^{19}$	950	9,1	$3{,}0\cdot10^{18}$	2,2
		$1\cdot10^{20}$	$1\cdot10^{20}$	600	8,9	$3{,}6\cdot10^{17}$	1,9
		$5\cdot10^{20}$	$4\cdot10^{21}$	800	0,24	$7{,}0\cdot10^{18}$	4,0



Rys. 13. a) Dyfraktogram rengenowski, b) obraz AFM powierzchni warstwy ZnO:(Ag, N)

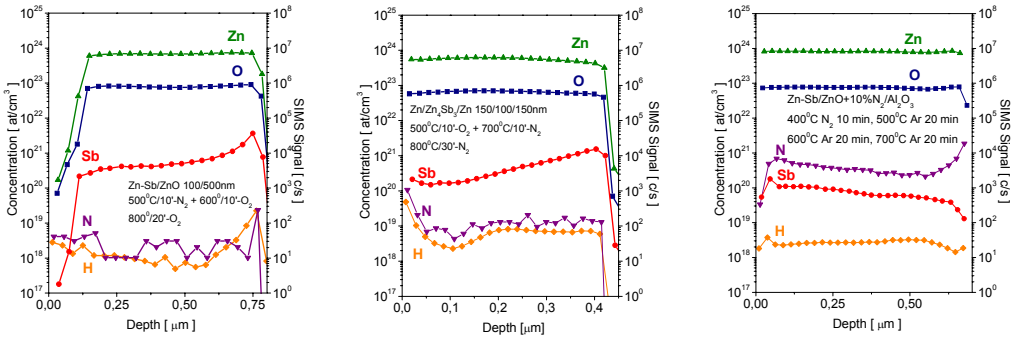
W widmie PL dominującym jest przejście dla energii 3,353 eV, które wcześniej obserwowaliśmy zarówno w ZnO:N, jak i w ZnO:Ag i zidentyfikowaliśmy jako związane z emisją A^0X, pochodzącą odpowiednio od akceptora N_O lub Ag_{Zn} (rys. 14).



Rys. 14. Widmo fotoluminescencji warstwy ZnO:(Ag, N) w temperaturze 10 K

ZnO:Sb:N

Podobnie jak w przypadku ZnO:Ag:N, eksperymenty dotyczące równoczesnego domieszkowania antymonem i azotem polegały na wyhodowaniu materiału o zawartości Sb na poziomie ≤1% atomowego i koncentracji azotu ok. rząd wielkości mniejszej, równej i większej od Sb. Rysunek 15 przedstawia przykładowe profile głębokościowe SIMS dla takich materiałów, a w tab. 4 zestawiono wyniki pomiarów transportowych. W przypadku równoczesnego domieszkowania Sb i N nie uzyskano spektakularnej poprawy efektywności domieszkowania, ale też z poznawczego punktu widzenia istotne jest, że obecność obydwu domieszek nie pogorszyła własności transportowych p-ZnO w porównaniu z monodomieszkowaniem.



Rys. 15. Profile głębokościowe składu warstw ZnO(Sb, N)

Tabela 4. Własności elektryczne p-ZnO:(Sb, N)

Materiał	Obróbka termiczna	Koncentracja [at/cm^3]		d_{ZnO} [nm]	ρ [Ω·cm]	p [cm^{-3}]	μ [cm^2/V·s]
		Sb	N				
ZnO:(Sb, N)	800°C O_2	$3\cdot10^{20}$	$5\cdot10^{18}$	750	49,1	$1{,}0\cdot10^{17}$	1,2
		$3\cdot10^{20}$	$1\cdot10^{19}$	400	4,3	$2{,}0\cdot10^{17}$	7,4
		$1\cdot10^{20}$	$5\cdot10^{20}$	700	4,8	$5{,}0\cdot10^{17}$	2,6

Podsumowując przedstawione wyniki badań należy w pierwszym rzędzie podkreślić, że stosując stosunkowo prostą technologię (w porównaniu z technikami epitaksji), dzięki precyzyjnie zaprojektowanym i wykonanym procesom osadzania

na drodze rozpylania katodowego i obróbki termicznej, wyhodowano cienkie warstwy ZnO domieszkowane równocześnie dwoma akceptorami. Zarówno dla pary Ag-N, jak i Sb-N uzyskano materiał o przewodnictwie typu p. W świetle otrzymanych dotychczas rezultatów wydaje się, że użycie dwu akceptorów jest szczególnie korzystne dla pary Ag-N, pozwala bowiem na uzyskanie wyższej koncentracji i ruchliwości dziur. Zważywszy na zupełnie odmienną i w niewielkim stopniu zbadaną naturę wszystkich trzech akceptorów w ZnO, przeprowadzone badania mogą stanowić przyczynek do zrozumienia mechanizmów uzyskiwania przewodnictwa typu p w ZnO.

2.4. Wytwarzanie i charakteryzacja cienkich warstw dielektrycznych dla tranzystorów polowych na bazie SiC i GaN

Kontynuując prace nad technologią wytwarzania cienkich warstw dielektrycznych dla tranzystorów polowych na bazie SiC i GaN w 2009 r. przeprowadzono badania rozpoznawcze zastosowania do tego celu techniki wzrostu ALD. Przedmiotem badań były warstwy Al_2O_3 i HfO_2 wykonywane w ramach porozumienia z Instytutem Fizyki PAN w Pracowni Osadzania Warstw Atomowych w reaktorze Savannah-100 firmy Cambridge NanoTech.

Procesy osadzania prowadzono na podłożach Si typu p o orientacji <100> i rezystywności 4 ÷ 9 Ω·cm oraz podłożach 4H-SiC typu n z 5 μm warstwą epitaksjalną o koncentracji $5 \cdot 10^{15}$ cm^{-3}.

Przygotowanie powierzchni podłoży przed procesami ALD składało się z mycia w gorących rozpuszczalnikach organicznych, a następnie trawienia przez 10 min. kolejno w gorących roztworach $NH_4OH:H_2O_2:H_2O$ (1:1:5) i $HCl:H_2O_2:H_2O$ (1:1:5), trawienia przez 3 min. w zbuforowanym roztworze HF i płukania w wodzie dejonizowanej.

Przed osadzaniem Al_2O_3 i HfO_2 na spodniej stronie płytek przeznaczonych do pomiarów prądowo-napięciowych oraz pojemnościowo-napięciowych uformowane zostały kontakty omowe. W przypadku podłoży krzemowych były to kontakty aluminiowe o grubości 200 nm wygrzewane techniką RTP w temperaturze 430°C w atmosferze H_2/N_2 przez 3 min., a w przypadku SiC – kontakty niklowe wygrzane w temperaturze 1050°C w atmosferze Ar przez 3 min.

Temperatura podłoża w procesie ALD wynosiła 200°C dla warstw Al_2O_3 i 135°C dla HfO_2. Grubość warstw wynosiła odpowiednio 53 nm i 44 nm.

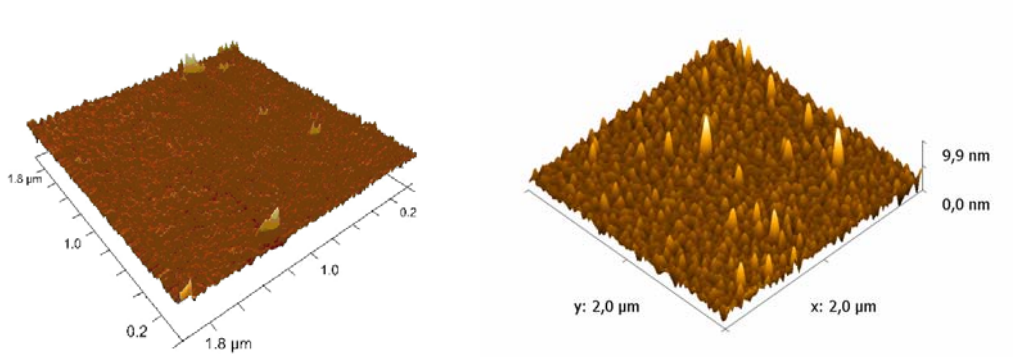
W celu zbadania właściwości elektrycznych uzyskanych dielektryków na ich powierzchni ukształtowano metodą lift-off kołowe bramki o średnicach 200, 400 i 800 μm. Dla warstw Al_2O_3 wykonano bramkę aluminiową o grubości 100 nm, a dla warstw HfO_2 bramkę Cr/Au (10/100 nm).

Charakteryzacja warstw obejmowała wyznaczenie grubości i współczynnika załamania dielektryków metodą elipsometrii spektroskopowej oraz na badaniu struktur MOS. Morfologię i chropowatość powierzchni oceniano za pomocą mikro-

skopu z sondą skanującą (Innova SPM firmy Veeco). Pomiary elipsometryczne VASE przeprowadzono na elipsometrze spektroskopowym firmy Woolam, Inc. Wysokoczęstotliwościowe (HF, 1 MHz) charakterystyki pojemnościowo-napięciowe (C-V) mierzono w temperaturze pokojowej przy użyciu systemu SSM 450i firmy Solid State Measurements Inc. oraz miernika impedancji Agilent 4294A. Charakterystyki prądowo-napięciowe (I-V) były mierzone przy użyciu analizatora Agilent B1500A. Badania elipsometryczne i elektryczne wykonano w Zakładzie Charakteryzacji Struktur Nanoelektronicznych ITE.

Na rys. 16 pokazano obrazy powierzchni AFM warstw Al_2O_3 i HfO_2 na podłożu p-Si. Zarówno warstwy Al_2O_3, jak i HfO_2 charakteryzują się niską chropowatością powierzchni. Wartość *rms* dla Al_2O_3 wynosi 0,4 nm, a dla HfO_2 – 0,7 nm.

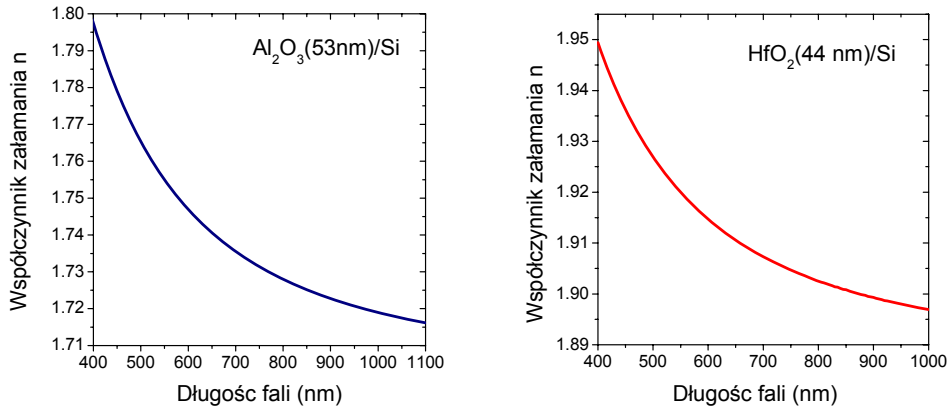
a) b)



Rys. 16. Obrazy AFM powierzchni warstw Al_2O_3 (a) i HfO_2 (b) osadzanych metodą ALD na podłożu p-Si

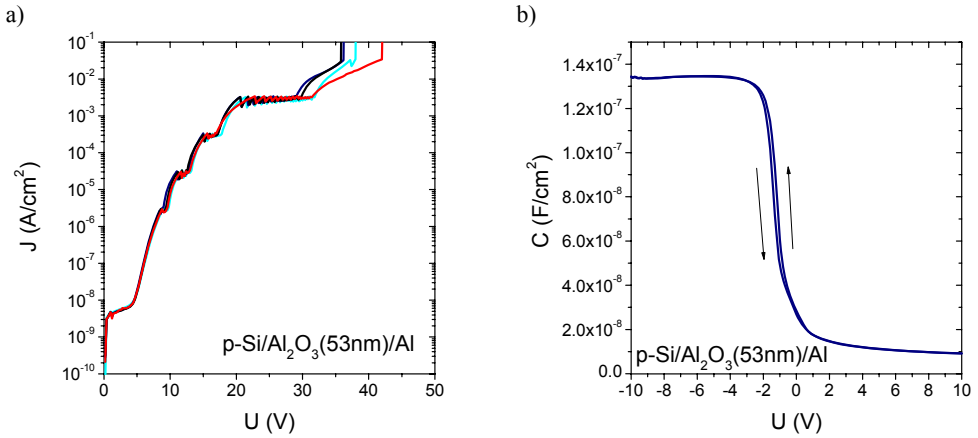
Rysunek 17 przedstawia widmowe zależności współczynnika załamania warstw Al_2O_3 i HfO_2. Współczynnik załamania Al_2O_3 dla 630 nm wynosi 1,74 i jest niższy od wartości podawanych w literaturze (1,75 ÷ 1,80 w zależności od metody osadzania). Współczynnik załamania HfO_2 dla 630 nm wynosi 1,91.

a) b)



Rys. 17. Widmowe zależności współczynnika załamania warstw Al_2O_3 (a) i HfO_2 (b).

