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: doc. dr hab. Adam Barcz, e-mail: barcz@ite.waw.pl,
mgr Michał Borysiewicz, e-mail: mbory@ite.waw.pl,
mgr Krystyna Gołaszewska, e-mail: krystyg@ite.waw.pl,
mgr inż. Marek Ekielski, e-mail: ekielski@ite.waw.pl,
dr inż. Marek Guziewicz, e-mail: margu@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,
mgr inż. Norbert Kwietniewski, e-mail: nkwietni@interia.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

1. Wprowadzenie

W 2008 r. Zakład Mikro- i Nanotechnologii Półprzewodników Szerokoprzerwowych realizował następujące projekty badawcze:

- "Wielofunkcyjne struktury cienkowarstwowe oparte o tlenki i azotki metali". Etap I (projekt 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" NANOBIOM (projekt nr POIG. 01.01.02-00-008/08-00);
- "Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych" InTechFun (projekt nr POIG.01.03.01-00159/08-00).

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

Zasadniczym kierunkiem badawczym podejmowanym w ramach projektu jest opracowanie nowych rozwiązań technologicznych i konstrukcyjnych, a w oparciu o nie – nowych przyrządów i podzespołów z półprzewodników szerokoprzerwowych: ZnO, azotków grupy III i SiC.

Program badawczy związany z tym projektem obejmuje trzy zasadnicze grupy tematyczne: technologia wytwarzania cienkich warstw półprzewodnikowych, dielektrycznych i metalicznych technikami magnetronowego reaktywnego rozpylania katodowego oraz technikami wygrzewania w atmosferze reaktywnej; strukturyzacja materiałów i cienkowarstwowych struktur półprzewodnikowych, metalicznych i dielektrycznych technikami fotolitografii (w tym DUV) i trawienia suchego (w tym ICP); wytwarzanie struktur złączowych metal/półprzewodnik o zadanych, specyficznych własnościach elektrycznych i optycznych (kontakty omowe, bariery Schottky'ego, przezroczyste kontakty) oraz złączy półprzewodnik/dielektryk o zadanych, specyficznych własnościach elektrycznych (dielektryk podbramkowy, pasywacja powierzchni) odpornych na działanie wysokich temperatur.

Harmonogram prac obecnego, pierwszego etapu projektu obejmował siedem zadań:

- uruchomienie urządzenia do wytwarzania cienkich warstw techniką PVD-MS: demonstracja i wykorzystanie nowych modów pracy;
- wielofunkcyjne struktury cienkowarstwowe na bazie ZnO;
- kształtowanie submikrometrowych wzorów dyfrakcyjnych w materiałach tlenkowych techniką litografii DUV;
- wytwarzanie bramki typu T dla tranzystorów polowych na bazie SiC i GaN;
- wytwarzanie i charakteryzacja cienkich warstw dielektrycznych dla tranzystorów polowych na bazie SiC i GaN;
- wytwarzanie i charakteryzacja cienkich warstw metalicznych z roztworów stałych krzemoazotków i krzemowęglików metali przejściowych;
- optymalizacja techniki SIMS pod kątem zwiększenia rozdzielczości wgłębnej struktur warstwowych.

2.1. Wielofunkcyjne struktury cienkowarstwowe na bazie ZnO

Badania dotyczyły trzech zagadnień:

- doskonalenia procesu wytwarzania cienkich warstw ZnO,
- domieszkowania ZnO na typ p pierwiastkami grupy IB,
- inżynierii przerwy energetycznej ZnO.

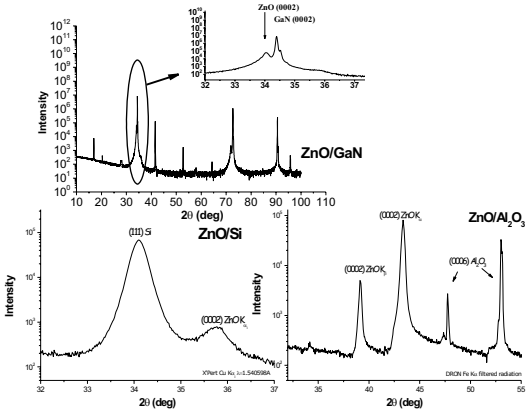
Celem doskonalenia procesu wytwarzania cienkich warstw ZnO było uzyskanie niedomieszkowanego tlenku cynku o właściwościach strukturalnych, morfologicznych, mechanicznych, optycznych i elektrycznych zbliżonych do objętościowego ZnO. Badania miały na celu ocenę możliwości kontrolowanej modyfikacji cech morfologicznych i przewodnictwa ZnO pod kątem zastosowań sensorowych.