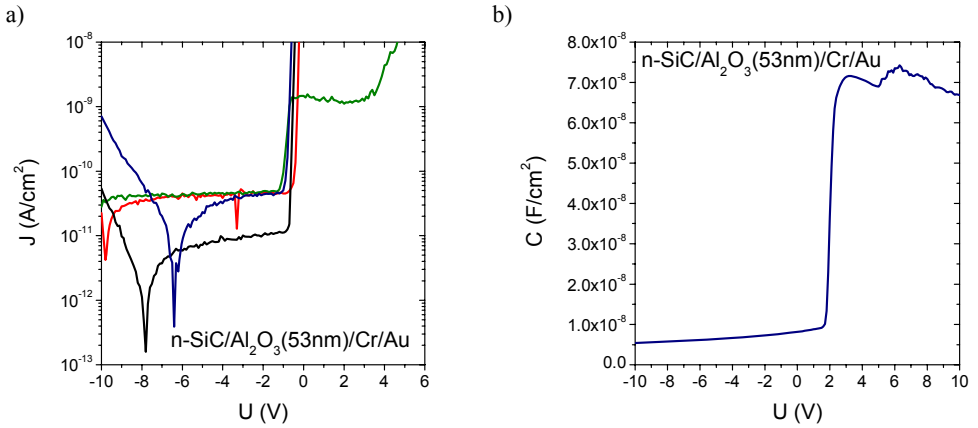
Charakterystyki prądowo-napięciowe i pojemnościowo-napięciowe kondensatorów MOS p-Si/Al_2O_3/Al są przedstawione na rys. 18.



Rys. 18. Charakterystyki prądowo-napięciowe (a) i pojemnościowo-napięciowe (b) kondensatorów p-Si/Al_2O_3/Al

Struktury z warstwami Al_2O_3 (53 nm) osadzane na Si charakteryzują się prądem upływności na poziomie $5 \cdot 10^{-9}$ A/cm^2 dla 1 MV/cm. Zjawisko przebicia obserwowane w zakresie napięciowym 30 ÷ 35 V odpowiada wartościom pola od 5,5 do 6,6 MV/cm. Niska histereza na charakterystykach C-V świadczy o małej gęstości pułapek na międzypowierzchni dielektryk/półprzewodnik. Wartość stałej dielektrycznej Al_2O_3 wyznaczona z pomiaru pojemności w akumulacji wynosi 8,9.

Na rys. 19 pokazane są charakterystyki prądowo-napięciowe i pojemnościowo-napięciowe struktur kondensatorowych z warstwą Al_2O_3 osadzoną na n-SiC.

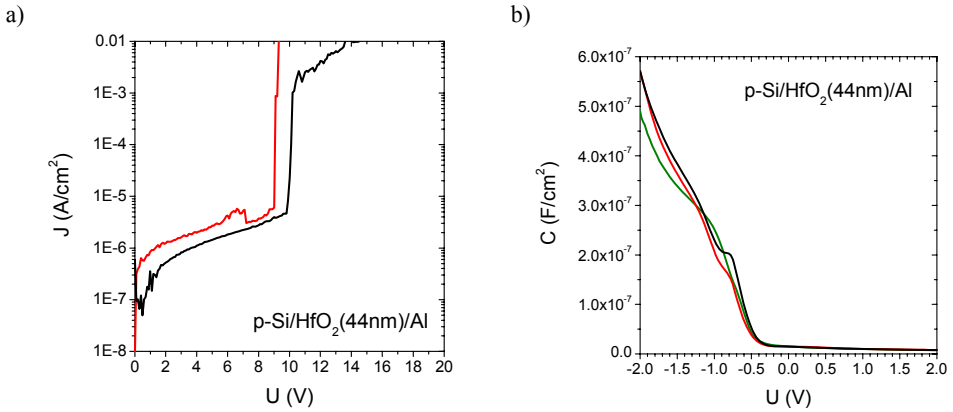


Rys. 19. Charakterystyki prądowo-napięciowe (a) i pojemnościowo-napięciowe (b) kondensatorów n-SiC/Al_2O_3/Al

Struktury SiC/Al_2O_3 cechowały się dużo większymi niestabilnościami w porównaniu ze strukturami na Si. Charakterystyki prądowo-napięciowe były silnie niesymetryczne, z bardzo szybkim wzrostem gęstości prądu dla napięć dodatnich

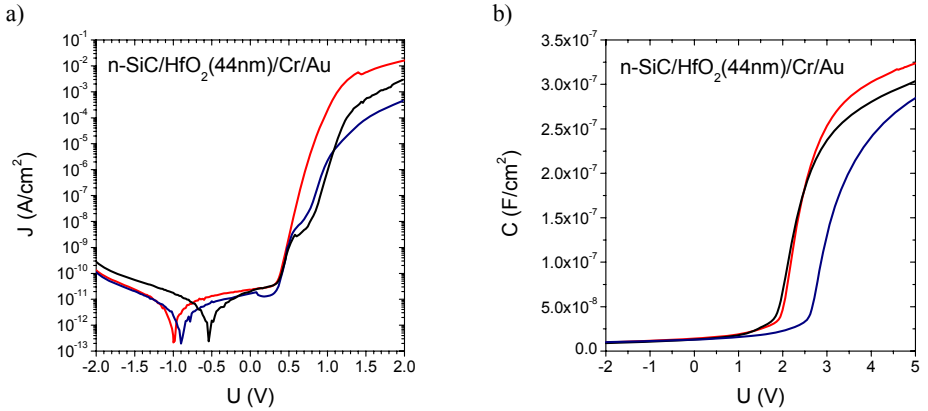
i znacznym przesunięciem charakterystyk w stronę napięć ujemnych (rys. 19a). Charakterystyki pojemnościowo-napięciowe wykazywały niestabilności pomiaru w akumulacji związane z przepływem ładunku.

Jak pokazują charakterystyki I-V i C-V (rys. 20), warstwy tlenku hafnu osadzane na krzemie w porównaniu z warstwami tlenku glinu charakteryzowały się dużo większymi prądami upływu. W zakresie do 0,1 MV/cm prądy upływu były na poziomie 10^{-7} A/cm^2, a więc były porównywalne z najlepszymi wynikami osiągniętymi dla HfO_2 osadzanego metodą sputteringu. Efekt przebicia występujący przy 10 V odpowiada wartości pola 2,3 MV/cm.



Rys. 20. Charakterystyki prądowo-napięciowe (a) i pojemnościowo-napięciowe (b) kondensatorów (Cr/Au)/HfO_2/p-Si

Podobnie jak w przypadku warstw Al_2O_3, struktury MOS z tlenkiem hafnu osadzonym na SiC charakteryzowały się przesunięciem minimów charakterystyk prądowych w kierunku napięć ujemnych i dużymi prądami upływu (rys. 21). Z pomiarów charakterystyk pojemnościowych wyznaczono wartość stałej dielektrycznej, która wynosiła 15. Widać tu wyraźną poprawę w stosunku do wartości 9 ÷ 10 uzyskanej dla warstw HfO_2 osadzanych metodą rozpylania katodowego.



Rys. 21. Charakterystyki prądowo-napięciowe (a) i pojemnościowo-napięciowe (b) kondensatorów (Cr/Au)/HfO_2/4H-SiC

W związku z dużymi prądami upływności nie było możliwe wykonanie badań z zakresu jakości interfejsu dielektryk-półprzewodnik.

2.5. Wytwarzanie i charakteryzacja cienkich warstw metalicznych z roztworów stałych krzemoazotków i krzemowęglików metali przejściowych

Technologia przyrządów elektronicznych wysokich mocy pracujących w wysokich temperaturach wymaga umiejętności wytwarzania materiałów nadających się na zastosowanie dla metalizacji kontaktowych do tych przyrządów. Materiały takie muszą się charakteryzować jednocześnie stabilnością w wysokich temperaturach, jak i wysokim przewodnictwem elektrycznym. Muszą także posiadać dobrze zdefiniowane charakterystyki prądowo-napięciowe dla złącza z półprzewodnikiem – omowe lub barierowe.

Badania prowadzone w tym zadaniu mają na celu otrzymanie materiałów spełniających powyższe warunki. Obiecującym kandydatem są materiały z grupy tzw. faz MAX posiadające zarówno własności ceramiczne (twardość, odporność na uszkodzenia oraz stabilność w wysokich temperaturach, nawet 1000°C), jak i metaliczne (przewodnictwo cieplne i elektryczne). W pracach prowadzonych w ramach tego zadania badano krzemowęgliki tytanu oraz azotki aluminium tytanu w postaci stopów niestechiometrycznych faz MAX.

Wszystkie badane materiały są cienkimi warstwami wytworzonymi na drodze magnetronowego rozpylania katodowego na podłoża o różnej strukturze krystacznej: Al_2O_3 (0001), GaN (0001), SiC (0001) i Si (100) oraz na struktury HEMT oparte na półprzewodnikach III-N (0001). Do rozpylania użyto dwóch reaktorów: dla warstw Ti-Si-C reaktora ultrawysokiej próżni Surrey NanoSystems Gamma 1000C, a dla warstw Ti-Al-N reaktora wysokiej próżni Leybold Z550. Osadzanie warstw miało miejsce zarówno w temperaturze pokojowej, jak i w temperaturach 150, 300, 600 i 900°C. Warstwy Ti-Al-N były po osadzeniu wygrzewane w piecu RTP Mattson SHS 100.

Badania struktury krystalicznej warstw przeprowadzono za pomocą dyfrakcji rentgenowskiej w urządzeniu Phillips X'Pert IF PAN oraz mikroskopii transmisyjnej wykonywanej we współpracy z Węgierską Akademią Nauk. Badania składu chemicznego wykonywano na drodze profilowania SIMS za pomocą urządzenia CAMECA IMS6F oraz poprzez pomiary mikrosondą EDS w laboratoriach Instytutu Fizyki PAN.

Pomiary elektryczne wykonywano w ITE za pomocą sondy czteroostrzowej w celu określenia rezystywności warstwy oraz stanowiska ostrzowego dla pomiarów charakterystyk I-V złącza metalizacja-półprzewodnik. Fotolitografię i kształtowanie wzorów wykorzystywanych w pomiarach elektrycznych poprzez suche trawienie wykonywano w ITE za pomocą urządzenia do naświetlania i centrowania Karl Siess MJB-3 oraz reaktora do trawienia jonowego ICP/RIE Oxford Plasmalab System 100.

Ti-Si-C

Zbadano trzy podejścia do wytwarzania warstw krzemowęglików tytanu. Osadzanie warstw było prowadzone:

– z 3” targetu kompozytowego Ti_3SiC_2 (99,5 % czystości)

– z 3” targetów Ti, Si i C (99,999 % czystości):

- osadzając naprzemiennie warstwy Ti-C i Si (5 par, tzw. podejście wielowarstwowe),
- jednocześnie rozpylając Ti, Si i C.

Ponieważ z literatury wynika, że do osadzania Ti_3SiC_2 wymagana jest wysoka temperatura podłoża (między 600 a 900°C), zdecydowana większość warstw była osadzana w wysokiej temperaturze.

Podejście pierwsze polegało na rozpyleniu materiału z trzycalowego targetu Ti_3SiC_2 przy mocy 170 W DC, w przepływie argonu 20 sccm pod ciśnieniem 2 mTorr i przy próżni początkowej rzędu 10^{-8} Torr. Do tych prób wykorzystano podłoża o różnej strukturze krystalicznej (Al_2O_3 (0001), Si (100), SiC (0001) i GaN (0001) oraz struktury HEMT opisane poniżej) utrzymywane w różnych temperaturach podczas osadzania (od temperatury pokojowej do 900°C). Uzyskane warstwy miały grubość ok. 200 nm.