Warstwy ZnO wytwarzano metodą magnetronowego rozpylania katodowego i obróbki termicznej. Porównano właściwości cienkich warstw ZnO osadzanych w procesie stało- i zmiennoprądowego rozpylania reaktywnego w atmosferze $Ar+O_2$, przy użyciu targetu metalicznego Zn i ceramicznego ZnO. Zbadano wpływ podstawowych parametrów procesu rozpylania, tj. ciśnienia całkowitego gazów ($2 \div 8 \cdot 10^{-3}$ mbar), zawartości gazu reaktywnego ($30 \div 70\%$), mocy ($50 \div 100$ W). Procesy obróbki termicznej prowadzono w piecach RTP w przepływie N_2 lub O_2.

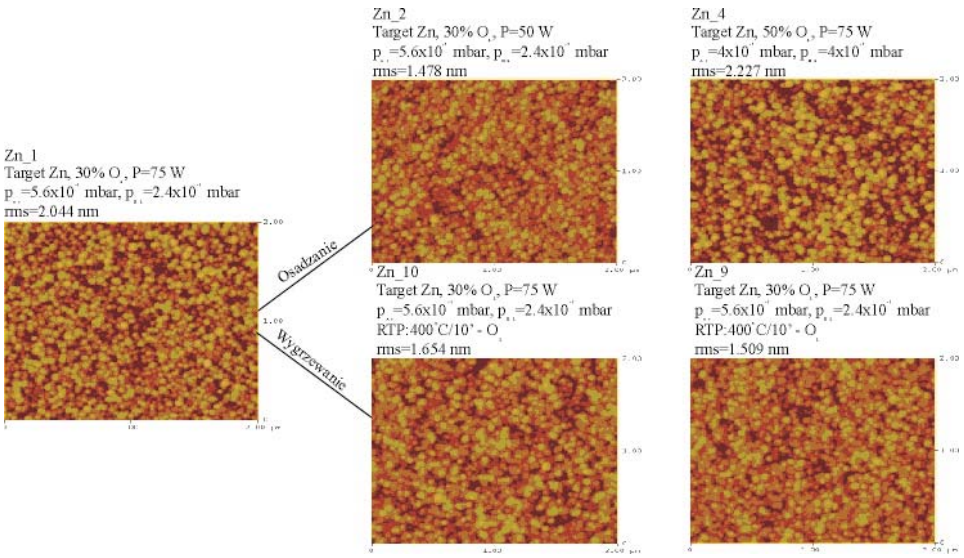
W badaniach strukturalnych i morfologicznych zastosowano wysokorozdzielczą dyfrakcję rentgenowską (HRXRD) oraz mikroskopię sił atomowych (AFM). Analizy składu i zanieczyszczeń resztkowych prowadzono metodą spektrometrii masowej jonów wtórnych (SIMS). Szczególną uwagę poświęcono problemowi generacji naprężeń w cienkich warstwach ZnO w procesie rozpylania katodowego i ich relaksacji w trakcie wygrzewania. Wielkość naprężeń określano w oparciu o zmianę promienia krzywizny podłoża po nałożeniu warstw ZnO. Równie ważne były badania właściwości optycznych warstw z zastosowaniem elipsometrii spektroskopowej VASE, fotoluminescencji i transmisji oraz pomiary przewodnictwa (efekt Halla). Uwzględniając specyfikę poszczególnych metod analitycznych, warstwy ZnO osadzano na następujących podłożach: szafir o orientacji (0001) – badania strukturalne, kwarc – transmisja optyczna, Si – elipsometria i pomiary naprężeń.

Wszystkie warstwy ZnO wytwarzane metodą rozpylania katodowego niezależnie od warunków procesu, materiału targetu i struktury krystalicznej podłoża charakteryzują się bardzo silną teksturą (0001). Na rys. 1 przedstawiono dyfraktogramy rentgenowskie warstw ZnO osadzonych na powierzchni GaN (0001) (najlepiej dopasowanej sieciowo), Si (111) oraz Al_2O_3 (0001).

Morfologia powierzchni warstw (rys. 2) świadczy o tym, że wzrost ZnO jest kolumnowy. Chropowatość zmienia się w granicach $rms = 0{,}8 \div 2{,}5$ nm w zależności od parametrów procesu. Stwierdzono, że większa moc, wyższa zawartość gazu reaktywnego oraz wyższe ciśnienie gazów w procesie osadzania powodują wzrost chropowatości warstw. Z porównania jakości powierzchni warstw osadzanych z targetu Zn oraz ZnO widać, że użycie materiału wyjściowego w postaci ZnO pozwala wytworzyć warstwy o niższej chropowatości (bardziej upakowane). Dalszą



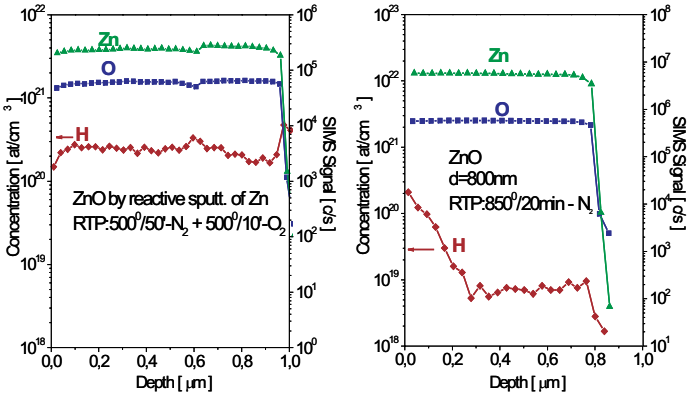
Rys. 1. Dyfraktogramy XRD warstw ZnO wytworzonych na podłożu GaN (0001), Si (111) oraz Al_2O_3



Rys. 2. Obrazy AFM powierzchni warstw ZnO osadzanych metodą rozpylania katodowego

poprawę morfologii powierzchni obserwuje się po wygrzewaniu w temperaturach $\geq 400^{o}C$.

Najpoważniejszym zanieczyszczeniem warstw ZnO osadzanych na drodze rozpylania katodowego jest wodór, który – jak wiadomo – wbudowuje się w międzywęźla sieci krystalicznej ZnO i jako taki ma właściwości płytkiej domieszki donorowej. Koncentracja wodoru w warstwach ZnO wynosi 10^{20} cm^{-3}. Obniżenie tego poziomu wymaga niesłychanie żmudnego kondycjonowania komory próżniowej przed procesem i specjalnej preparatyki powierzchni podłoża. Dopiero wygrzewanie w temperaturze powyżej $800^{o}C$ powoduje outdyfuzję wodoru, co pozwala na obniżenie jego zawartości poniżej 10^{19} cm^{-3} (rys. 3).



Rys. 3. Profile głębokościowe składu warstwy ZnO: a) po osadzeniu, b) po wygrzewaniu w 850°C