Dla podejść, w których materiały rozpylano z trzech targetów, kluczowe było uzyskanie pożądanej stechiometrii osadzonych warstw odpowiadającej Ti_3SiC_2. W tym celu stosunki mocy podawanych na targety, jak i grubości warstw dla podejścia wielowarstwowego zostały tak dobrane, aby skład chemiczny otrzymanej warstwy odpowiadał docelowej stechiometrii. Wielkości te określono poprzez następujące obliczenia: znaleziono liczbę atomów danego pierwiastka osadzanych przy ustalonej mocy z pojedynczego targetu na jednostkę powierzchni w jednostce czasu, do czego wykorzystano pomiary szybkości osadzania warstw Ti, Si, C oraz gęstości Ti, Si i C (w formie grafitu) odczytanych z tablic. Następnie, zakładając liniową zależność między szybkością osadzania a mocą podawaną na target, wybrano takie moce, aby wzajemne stosunki szybkości osadzania atomów pierwiastków Ti, Si i C wyniosły 3:1:2. Ponadto dla podejścia wielowarstwowego ustalono, że następujące po sobie warstwy Ti-C i Si będą osadzane tak samo długo jak przy szybkościach osadzania znajdujących się w takich stosunkach jak wyżej, co zapewni odpowiedni skład chemiczny dla dwuwarstwy Ti-C/Si.

Ze względu na zastosowanie do rozpylania w podejściu wielowarstwowym innych zasilaczy niż w podejściu rozpylania jednoczesnego otrzymano różne parametry dla obu tych procesów. Przedstawiono je w tab. 5.

Wszystkie materiały były rozpylane z targetów o średnicy 3’’ w przepływie argonu 20 sccm pod ciśnieniem 5 mTorr przy próżni wstępnej rzędu 10^{-8} Torr na podłoża Al_2O_3 (0001) oraz struktury HEMT opisane poniżej. Przed osadzeniem warstw Ti-Si-C oraz dwuwarstw Ti-C/Si stosowano osadzenie 30 nm bufora TiC na podłoże o temperaturze 850°C, na który osadzano ok. 200 nm warstwy Ti-Si-C

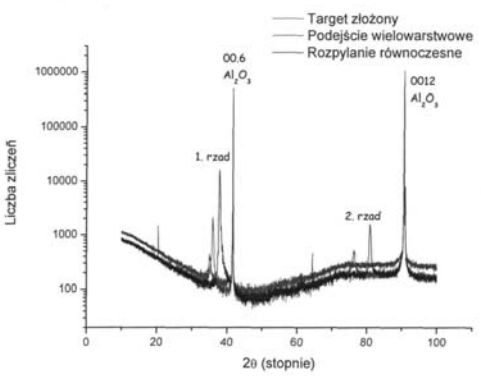
po podwyższeniu temperatury podłoża do 900°C. Osadzenie warstwy buforowej było wykonywane w celu poprawy nukleacji warstw krzemowęglika.

Tabela 5. Parametry rozpylania dla osadzania w podejściu wielowarstwowym oraz rozpylania równoczesnego z trzech targetów

	Ti	Si	C
Moc i tryb w podejściu wielowarstwowym	280 W DC	186 W DC	1000 W pDC (20 kHz)
Moc i tryb przy rozpylaniu równoczesnym	140 W DC	186 W RF	170 W pDC (100 kHz)
DC – tryb stałoprądowy, RF – tryb wysokiej częstości (13,56 MHz), pDC – tryb, w którym zasilanie ma charakter fali prostokątnej o ustalonej amplitudzie i podanej częstości impulsów			

Badania strukturalne

Na rys. 22 znajdują się widma dyfrakcji rentgenowskiej dla próbek osadzanych na podłoża Al_2O_3 (0001) utrzymywane w temperaturze 900°C (z uwględnieniem bufora Ti-C opisanego wyżej dla warstw osadzanych z targetów pojedynczych). Widoczne jest wystąpienie dwóch rzędów linii pochodzących od dyfrakcji na strukturze krystalicznej materiału innego niż podłoże, co pozwala stwierdzić, że otrzymywane warstwy wykazują preferencyjny kierunek wzrostu. Nie jest jednakże możliwa jednoznaczna identyfikacja tych linii. Przy założeniu heksagonalnej struktury uzyskanych warstw wartości odległości między płaszczyznami krystalograficznymi, jakie można wyliczyć z położeń kątowych tych linii w widmie, nie odpowiadają odległościom międzypłaszczyznowym dla fazy Ti_3SiC_2 ani dla żadnej innej znanej fazy heksagonalnej Ti-Si-C. Zakładając natomiast kubiczną strukturę warstw można wyznaczyć odległości międzypłaszczyznowe na 2,561, 2,500 oraz 2,378 Å odpowiednio dla warstw rozpylanych z targetu złożonego, w podejściu wielowarstwowym i rozpylanych równocześnie. Wiedząc, że odległości między płaszczyznami [111] dla TiC wynoszą 2,505 Å, można stwierdzić, że w widmie dyfrakcji rentgenowskiej obserwujemy linie pochodzące od warstw podobnych do TiC, jednakże o innych stałych sieci, które mogą być skutkiem obecności atomów



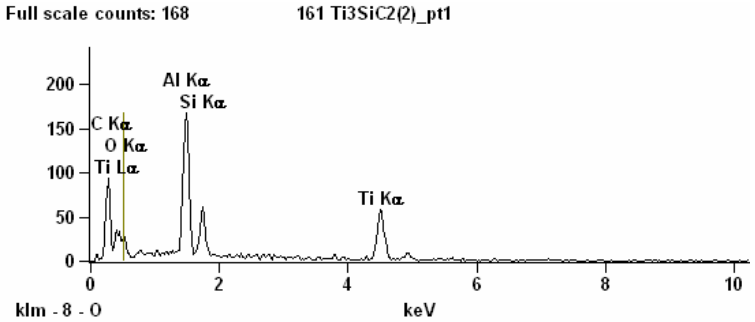
Rys. 22. Porównanie widm dyfrakcji rentgenowskiej dla warstw Ti-Si-C osadzanych z targetu Ti_3SiC_2, z targetów Ti, Si i C w podejściu wielowarstwowym oraz przez rozpylanie równoczesne na podłoża Al_2O_3 utrzymywane w temperaturze 900°C. Dla obu podejść wykorzystujących rozpylanie z targetów pojedynczych przed warstwą Ti-Si-C osadzono bufor Ti-C w temperaturze 850°C.

Si w warstwie. Atomy te mogą tworzyć defekty krystaliczne skutkujące zmianą stałej sieci bądź też mogą tworzyć fazę amorficzną SiC dookoła ziaren TiC, zubożając fazę TiC do stechiometrii TiC_x, gdzie $x < 1$. Jednakże ze względu na wyraźnie widoczną preferowaną orientację obserwowanych tu krystalitów druga interpretacja jest bardzo mało prawdopodobna.

Ponadto na podstawie analizy względnych wysokości i szerokości połówkowej linii można stwierdzić, że dla warstwy rozpylanej z targetu złożonego obserwujemy najgorszej jakości strukturę krystaliczną, podczas gdy dla warstwy rozpylanej na bufor Ti-C równocześnie z targetów Ti, Si i C obserwujemy warstwę o najlepszej jakości krystalicznej, charakteryzującymi się liniami o odpowiednio 0,55° i 0,31° szerokości połówkowej oraz stosunku wysokości 1:12.

Lepsza struktura krystaliczna warstw rozpylanych z trzech targetów może być związana z zastosowaniem bufora Ti-C, co nie było możliwe w chwili osadzania warstw rozpylanych z targetu Ti_3SiC_2. Jednakże może też mieć związek ze strukturą targetu Ti_3SiC_2. Badania rentgenowskiej dyfrakcji proszkowej materiału targetu pokazały, że nie zawiera on czystej fazy Ti_3SiC_2, lecz składa się z faz Ti-C oraz Si-C o różnych składach chemicznych. To może powodować, że stosunek liczb atomów Ti, Si i C uwalnianych z targetu w procesie rozpylania katodowego i osadzanych na podłoże nie musi odpowiadać stechiometrii Ti_3SiC_2.

Ponadto z badań mikrosondą warstw osadzanych z tego targetu (por. rys. 23) wynika, że zawartość Ti, Si i C w procentach atomowych nie odpowiada zawartości dla stechiometrii Ti_3SiC_2. Obliczono je na Ti: 30,8 at.%, Si: 9,3 at.% i C: 59,9 at.%, podczas gdy powinny wynosić Ti: 50 at.%, Si: 17 at.%, C: 33 at.%.

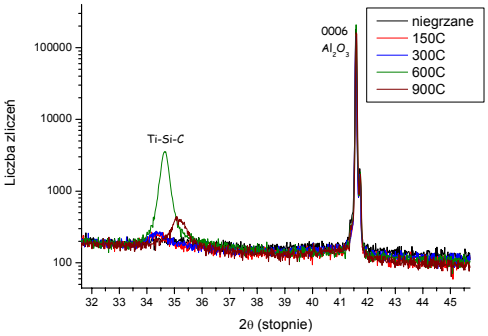


Rys. 23. Widmo z badań mikrosondy dla warstwy Ti-Si-C osadzonej z targetu Ti_3SiC_2 na podłoże Al_2O_3 w temperaturze 600°C

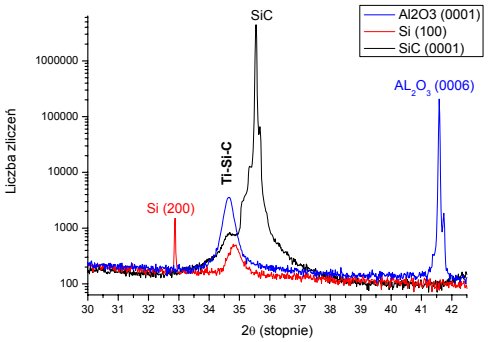
Dla warstw osadzanych z targetu kompozytowego przeprowadzono badania struktury warstw osadzanych na podłoża Al_2O_3 (0001) utrzymywane w różnej temperaturze. Widma dyfrakcji rentgenowskiej dla tych warstw pokazano na rys. 24. Widać, że już od temperatury 150°C można zaobserwować wzrost w preferencyjnym kierunku, podczas gdy dla temperatury pokojowej warstwa jest amorficzna. Ponadto można zaobserwować zmianę odległości międzypłaszczyznowej materiału zależnie od temperatury podłoża, na które był on osadzany – im wyższa temperatura, tym mniejsza odległość. Z porównania wysokości linii dla widm mie-

rzonych w takich samych warunkach widać, że najlepszą strukturę krystaliczną ma warstwa osadzana na podłoże o temperaturze 600°C.

Przeprowadzono także analizę wzrostu warstw w zależności od podłoża, na jakie zostały one osadzone. Na rys. 25 pokazano porównanie widm dyfrakcji rentgenowskiej dla warstw osadzanych na podłoża Al_2O_3 (0001), Si (100) oraz SiC 6H (0001) utrzymywane w temperaturze 600°C. Temperaturę tę wybrano do prezentacji ze względu na najwyraźniejsze linie dyfrakcyjne. Dla próbki osadzanej na GaN linia dla warstwy Ti-Si-C pokrywa się z linią podłoża GaN, co uniemożliwia jej analizę. Dla warstw osadzanych na Al_2O_3 i SiC linie dla warstwy Ti-Si-C są widoczne i znajdują się w tym samym miejscu, natomiast dla warstw osadzanych na Si (100) linia jest przesunięta w stronę większych kątów, co oznacza mniejszą odległość międzypłaszczyznową. Jeżeli otrzymywana faza ma, jak wcześniej założono, strukturę kubiczną i jest zorientowana w kierunku (111), wówczas lepiej będzie dopasowana do powierzchni [0001] struktury heksagonalnej niż powierzchni [100] struktury kubicznej ze względu na takie samo rozmieszczenie atomów w płaszczyznach [111] i [0001]. Także na podłożu Si (100) otrzymywana tu faza jest naprężona w stosunku do faz osadzanych na podłoża o strukturze heksagonalnej.



Rys. 24. Porównanie widm dyfrakcji rentgenowskiej dla warstw Ti-Si-C osadzanych z targetu Ti_3SiC_2 na podłoża Al_2O_3 (0001) utrzymywane w różnych temperaturach od pokojowej do 900°C

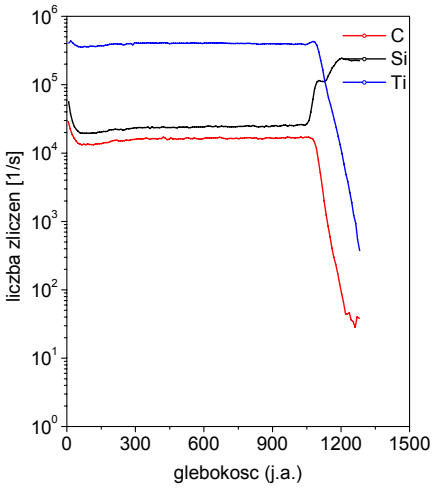


Rys. 25. Porównanie widm dyfrakcji rentgenowskiej dla warstw Ti-Si-C osadzanych z targetu Ti_3SiC_2 na różne podłoża utrzymywane w temperaturze 600°C

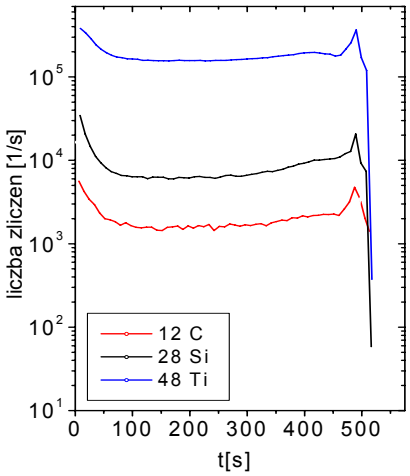
W celu zbadania jednorodności osadzanych warstw przeprowadzono pomiar profili SIMS (rys. 26–28). Widać wysoką jednorodność otrzymywanych warstw dla rozpylania z targetu Ti_3SiC_2 oraz dla równoczesnego rozpylania z targetów Ti, Si i C. Dla podejścia wielowarstwowego wyraźnie widoczne są osadzane warstwy zarówno wówczas, gdy podłoże było utrzymywane w temperaturze pokojowej, jak i w temperaturze 900°C. Dla wysokiej temperatury widać jednakże wyraźną zmianę w profilu krzemu – duże wywłaszczenie związane najprawdopodobniej z dyfuzją Si do sąsiednich warstw, zgodną z założeniem eksperymentu. Dla próbek osadzanych z targetów pojedynczych widać wyraźnie warstwę buforową.

W badaniach przeprowadzonych za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego zaobserwowano kolumnowy wzrost warstw osadzanych wszystkimi meto-

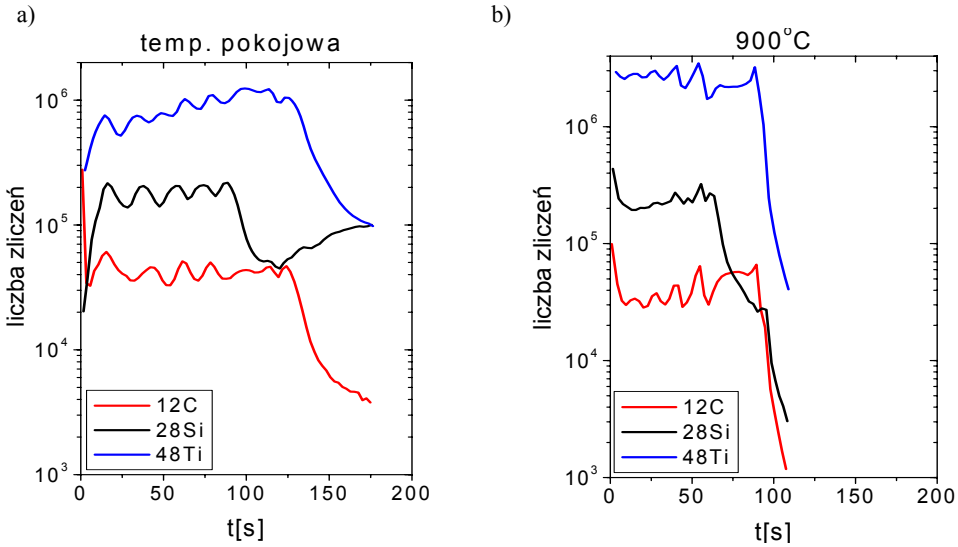
dami dla próbek osadzonych na Si (100) (rys. 29–31). Dla próbek osadzanych z targetów pojedynczych nie jest widoczna warstwa buforowa Ti-C.



Rys. 26. Profil SIMS warstwy osadzanej z targetu Ti_3SiC_2 na podłoże Al_2O_3 (001) utrzymywane w temperaturze 600°C



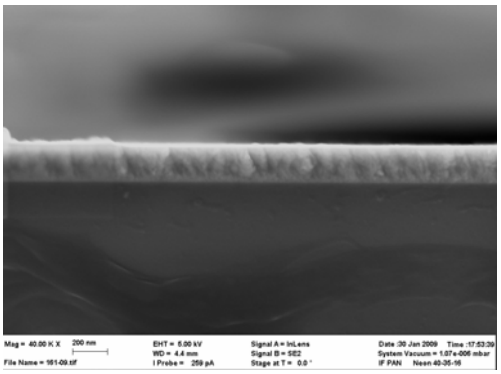
Rys. 27. Profil SIMS warstwy osadzanej z targetów Ti, Si, C na podłoże Al_2O_3 (0001) utrzymywane w temperaturze 900°C



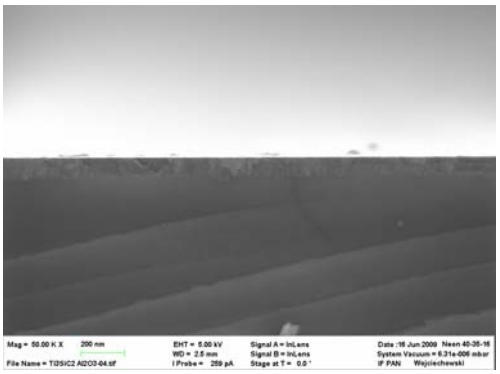
Rys. 28. Profile SIMS warstw osadzanych z targetów Ti, Si, C na podłoże Al_2O_3 (0001) utrzymywane a) w temperaturze pokojowej, b) w 900°C

Badania elektryczne

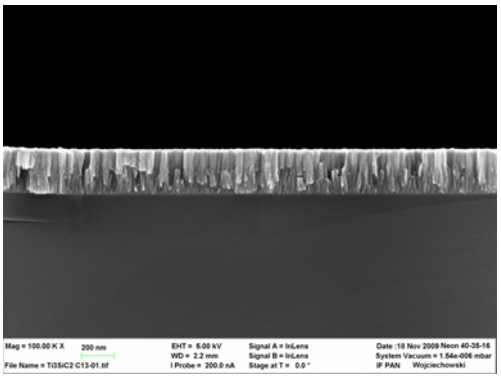
Do badań elektrycznych wykorzystano strukturę HEMT opartą na półprzewodnikach z grupy III-N, którą pokazano na rys. 32. Zawartość indu w InAlN wynosiła 18%, szorstkość powierzchni (rms) – 0,6 nm, $R_\square$ = 385 Ω, Ns = = $1{,}2 \cdot 10^{13}$ cm^{-2}.



Rys. 29. Obraz SEM przełomu warstwy Ti-Si-C osadzonej z targetu Ti_3SiC_2 na podłoże Si(100) utrzymywane w temperaturze 600°C.



Rys. 30. Obraz SEM przełomu warstwy Ti-Si-C osadzonej z targetów Ti, Si, C w podejściu wielowarstwowym na podłoże Si(100) utrzymywane w temperaturze 850 (bufor)/900°C

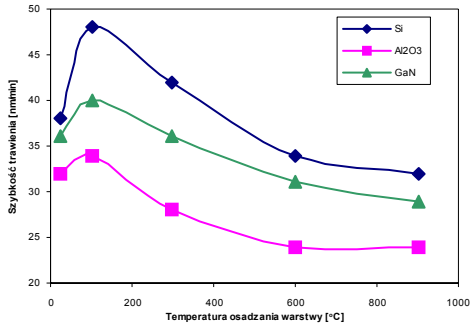


Rys. 31. Obraz SEM przełomu warstwy Ti-Si-C osadzonej z targetów Ti, Si, C podczas równoczesnego rozpylania na podłoże Si(100) utrzymywane w temperaturze 850 (bufor)/900°C

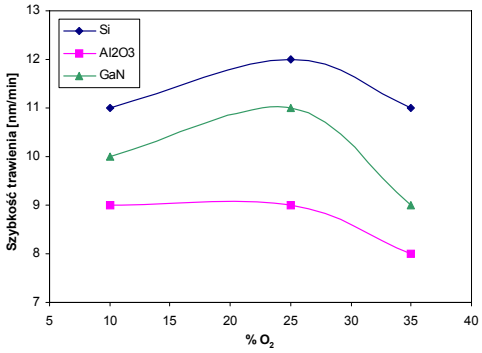
InAlN (nid)	10,7 nm
AlN	1 nm
GaN (nid)	3 μm
Al_2O_3	

Rys. 32. Struktura HEMT użyta do badań elektrycznych

Na powierzchni struktur HEMT osadzono warstwy Ti-Si-C metodą rozpylania z targetu Ti_3SiC_2. Kształtowanie wzorów w warstwach odbyło się za pomocą techniki lift-off, bądź – w przypadku warstw osadzanych w wysokiej temperaturze – techniką trawienia jonowego przez maskę fotolitograficzną. W celu ustalenia warunków trawienia pozwalających na otrzymywanie dobrego odwzorowania wzorów z maski w warstwie przeprowadzono badania trawienia warstw w zależności od składu chemicznego plazmy CF_4/O_2 użytej do trawienia oraz rodzaju i temperatury podłoży użytych podczas osadzania warstwy. Mechanizmy trawienia cienkich warstw Ti_3SiC_2 nie zostały do tej pory opisane w literaturze. Wybór mieszaniny gazowej do wygenerowania plazmy opierał się na doniesieniach literaturowych dotyczących trawienia warstw będących stechiometrycznymi składnikami fazy Ti_3SiC_2, tj. tytanu oraz węgliku krzemu. Warstwy tytanowe trawi się w plazmach freonowych SF_6/Ar (CF_4/Ar) [P4], [P16] lub chlorowych Cl_2 [P4]. Trawienia warstw SiC prowadzi się zarówno w plazmach chlorowych [P2], [P29], tj. Cl_2, HCl, HCl/Br, jak i freonowych [P13], [P18], tj. SF_6/O_2, CF_4/O_2, SF_6/Ar, CF_4/Ar. Bazując na doniesieniach literaturowych oraz własnym doświadczeniu w trawieniu warstw tytanowych i węgliku krzemu, użyto



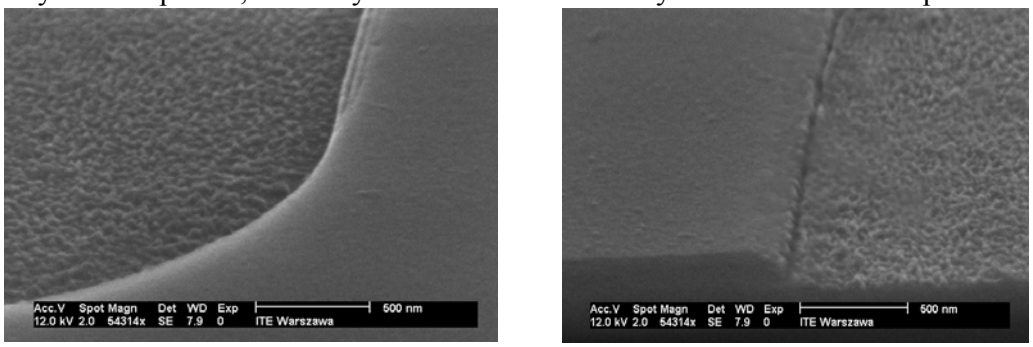
Rys. 33. Zależność szybkości trawienia od temperatury podłoża podczas osadzania Ti_3SiC_2 dla różnych podłóż



Rys. 34. Szybkości trawienia Ti_3SiC_2 w funkcji dodatku tlenu T_{os} = 600°C, P_{RIE} = 100W, t = 5 min.

mieszaniny o stałym przepływie CF_4 (45 sccm) i dodatku tlenu w ilości 10, 25 i 35%$_{obj.}$, przykładając moce 100, 200, 300 W RF. Wszystkie procesy trawienia prowadzono w temperaturze 25°C, przy stałym ciśnieniu gazów reakcyjnych 10 mTorr. Jak pokazano na rys. 33, największymi szybkościami trawienia charakteryzują się warstwy osadzane na krzemie, a najmniejszymi na szafirze. Ponadto w miarę wzrostu temperatury osadzania warstwy szybkość jej trawienia maleje. Zachowanie to może być interpretowane jako wpływ struktury warstwy na szybkość jej trawienia. Wzrost przykładanej mocy RF powoduje zwiększenie szybkości trawienia. Dodatek tlenu powoduje wzrost szybkości trawienia do charakterystycznego punktu (25%), w którym następuje zbyt duże rozcieńczenie fluoru tlenem, po którym obserwowano zmniejszenie szybkości trawienia. Zachowanie to zilustrowano na rys. 34.