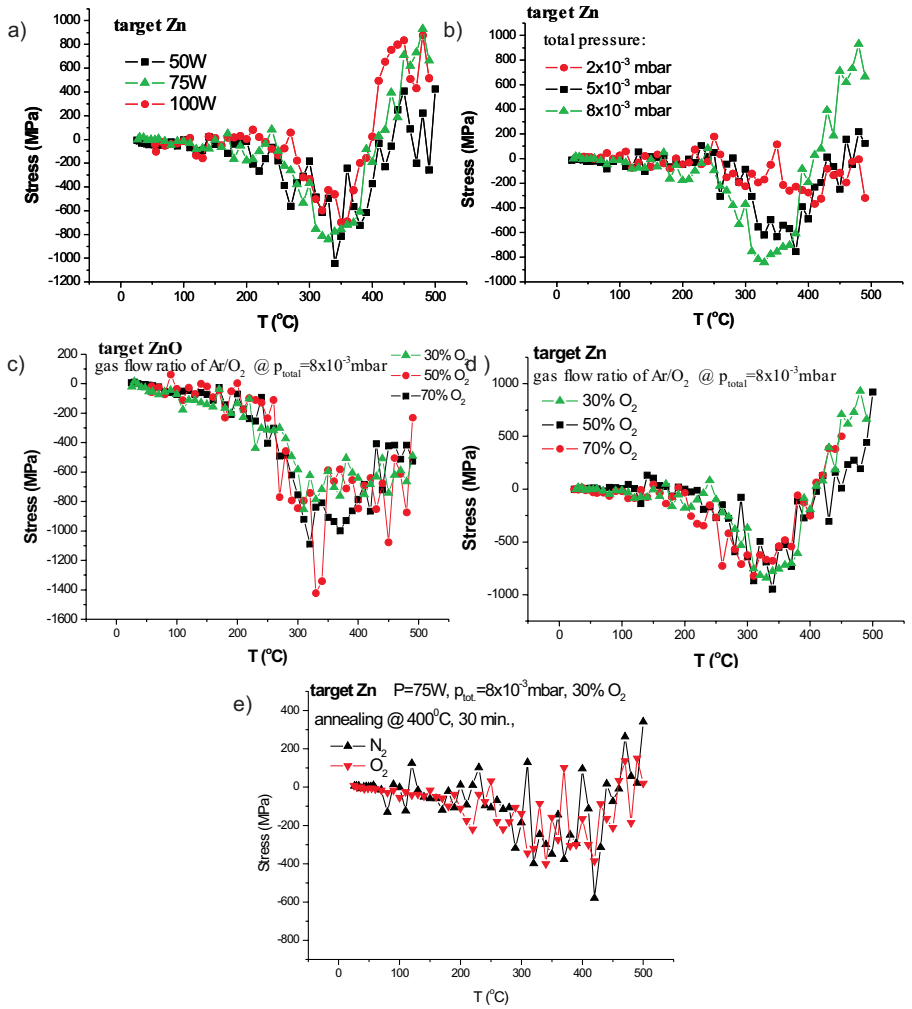
Jednym z bardziej krytycznych problemów w technologii cienkich warstw wytwarzanych metodą rozpylania katodowego jest obecność naprężeń powodujących powstawanie mikropęknięć bądź łuszczenie się warstw. Pomiary naprężeń wykonywano przy użyciu urządzenia TENCOR FLX 2320, którego zasada działania oparta jest o pomiar promienia krzywizny podłoża (tu duża płytka Si o regularnych kształtach) przed i po nałożeniu warstwy.

Uzyskane wyniki pomogły w bardzo istotny sposób zoptymalizować proces wytwarzania ZnO. Za najważniejsze należy uznać stwierdzenie, że warstwy ZnO osadzane metodą rozpylania są silnie naprężone oraz że obróbka termiczna w temperaturach z zakresu 400 ÷ 500°C pozwala w sposób znaczący je obniżyć. Na rys. 4a–d zestawiono wyniki pomiarów naprężeń w funkcji temperatury w zależności od parametrów procesu osadzania warstw ZnO, tj. rodzaju targetu, mocy, ciśnienia całkowitego i zawartości gazu reaktywnego. We wszystkich przypadkach stwierdzono gwałtowną zmianę naprężeń w temperaturach 300 ÷ 450°C. Po obróbce termicznej w 400°C w atmosferze N_2 lub O_2 (rys. 4e) naprężenia znikają.

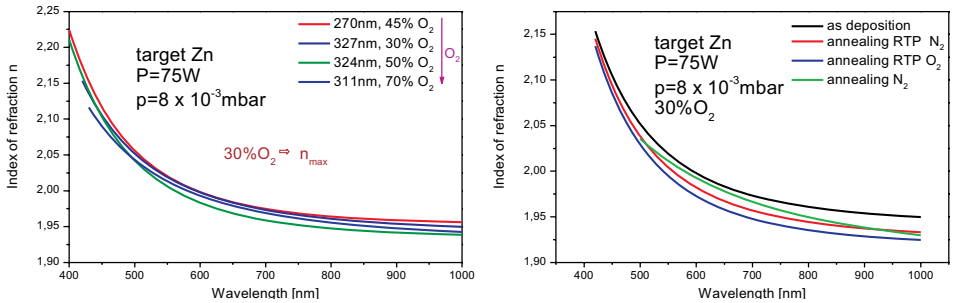
Na rys. 5 zestawiono wyniki pomiarów elipsometrycznych warstw ZnO świadczące o możliwości modyfikacji własności optycznych przez dobór parametrów procesu osadzania. Optyczna szerokość przerwy energetycznej ZnO, wyznaczona na podstawie pomiarów krawędzi absorpcji (rys. 6), wynosi 3,39 eV. Wszystkie warstwy ZnO wytwarzane na drodze reaktywnego rozpylania w atmosferze O_2 + Ar charakteryzowały się bardzo wysoką rezystywnością.