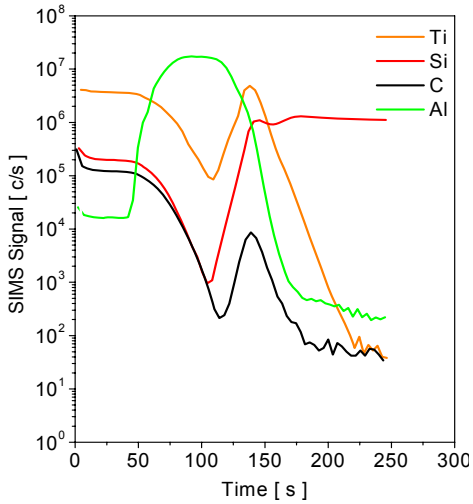
W wyniku trawienia uzyskano krawędzie wzorów charakteryzujące się wysoką jakością, jak pokazano na rys. 35. Badano zarówno charakterystyki złącza warstwa-półprzewodnik pod kątem barier Schottky'ego, jak i kontaktów omowych. Dla pierwszych zastosowań kontakty formowano z warstwy Ti-Si-C, gdzie kontakt omowy stanowił pasek 20 nm Ti/160 nm Al naniesiony z boku próbki, formowany w RTP przez 30 s w 900°C w przepływie azotu przed osadzeniem warstwy Ti-Si-C. Wykonano próbki, w których warstwa Ti-Si-C była osadzana w temperaturze



Rys. 35. Obrazy SEM trawionych struktur

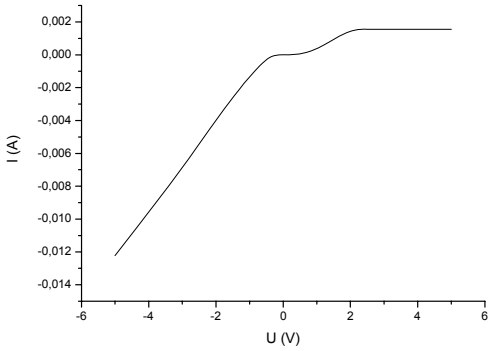
pokojowej i kształtowana techniką lift--off, jak i próbki, w których warstwa była osadzana na podłoże o temperaturze 600°C i strawiana przez maskę przy pomocy trawienia jonowego. W obu przypadkach kontakt omowy nie był przykryty warstwą krzemowęglika.

W celu sprawdzania omowości złączy stosowano metodę c-TLM, gdzie bezpośrednio na podłoże naniesiono 12 nm Ti/100 nm Al, na co naniesiono 55 nm Ti-Si-C, następnie uformowano w RTP przez 1 min. w 900°C w przepływie azotu i przykryto złotem. Wszystkie warstwy były osadzane na podłoże znajdujące się w temperaturze pokojowej. Profil SIMS takiej struktury pokazano na rys. 36.



Rys. 36. Profil SIMS struktury do badań kontaktu omowego

Pomiary charakterystyk prądowo--napięciowych dla warstw barierowych pozwoliły stwierdzić, że bariera występuje dla warstwy osadzanej w temperaturze pokojowej. Na podstawie otrzymanych charakterystyk I-V (por. rys. 37) wyznaczono wysokość bariery na 0,6 eV.



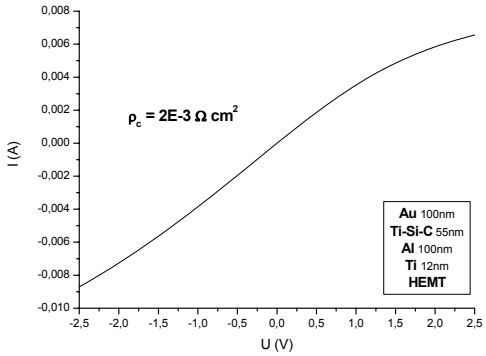
Rys. 37. Charakterystyka prądowo-napięciowa kontaktu Ti-Si-C/InAlN osadzanego w temperaturze pokojowej

Okazało się, że warstwa osadzana w temperaturze 600°C tworzyć złącze nieprzewodzące.

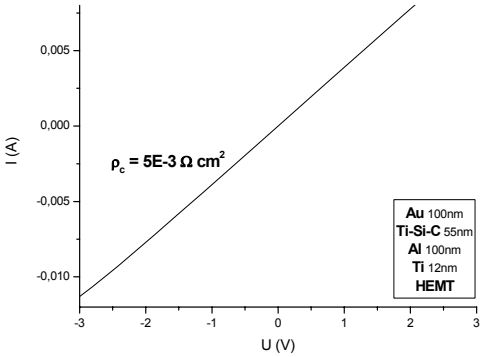
Badania dotyczące kontaktu omowego pozwoliły otrzymać kontakt zachowujący charakterystykę omową w przedziale napięć [–1 V,1 V], którego rezystancja wyniosła $2 \cdot 10^{-3}$ $\Omega \cdot cm^2$. Charakterystykę przedstawiono na rys. 38.

Przeprowadzono także wstępne badania degradacji termicznej kontaktów przez wygrzewanie w atmosferze argonu w 700°C przez 10 h pod przykryciem SiO_2. Pokrycie SiO_2 jest stosowane jako pokrycie ochronne podczas wysokotemperaturowego osadzania dalszych warstw struktury.

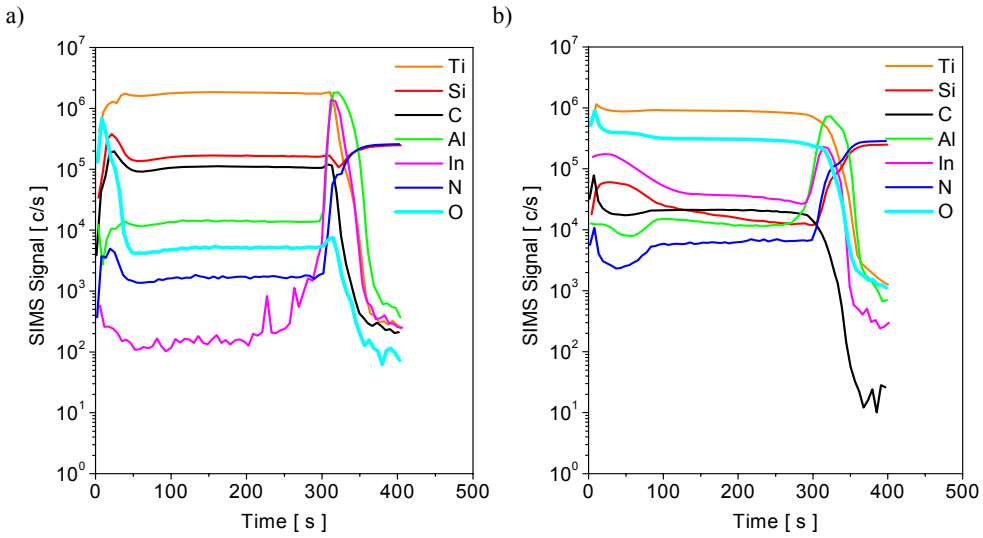
Z wykonanych badań wynika, że ani kontakty omowe o strukturze takiej jak opisano wyżej, ani bariery nie ulegają degradacji w takiej sytuacji (por. rys. 39). Z profili SIMS pokazanych na rys. 40 wynika jednak, że w warstwę Ti-Si-C nieprzykrytą SiO_2 wbudowuje się tlen. Ponadto staje się ona nieprzewodząca elektrycznie.



Rys. 38. Charakterystyka prądowo-napięciowa kontaktu Au/Ti-Si-C/Al/Ti/InAlN osadzanego w temperaturze pokojowej.



Rys. 39. Charakterystyka prądowo-napięciowa kontaktu Au/Ti-Si-C/Al/Ti/InAlN osadzanego w temperaturze pokojowej po starzeniu 700°C, 10 h w atmosferze Ar pod warstwą SiO_2.



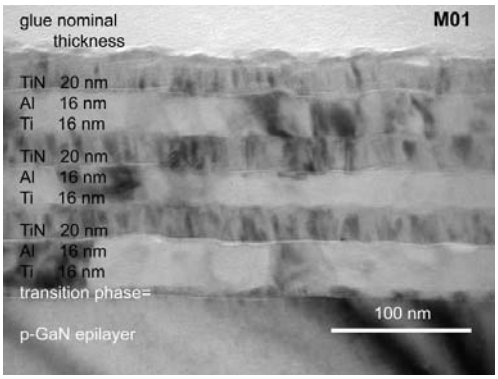
Rys. 40. Profile SIMS warstw barierowych po starzeniu 700°C, 10 h w atmosferze Ar: a) warstwa przykryta SiO_2, b) warstwa bez przykrycia

Ti_2AlN

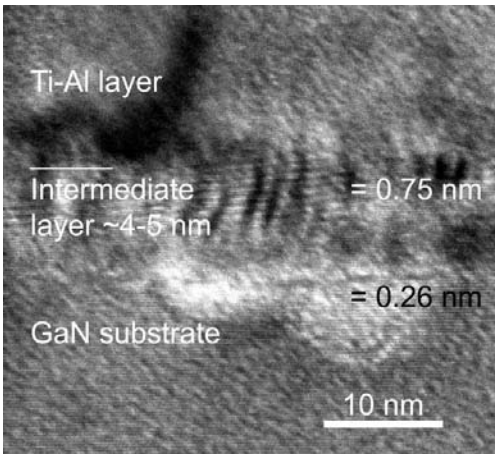
W 2009 r. prowadzono prace nad wytwarzaniem fazy MAX Ti_2AlN poprzez osadzanie różnych sekwencji warstw Ti, Al i TiN na podłożach GaN, szafirowych i krzemowych (111) wraz z późniejszym wygrzewaniem w atmosferze argonowej w 600°C. Osadzanie było prowadzone za pomocą reaktora rozpylania katodowego Leybold Z400, a wygrzewanie prowadzono w piecu RTP Mattson SHS 100. Próbki charakteryzowano strukturalnie za pomocą dyfrakcji rentgenowskiej i profili SIMS, w wyniku których postawiono hipotezę, że faza Ti_2AlN formuje się w takich strukturach przy interfejsie z podłożem.

Przeprowadzono badania uzupełniające mające na celu określenie charakteru warstwy przejściowej na międzypowierzchni metalizacja-podłoże w próbkach

o strukturze wielowarstwowej złożonej z naprzemiennych cienkich warstw Ti, Al i TiN na podłożach GaN. Uzyskane wysokorozdzielcze obrazy TEM (por. rys. 41 i 42) potwierdzają tę hipotezę. Na zdjęciach widać wyraźnie warstwową strukturę wytworzonej fazy, a odczytane odległości międzywarstwowe są w przybliżeniu zgodne z odległościami uzyskanymi z widm dyfrakcji rentgenowskiej (0,69 nm). Interpretację tę potwierdzają także mapy składu pierwiastkowego wykonane w technice spektroskopii utraty energii elektronów (EELS) przedstawione na rys. 43, na którym wyraźnie widać cienką linię odpowiadającą międzywarstwie.

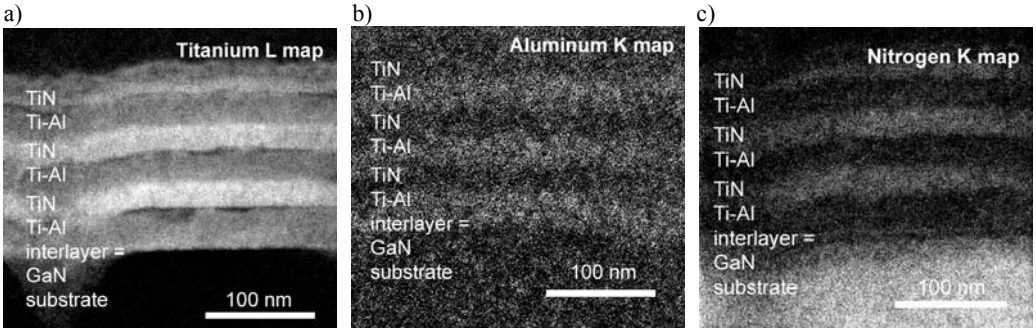


Rys. 41. Obraz TEM przekroju przez próbkę wielowarstwową Ti_2AlN



Rys. 42. Obraz wysokorozdzielczego TEM przekroju przez próbkę wielowarstwową Ti_2AlN pokazujący zbliżenie obszaru interfejsu z podłożem

Jednocześnie zaadaptowano proces osadzania stechiometrycznych warstw TiN do wysokopróżniowego reaktora rozpylania katodowego Gamma 1000C. Jest to pierwszy krok do opracowania technologii wytwarzania Ti_2AlN w tym urządzeniu. W wyniku osadzania reaktywnego z trzycalowego targetu tytanowego w atmosferze argonu z azotem uzyskano warstwy o zadowalającej wartości rezystywności, równej 90 μΩ·cm. Parametry osadzania to: moc podana na target Ti: 300 W DC, ciśnienie w komorze: 7,5 mTorr, przepływ Ar: 20 sccm, przepływ N_2: 10 sccm, polaryzacja podłoża: 80 V.



Rys. 43. Mapy składu pierwiastków: a) Ti, b) Al, c) N

Reasumując, wytworzono i scharakteryzowano warstwy krzemowęglików tytanu osadzane na trzy sposoby przez magnetronowe rozpylanie katodowe. Uzyskano warstwy krystaliczne o wyraźnej preferowanej orientacji interpretowane jako Ti-C z domieszką Si. Stwierdzono, że kluczowe dla wytworzenia fazy Ti_3SiC_2 okazuje się wytworzenie odpowiedniego bufora, którego obecność ma pozytywny wpływ na jakość kryształu, jak i znalezienie parametrów procesowych, dla których osadzane warstwy mają skład chemiczny odpowiadający stechiometrii Ti_3SiC_2.

Potwierdzono wytworzenie fazy Ti_2AlN na międzypowierzchni między metalizacją a podłożem półprzewodnikowym. Wytworzono stechiometryczny TiN będący pierwszym krokiem do przeniesienia procesu wytwarzania Ti_2AlN do nowego sputtronu.

2.6. Wyznaczenie stechiometrii metodą SIMS wielofunkcyjnych struktur cienkowarstwowych opartych o tlenki i azotki metali

Celem zadania jest ustalenie warunków w jakich możliwe byłoby wykorzystanie spektrometrii mas jonów wtórnych do pomiaru względnych zawartości składników w cienkich warstwach.

Podstawowymi zjawiskami fizycznymi, na których opiera się metoda SIMS, są zjawiska rozpylania jonowego i wtórnej emisji jonowej występujące podczas bombardowania powierzchni ciała stałego strumieniem jonów. O ile jednak samo rozpylanie jonowe jest zjawiskiem dobrze poznanym i przewidywalnym, o tyle kluczową wielkością dla pomiaru ilościowego jest prawdopodobieństwo jonizacji emitowanych atomów lub ich kompleksów, ponieważ tylko takie podlegają analizie masowej i rejestracji.

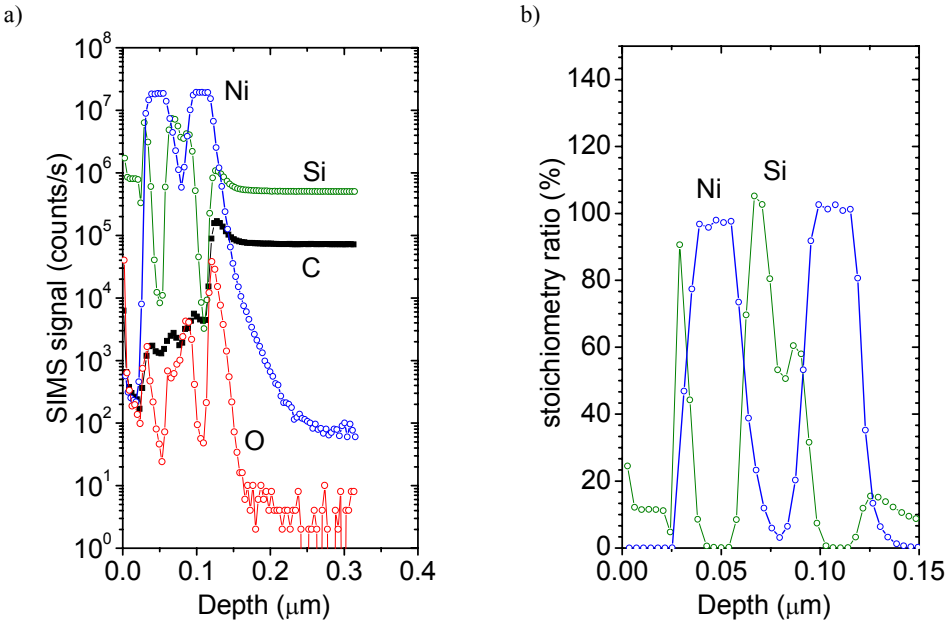
Powszechnym zabiegiem zwiększającym wydajność jonizacji jest stosowanie tlenowej wiązki pierwotnej do wykrywania pierwiastków elektrododatnich oraz cezowej wiązki do analizy pierwiastków elektroujemnych. Osiągana w ten sposób wykrywalność zawiera się w granicach ppm do ppb dla większości układów domieszka-półprzewodnik.

Paradoksalnie, w technice SIMS łatwiej jest uzyskać dane ilościowe w przypadku niskich koncentracji niż wyznaczyć stosunki **stechiometryczne**, kiedy zawartości składników wynoszą powyżej procenta atomowego. Dzieje się tak dlatego, że ze wzrostem koncentracji zmieniają się właściwości chemiczne otoczenia wykrywanego pierwiastka, co prowadzi do zmiany wydajności jonizacji; w konsekwencji strumień jonów wtórnych przestaje być wprost proporcjonalny do koncentracji. Doświadczenie pokazało, że ten tzw. „efekt matrycowy” jest znacznie słabszy w przypadku, gdy analizowane są nie pojedyncze jony M_i, lecz dodatnio naładowane klastry z atomami cezu M_iCs.

W celu zobrazowania efektywności tego wariantu posłużono się dwoma przykładami:

Przykład 1. Układ warstwowy Ni/Si na Sic

Strukturą wyjściową była tu poczwórna metalizacja z warstwami Ni oraz Si naprzemiennie osadzonymi w procesie rozpylania katodowego. Stosowano różne temperatury i czasy wygrzewania, w jednym z wariantów badano także wpływ dodatkowej warstwy grafitu pomiędzy metalem a półprzewodnikiem. Rysunek 44a pokazuje rozkład głębokościowy pierwiastków C, O, Ni, Si w próbce niewygrzewanej, gdzie każdy z pierwiastków rejestrowany jest w formie klastra z cezem. Jeśli teraz założyć, że węgiel nie penetruje do metalizacji, a tlen występuje jedynie w niewielkich ilościach na interfejsach, to układ staje się dwuskładnikowy, a maksimum sygnału w miejscach, gdzie pozostały, jest znacznie mniejszy, można przypisać wartość 100%.



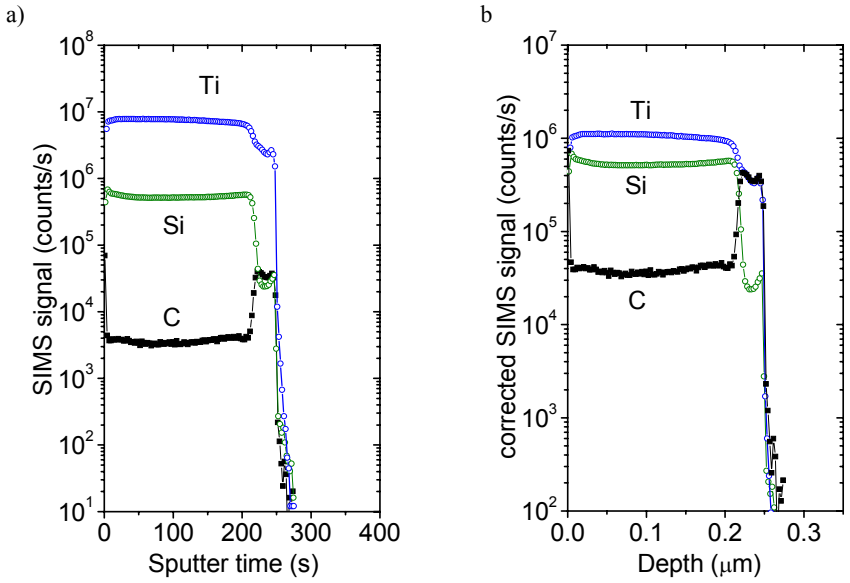
Rys. 44. a) Profile głębokościowe w wielowarstwie Si-Ni osadzonej na SiC, b) liniowa reprezentacja sygnałów pochodzących od Si i Ni

Z wykresu sporządzonego w skali liniowej wynika, że w pewnych obszarach odpowiedniość sygnałów Ni oraz Si jest zachowana – linie Ni i Si przecinają się na poziomie 50% dając całkowitą zawartość 100% (rys. 44b). Jednakże na głębokości ok. 0,08 μm ta relacja wykazuje odstępstwo – zmniejszenie intensywności Si może być spowodowane częściowym utlenieniem krzemu bądź reakcją Si-Ni prowadzącą do utworzenia krzemku.

Przykład 2. Warstwa trójskładnikowa typu MAX

Ti, Ni i C osadzano jednocześnie z trzech targetów w celu uzyskania pożądanej stechiometrii odpowiadającej związkowi Ti_3SiC_2. W tym celu stosunki mocy poszczególnych źródeł zostały tak dobrane, aby skład chemiczny otrzymanej war-

stwy odpowiadał składowi docelowemu. Wielkości te określono poprzez obliczenie liczb atomów osadzanych z odnośnego targetu na jednostkę powierzchni w jednostce czasu, do których wykorzystano pomiar szybkości osadzania pojedynczej warstwy oraz gęstości Ti, Si i C. Rysunek 45a przedstawia wydajności jonów wtórnych poszczególnych składników w kompleksie z atomem cezu. Widoczna jest warstwa na międzypowierzchni wzbogacona w węgiel. Pomimo zastosowania klastrów cezowych wiadomo, że relacje między intensywnościami pierwiastków nie odpowiadają ich rzeczywistym stosunkom stechiometrycznym ze względu na różny współczynnik jonizacji. W celu skorygowania tych różnic dokonano normalizacji poszczególnych sygnałów używając stabelaryzowanych wartości względnych współczynników czułości RSF (Relative Sensitivity Factor). Na rys. 45b przedstawiono skorygowane profile, w których stosunki zliczeń winny odpowiadać stosunkom zawartości.



Rys. 45. a) Profile głębokościowe w wielowarstwie Ti-Si-C, b) analogiczne profile ze skorygowanymi intensywnościami

Średni stosunek sygnałów Ti/Si wynosi tu ok. 2, podczas gdy w Ti_3SiC_2 winien być on równy 3. Z całą pewnością koncentracja C jest znacznie niższa od zamierzonej. Ostateczna weryfikacja poprawności zaprezentowanej procedury będzie możliwa po uzyskaniu odpowiednich warstw typu MAX ze znanym składem, wyznaczonym alternatywnymi technikami.

3. Współpraca międzynarodowa

W ramach 6. Programu Ramowego Zakład uczestniczył w realizacji projektu europejskiego HYPHEN, ściśle współpracując z ośrodkami europejskimi stano-

wiącymi konsorcja tego projektu: Picogiga International (PICO), Francja; Universita di Padova (DEI), Włochy; Alcatel Thales III-V Lab (III-V LAB), Francja; Research Institute for Technical Physics and Material Science (MFA), Węgry; Norstel AB (NOR), Szwecja; Centre National de la Recherche Scientifique (IEMN), Francja; United Monolithic Semiconductor s GmbH (UMS), Niemcy.

Od 2008 r. jest realizowany Projekt Europejski MORGaN (NMP3-LA-2008-214610), w ramach którego Zakład współpracuje z następującymi instytucjami: Alcatel Thales (ATL), Francja; Impact Coatings AB (IC), Szwecja; Aixtron AG (AIX), Niemcy; Czech Technical University in Prague (CTU), Czechy; Element Six Ltd. (E6), Wielka Brytania; Ecole Polytechnique Federale de Lausanne (EPFL), Szwajcaria; Fcubic AB (FCUB), Szwecja; Foundation for Research and Technology – Hellas (FORTH), Greece; Gwent Electronic Materials Ltd (GEM), Wielka Brytania; University of Glasgow (GLG), Wielka Brytania; Institute of Electrical Engineering, Slovak Academy of Sciences (IEE), Słowacja; Centre National de la Recherche Scientifique (IEMN), Francja ; IVF Industrial Research and Development Corporation (IVF), Szwecja; Université Joseph Fourier Grenoble I (UJF), Francja, Research Institute for Technical Physics and Materials Science (MFA), Węgry; MicroGaN GmbH (MG), Niemcy; SIFAM Fibre Optics (SFO), Wielka Brytania; Slovak University of Technology in Bratislava (STU), Słowacja; Universität Ulm (TUU), Niemcy; Technische Universität Wien (TUW), Austria; University of Bath (UoB), Wielka Brytania; Vivid Components Ltd (VIV), Wielka Brytania.

Publikacje'2009

[P1] BĄK-MISIUK, MISIUK A., ROMANOWSKI P., BARCZ A., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E., DOMAGAŁA J., CALIEBE W.: Effect of Processing on Microstructure of Si:Mn. *Mater. Sci. a. Eng.* B 2009 vol. 159-160 s. 99–102.

[P2] BORYSIEWICZ M.: Trójwymiarowa wizualizacja naprężeń w podłożach hybrydowych i strukturach cienkowarstwowych. *Elektronika* 2009 vol. L nr 10 s. 32–35.

[P3] BORYSIEWICZ M.: DI FORTE-POISSON M.-A., EKIELSKI M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E., WOJCIECHOWSKI T.: Fabrication of Thin Film Ti-S-C for Reliable Metallization to Power AlInN/GaN HEMTs. MRS Fall Meet. Proc. Boston, USA, 30.11–4.12.2009 (złoż. do red.).

[P4] EKIELSKI M., KRUSZKA R., KORWIN-MIKKE K., BORYSIEWICZ M., WZOREK M.: Trawienie plazmowe cienkich warstw Ti_3SiC_2. *Elektronika* 2009 vol. L nr 10 s. 38–40.

[P5] GOŁASZEWSKA-MALEC K., KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., KRUSZKA R., EKIELSKI M., PIOTROWSKA A., STRUK P., PUSTELNY T., WOJCIECHOWSKI T.: Warstwy ZnO jako falowody planarne w układach optyki zintegrowanej. Mat. Konf. VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'09. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009, CD, s. 136–140.

[P6] GOŁASZEWSKA-MALEC K., KAMIŃSKA E., PUSTELNY T., STRUK P., PIOTROWSKI T., PIOTROWSKA A., EKIELSKI M., KRUSZKA R., WZOREK M., BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., GUT K.: Planar Optical Waveguides for Application in Optoelectronic Gas Sensors. *Acta Phys. Pol.* A 2009 vol. 114 s. A-221-228.

[P7] GUZIEWICZ E., KOWALIK A., GODLEWSKI M., KOPALKO K., OSINNIY W., WÓJCIK A., YATSUNENKO S., ŁUSAKOWSKA E., PASZKOWICZ W., GUZIEWICZ M.: Extremely Low Temperature Growth of ZnO by Atomic Layer Deposition. *J. Appl. Phys*. 2008 nr 103 s. 033515-1-6.

[P8] GUZIEWICZ M., KISIEL R., GOŁASZEWSKA-MALEC K., WZOREK M., STONERT A., PIOTROWSKA A., SZMIDT J.: Characteristics of Gold Wire Bonds with Ti- and Ni-Based Contact Metallization to n-SiC for High Temperature Applications. Proc. of the 13 Int. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials ICSCRM 2009. Norymberga, Niemcy, 11–16.10.2009 (złoż. do red.).

[P9] KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., PIOTROWSKA A., VOLNIANSKA O., BOGUSŁAWSKI P., DYNOWSKA E., BARCZ A., PRZEŹDZIECKA E.: A Study of Dual Acceptor Behaviour in p-ZnO: Ag-N and Sb-N. MRS Fall Meet. Proc., Boston, USA, 30.11–4.12.2009 (złoż. do red.).

[P10] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I., BORYSIEWICZ M., EKIELSKI M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., RZODKIEWICZ W., WOJCIECHOWSKI T., DYNOWSKA E., STRUK P., PUSTELNY T.: Fabrication, Processing and Characterization of Thin Film ZnO for Integrated Optical Gas Sensors. MRS Fall Meet. Proc., Boston, USA, 30.11–4.12.2009 (złoż. do red.).

[P11] KISIEL R., GUZIEWICZ M.: Właściwości elektryczne i mechaniczne metalizacji kontaktowych Ni i Ti oraz wytworzonych na nich połączeń drutowych do n-SiC. *Elektronika* 2009 vol. L nr 6 s. 26–31.

[P12] KISIEL R., GUZIEWICZ M.: Współpraca kontaktów omowych Ti i Ni do SiC z różnymi typami metalizacji do pracy w wysokich temperaturach. Mat. Konf. VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'09. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009, CD, s. 137–145.

[P13] KISIEL R., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KWIETNIEWSKI N., PASZKOWICZ W., PAGOWSKA K., RATAJCZAK R., STONERT A.: Stability of Gold Bonding and Ti/Au Ohmic Contact Metallization to n-SiC in High Power Devices. ISEE 2009 Proc., 32nd Int. Spring Sem. on Electronics Technology, Brno, Czechy, 13–17.05.2009 (złoż. do red.).

[P14] KISIEL R., GUZIEWICZ M.: PIOTROWSKA A., SZMIDT J.: Ti and Ni Based Ohmic Contacts for Al and Au Wire Bonds in High Power SiC Devices. Proc. of 33th Int. Conf. a. Exhib. IMAPS - Poland 2009. Gliwice-Pszczyna, 21–24.09.2009, s. 179–182.

[P15] KRAJEWSKI T., GUZIEWICZ E., GODLEWSKI M., WACHNICKI L., KOWALIK I. A., WOJCIK-GLODOWSKA A., LUKASIEWICZ M., KOPALKO K., OSINNIY V., GUZIEWICZ M.: The Influence of Growth Temperature and Precursors Doses on Electrical Parameters of ZnO Thin Films Grown by Atomic Layer Deposition Technique. *Microelectron. J*. 2009 vol. 40 s. 293–295.

[P16] KRUSZKA R., EKIELSKI M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KORWIN-MIKKE K., SIDOR Z., WZOREK M., PIERŚCIŃSKA D., SARZAŁA R. P., CZYSZANOWSKI T., PIOTROWSKA A.: GaAs/AlGaAs Photonic Crystals for VCSEL-Type Semiconductors Lasers. *Opto-Electron. Rev.* (złoż. do red.).

[P17] KRUSZKA R., EKIELSKI M., KORWIN-MIKKE K., SIDOR Z., WZOREK M., PIOTROWSKA A., SARZAŁA R.P., CZYSZANOWSKI T., NAKWASKI W.: Kryształy fotoniczne GaAs/AlGaAs dla laserów półprzewodnikowych typu VCSEL. Mat. Konf. VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'09. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009, CD, s. 485–490.

[P18] KUCHUK A., GUZIEWICZ M., RATAJCZAK R., WZOREK M., KLADKO V. P., PIOTROWSKA A.: Reliability Tests of Au-Metallized Ni-Based Ohmic Contacts to 4H-n-SiC with and without Nano-composite Diffussion Barriers. Proc. of the 13 Int. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials ICSCRM 2009. Norymberga, Niemcy, 11–16.10.2009 (złoż. do red.).

[P19] KWIETNIEWSKI N., GOŁASZEWSKA K., PIOTROWSKI T. T., RZODKIEWICZ W, GUTT T., SOCHACKI M., SZMIDT J., PIOTROWSKA A.: Oxidation Process of SiC by RTP Technique. *Mater. Sci. Forum* 2009 nr 615-617 s. 529–532.

[P20] MISIUK A., BARCZ A., BĄK-MISIUK J., ROMANOWSKI P., CHOW L., CHOI E.: Stress-Mediated Redistribution of Mn in Annealed Si:Mn. *Mater. Sci. a. Eng.* B 2009 vol. 159-160 s. 361–364.

[P21] MISIUK A., BARCZ A., PRUJSZCZYK M., ROMANOWSKI P., BĄK-MISIUK J.: Solid Phase Epitaxial Re-Growth of Amorphous Layer in Self-Implanted Silicon Annealed under Enhanced Hydrostatic Pressure. Proc. of the MicroTherm 2009, VIII Int. Conf. on Microtechnology and Thermal Problems in Electronics, Łódź, 28.06–1.07.2009, s. 129–135.

[P22] MISIUK A., ULYASHIN A. G., BARCZ A., BĄK-MISIUK J., ROMANOWSKI P., PRUJSZCZYK M.: Buried Spongy-Like Layers Silicon Implanted with He^+, Annealed and Treated on D^+ Plasma. *phys. stat. sol.* (c) 2009 vol. 6 nr 7 s. 1551–1556

[P23] MISIUK A., ULYASHIN A. G., BARCZ A., ROMANOWSKI P., BĄK-MISIUK J.: Deuterium Accumulation within Nanostructured Layers in Si:He upon Plasma Treatment. *phys. stat. sol*. (a) 2009 vol. 6 nr 12 s. 2789–2791.

[P24] MISIUK A., WIERZCHOWSKI W. K., SURMA B., WNUK A., BĄK-MISIUK J., K. WIETESKA, BARCZ A., ANDRIANAKIS A., LONDOS C. A., YANG D., PRUJSZCZYK M., GRAEFF W.: Defects in Czochralski Grown Si-Ge Annealed under High Hydrostatic Pressure. *Radiat. Phys. a. Chem*. 2009 vol. 78 s. 564–566.

[P25] STRUK P., PUSTELNY T., GUT K., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KAMIŃSKA E., EKIELSKI M., PASTERNAK I., ŁUSAKOWSKA E., PIOTROWSKA A.: Planar Optical Waveguides Based on Thin ZnO Layers. *Acta Phys. Pol.* A 2009 vol. 116 nr 3 s. 414–418.

[P26] SZCZEPAŃSKI Z., KISIEL R., GUZIEWICZ M.: Flip Chip Process Realization for SiC Structures. Proc. of 33th Int. Conf. a. Exhib. IMAPS - Poland 2009, Gliwice-Pszczyna, 21–24.09.2009, s. 339–342.

[P27] SZMIDT J., SOCHACKI M., PIOTROWSKA A., GUZIEWICZ M., KOWALCZYK P., KWIETNIEWSKI N., PAZIO K., TAUBE A., WAŚKIEWICZ M.: Przyrządy unipolarne i struktury tranzystorowe na potrzeby elektroniki wysokotemperaturowej. Mat. Konf. VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'09. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009, CD, s. 173–174.

[P28] TAUBE A., SOCHACKI M., SZMIDT J.: Modelowanie i symulacje charakterystyk elektrycznych tranzystora RESURF LJFET w 4H-SiC. Mat. specjalnej sesji konferencji poświęconej Projektowi Badawczemu Zamawianemu PBZ-MEiN-6/2/2009 "Nowe technologie na bazie węglika krzemu i ich zastosowania w elektronice wielkich częstotliwości, dużych mocy i wysokich temperatur". VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'2009. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009, s. 239–240.

[P29] TAUBE A., SOCHACKI M., SZMIDT J.: Optymalizacja konstrukcji i modelowanie tranzystora RESURF LJFET w 4H-SiC. *Elektronika* 2009 vol. L nr 6 s. 20–25.

[P30] VOLNIANSKA O., BOGUSŁAWSKI P., KACZKOWSKI J., JAKUBAS P., JEZIERSKI A., KAMIŃSKA E.: Theory of Doping Properties of Ag Acceptors in ZnO. *Phys. Rev.* B 2009 vol. 80 s. 245212-1-8.

[P31] ZIELONY E., PŁACZEK-POPKO E., GUMIENNY Z., TRZMIEL J., KARCZEWSKI G., GUZIEWICZ M.: Hole Traps in ZnTe with CdTe Quantum Dots. *Acta Phys. Pol.* A 2009 vol. 116 nr 5 s. 885–887.

Konferencje'2009

[K1] ADAMUS Z., CIEPLAK M. Z., ABAL'OSHEV O., KOŃCZYKOWSKI M., CHENG X. M., ZHU L. Y., CHIEN C. L.: The Influence of Magnetic Domain Pattern on the Magnetic Pinning in the S/FM Bilayers. Frontiers in Modern Physics and Its Applications. Kraków, 28–29.05.2009 (ref.).

[K2] BORYSIEWICZ M.: Trójwymiarowa wizualizacja naprężeń w podłożach hybrydowych i strukturach cienkowarstwowych. VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'2009. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009 (plakat).

[K3] BORYSIEWICZ M., DI FORTE-POISSON M.-A., EKIELSKI M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E., WOJCIECHOWSKI T.: Ti-SiC Thin Films as Schottky Barriers for III-N

HEMT Applications. XXXVIII Int. School a. Conf. on the Physics of Semiconductor. Jaszowiec-Krynica, 19–26.06.2009 (plakat).

[K4] BORYSIEWICZ M., DI FORTE-POISSON M.-A., EKIELSKI M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E., WOJCIECHOWSKI T.: Fabrication of Thin Film Ti-Si-C for Reliable Metallization to Power AlInN/GaN HEMTs. MRS Fall Meet., Boston, USA, 30.11–4.12.2009 (plakat).

[K5] BORYSIEWICZ M., PECZ B., TOTH A.L., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E.: Formation of a Ti_2AlN Layer on GaN for Contact Applications. MC 2009 Microscopy Conf. Graz, Austria, 30.08–4.09.2009 (plakat).

[K6] EKIELSKI M., KRUSZKA R., KORWIN-MIKKE K., BORYSIEWICZ M., WZOREK M.: Trawienie plazmowe cienkich warstw Ti_3SiC_2. VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'2009. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009 (ref.).

[K7] FIREK P., KWIETNIEWSKI N., RZODKIEWICZ W., SOCHACKI M., SZMIDT J.: Electronic Properties of $BaTiO_3$/4H-SiC Interface. VIII Int. Conf. on Microtechnology and Thermal Problems in Electronics Microtherm 2009. Łódź, 28.06–1.07.2009 (ref.).

[K8] FIREK P., TAUBE A., WIELGOSZEWSKI G., SZMIDT J., GOTSZALK T.: Influence of Annealing on Properties of Barium Titanate Thin Films. VIII Int. Conf. on Microtechnology and Thermal Problems in Electronics Microtherm 2009. Łódź, 28.06–1.07.2009 (plakat).

[K9] GOŁASZEWSKA-MALEC K., KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., KRUSZKA R., EKIELSKI M., PIOTROWSKA A., STRUK P., PUSTELNY T., WOJCIECHOWSKI T.: Warstwy ZnO jako falowody planarne w układach optyki zintegrowanej. VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'2009. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009 (ref.).

[K10] GOŁASZEWSKA-MALEC K., KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., KRUSZKA R., PIOTROWSKA A., PIOTROWSKI T. T., PUSTELNY T., STRUK P., GUT K., ŁUSAKOWSKA E., Wojciechowski T.: Wpływ procesu obróbki termicznej na własności falowodowe warstw ZnO. III Kraj. Konf. Nanotechnologii NANO 2009. Warszawa, 22–26.06.2009 (plakat).

[K11] GUZIEWICZ M., KAŹMIERCZAK P., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., KWIETNIEWSKI N., DIDUSZKO R., RATAJCZAK R., STONERT A.: Fabrication of Thermally Stable Ir and IrO_2 Schottky Contacts on n-SiC. VI Int. Sci. Sem. Silicon Carbide and Related Materials. Velikiy Novgorod, Rosja, 27–29.05.2009 (plakat).

[K12] GUZIEWICZ M., KISIEL R., GOŁASZEWSKA-MALEC K., WZOREK M., STONERT A., PIOTROWSKA A., SZMIDT J.: Characteristics of Gold Wire Bonds with Ti- and Ni-Based Contact Metallization to n-SiC for High Temperature Applications. 13th Int. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials ICSCRM 2009. Norymberga, Niemcy, 11–16.10.2009 (plakat).

[K13] GUZIEWICZ M., WACHNICKI L., KRAJEWSKI T., GODLEWSKI M., PASZKOWICZ W., DOMAGAŁA J., GUZIEWICZ E., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., GOŁASZEWSKA-MALEC K., EKIELSKI M., PASTERNAK I., SIDOR Z., TULIK P., STONERT A.: Influence of Gamma Radiation on Electrical and Optical Properties of Thin ZnO Films. 13th Int. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials ICSCRM 2009. Norymberga, Niemcy, 11–16.10.2009 (plakat).

[K14] KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., PIOTROWSKA A., DYNOWSKA E., BARCZ A., PRZEŹDZIECKA E., WOJCIECHOWSKI T., ŁUSAKOWSKA E., KOSSUT J.: Enhancement of p-Type Conduction in ZnO by Dual Acceptor Doping. XXXVIII Int. School a. Conf. on the Physics of Semiconductor. Jaszowiec-Krynica, 19–26.06.2009 (plakat).

[K15] KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., PIOTROWSKA A., VOLNIANSKA O., BOGUSŁAWSKI P., DYNOWSKA E., BARCZ A., PRZEŹDZIECKA E.: A Study of Dual Acceptor Behaviour in p-ZnO: Ag-N and Sb-N. MRS Fall Meet., Boston, USA, 30.11–4.12.2009 (plakat).

[K16] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I., BORYSIEWICZ M., EKIELSKI M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., RZODKIEWICZ W., WOJCIECHOWSKI T., DYNOWSKA E., STRUK P., PUSTELNY T.: Fabrication, Processing and Characterization of Thin Film ZnO for Integrated Optical Gas Sensors. MRS Fall Meet., Boston, USA, 30.11–4.12.2009 (plakat).

[K17] KISIEL R., GUZIEWICZ M.: Współpraca kontaktów omowych Ti i Ni do SiC z różnymi typami metalizacji do pracy w wysokich temperaturach. VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'2009. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009 (kom.).

[K18] KISIEL R., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KWIETNIEWSKI N., PASZKOWICZ W., PAGOWSKA K., RATAJCZAK R., STONERT A.: Stability of Gold Bonding and Ti/Au Ohmic Contact Metallization to n-SiC High Power Devices. 32nd Int. Spring Sem. on Electronics Technology 2009. Brno, Czechy, 13–17.05.2009 (plakat

[K19] KISIEL R., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., SZMIDT J.: Ti and Ni Based Ohmic Contacts for Al and Au Wire Bonds in High Power SiC Devices. 33th Int. Conf. a. Exhib. IMAPS - Poland 2009. Gliwice-Pszczyna, 21–24.09.2009 (plakat).

[K20] KISIEL R., SZMIDT J., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A.: Stability of Al and Au Wire Bonds to Ti- and Ni-Based Ohmic Contacts for High Power SiC DEVICES. 16th Int. Conf. "Mixed Design of Integrated Circuits and Systems" MIXDES 2009. Łódź, 25–27.06.2009 (ref.).

[K21] KRUSZKA R., EKIELSKI M., KORWIN-MIKKE K., SIDOR Z., WZOREK M., SARZAŁA R. P., CZYSZANOWSKI T., NAKWASKI W., PIOTROWSKA A.: Kryształy fotoniczne GaAs/AlGaAs dla laserów półprzewodnikowych typu VCSEL. VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'2009. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009 (plakat).

[K22] KRUSZKA R., SIDOR Z., EKIELSKI M., KORWIN-MIKKE K., GOŁASZEWSKA-MALEC K., PASTERNAK I., WZOREK M., PIERŚCIŃSKI K., MUSZALSKI J., JASIK A., SARZAŁA R. P., CZYSZANOWSKI T., DEMS M., PIOTROWSKA A.: Projektowanie, wytwarzanie i charakterystyka kryształów fotonicznych dla laserów VCSEL. III Kraj. Konf. Nanotechnologii NANO 2009. Warszawa, 22–26.06.2009 (plakat).

[K23] KUCHUK A., GUZIEWICZ M., RATAJCZAK R., WZOREK M., KLADKO V. P., PIOTROWSKA A.: Reliability Tests of Au-Metallized Ni-Based Ohmic Contacts to 4H n-SiC with and without Nanocomposite Diffusion Barriers. 13th Int. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials ICSCRM 2009. Norymberga, Niemcy, 11–16.10.2009 (plakat).

[K24] KUCHUK A., KOLOMYS O. F., PIOTROWSKI T. T., WZOREK M., GUZIEWICZ M., KLADKO V. P., PIOTROWSKA A.: Comparative Study of Ni and Ni2Si Ohmic Contacts to 4H-n-SiC. Velikiy Novgorod, Rosja, 27–29.05.2009 (kom.).

[K25] MISIUK A., ULYASHIN A. G., BARCZ A., BĄK-MISIUK J., PRUJSZCZYK M.: Deuterium Accumulation within Nano-Structured Layers in Si:He upon Plasma Treatment. 15th Int. on Insulating Materials Conf. SIMC XV. Wilno, Litwa, 15–19.06.2009 (ref.).

[K26] MISIUK A., ULYASHIN A. G., BARCZ A., FORMANEK P., BĄK-MISIUK J.: Accumulation of Hydrogen within Implantation-Damaged Areas in Processed Si:N and Si:O. Gettering and Defect Engineering in Semiconductor Technology, GADEST 2009. Berlin, Niemcy, 26.09–02.10.2009 (ref.).

[K27] POCHRYBNIAK C., MILCZAREK J., PYTEL K., PIOTROWSKI T., BARCZ A., KRASZEWSKI P., KOZŁOWSKI R., KANSY J.: Neutronowe domieszkowanie krzemu wykorzystywanego w ogniwach fotowoltaicznych. I Kraj. Konf. Fotowoltaiki. Krynica-Zdrój, 9–11.10.2009 (ref.).

[K28] POCHRYBNIAK C., PIOTROWSKI T., MILCZAREK J., BARCZ A., KRASZEWSKI P., JUNG W., KANSY J.: Charakteryzacja defektów radiacyjnych w krzemie multi i monokrystalicznym domieszkowanym metodą transmutacji jądrowej. VI Ogólnopol. Konf. "Rozpraszanie neutronów i metody komplementarne w badaniach faz skondensowanych". Chlewiska, 14–18.06.2009 (ref.).

[K29] SŁYSZ W., GUZIEWICZ M., BAR J., WĘGRZECKI M., GRABIEC P., GRODECKI R., WĘGRZECKA I., ZWILLER V., DORENBOS S., MILOSTNAYA I., VORONOV B., GOLTSMAN G., KITAYGORSKY J., SOBOLEWSKI R.: Superconducting NbN Nanostructures with a Dielectric Resonant Microcavity and Metallic Mirror for Single-Photon Optical. SPIE Europe Optics and Optoelectronics 2009. Praga, Czechy, 20–24.04.2009 (plakat).

[K30] STRUK P., PUSTELNY T., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KAMIŃSKA E.: Planar Optical Waveguides and Bragg Planar Waveguide for Application in Optoelectronic Gas Sensors. 3rd Conf. "Integrated Optics – Sensors, Sensing Structures and Methods". Korbielów, 23–26.02.2009 (ref.).

[K31] SZCZEPAŃSKI Z., KISIEL R., GUZIEWICZ M.: Flip Chip Process Realization for SiC Structures. 33th Int. Conf. a. Exhib. IMAPS - Poland 2009, Gliwice-Pszczyna, 21–24.09.2009 (plakat).

[K32] SZMIDT J., SOCHACKI M., PIOTROWSKA A., GUZIEWICZ M., KOWALCZYK P., KWIETNIEWSKI N., PAZIO K., TAUBE A., WAŚKIEWICZ M.: Przyrządy unipolarne i struktury tranzystorowe na potrzeby elektroniki wysokotemperaturowej. VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'2009. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009 (ref.).

[K33] TAUBE A., FIREK P., KOŚCIEWICZ K, WIELGOSZEWSKI G., SZMIDT J., GOTSZALK T.: Wpływ wygrzewania na parametry cienkich warstw tytanianu baru. III Kraj. Konf. Nanotechnologii NANO 2009. Warszawa, 22–26.06.2009 (plakat).

[K34] TAUBE A., SOCHACKI M., SZMIDT J.: Modelowanie i symulacje charakterystyk elektrycznych tranzystora RESURF LJFET w 4H-SiC. VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'2009. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009 (plakat).

[K35] TAUBE A., SOCHACKI M., SZMIDT J.: Optymalizacja konstrukcji i modelowanie tranzystora RESURF LJFET w 4H-SiC. VIII Kraj. Konf. Elektroniki KKE'2009. Darłówko Wschodnie, 7–10.06.2009 (ref.).