Spodziewamy się, że otrzymane dotychczas wyniki będą pomocne przy opracowywaniu procesów rozpylania katodowego w nowo zakupionym urządzeniu Gamma 1000 Surrey NanoSystems, umożliwiającym osadzanie warstw w warunkach wysokiej próżni na podłoże grzane. Umożliwi to dalszy postęp w optymalizacji własności cienkowarstwowego ZnO i tlenków innych metali.

Domieszkowanie ZnO na typ p pierwiastkami grupy IB (Ag, Cu, Au) stanowi kolejny etap badań ukierunkowanych na opracowanie technologii wytwarzania

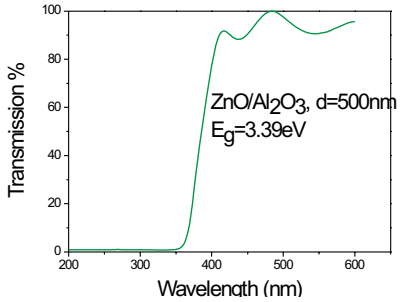


Rys. 4. Naprężenia w cienkich warstwach ZnO w funkcji temperatury. Zależności od: a) mocy, b) całkowitego ciśnienia, c) zawartości O_2 dla targetu ZnO, d) zawartości O_2 dla targetu Zn, e) spadku naprężeń w warstwach ZnO po wygrzewaniu w 400°C



Rys. 5. Spektralne zależności współczynnika załamania warstw ZnO od zawartości O_2 w procesie rozpylania katodowego oraz wygrzewania

stabilnego ZnO typu p o kontrolowanej koncentracji i ruchliwości nośników ładunku. Proces wytwarzania warstw ZnO:IB składał się z dwóch etapów. Wpierw na podłożu Al_2O_3 osadzano wielowarstwę ZnO/IB, a następnie przeprowadzano wygrzewanie mające na celu równomierne rozdyfundowanie pierwiastka IB w ZnO. Warstwy ZnO o grubości 400 ÷ 700 nm wytwarzano metodą reaktywnego magnetronowego rozpylania katodowego z ceramicznego targetu ZnO w atmosferze O_2/Ar. Warstwy pierwiastka IB nakładano z targetu metalicznego w atmosferze Ar. Procesy osadzania wielowarstw ZnO/IB były wykonywane na stanowisku wielotargetowym bez zapowietrzania komory próżniowej, przy czym grubość warstw IB dobierano tak, by uzyskać kilkuprocentową (% at.) zawartość pierwiastka IB w ZnO.



Rys. 6. Transmisja optyczna warstwy ZnO o grubości 500 nm

Badania właściwości transportowych warstw ZnO:Ag wykazały, że po wygrzewaniu w temperaturze 400 ÷ 500°C w przepływie N_2 warstwy wykazują przewodnictwo dziurowe z koncentracją $10^{16} \div 10^{19}$ $cm^2/V{\cdot}s$. W przeciwieństwie do tego warstwy ZnO:Cu były wysokooporowe. Warstwy domieszkowane Au wykazywały przewodnictwo typu n. W tab. 1 przedstawiono własności transportowe warstw ZnO domieszkowanych atomami grupy IB.

Tabela 1. Własności elektryczne warstw ZnO:Ag, ZnO:Cu oraz ZnO:Au

Warstwa	Wygrzewanie	Domieszka at%	ρ [Ω·cm]	Koncentr. [cm^{-3}]	μ [$cm^2/V{\cdot}s$	Typ
ZnO:Ag	400 ÷ 500°C N_2, O_2	0,5	63,9	$1{,}1{\cdot}10^{15}$	88,1	p
ZnO:Ag	400 ÷ 500°C N_2, O_2	1	0,24	$4{,}2{\cdot}10^{19}$	0,63	p
ZnO:Ag	> 600°C	0,5 ÷ 3	SI			
ZnO:Cu	400 ÷ 850°C N_2, O_2	0,5 ÷ 3	SI			
ZnO:Au	400 ÷ 850°C N_2, O_2	0,5 ÷ 3	$7{,}5{\cdot}10^{-4}$	$2{,}5{\cdot}10^{21}$	3,35	n

Otrzymane wyniki, dotyczące domieszkowania ZnO pierwiastkami grupy IB, są spójne z obliczeniami teoretycznymi, wykonanymi przez współpracujący z nami zespół teoretyków z Instytutu Fizyki PAN. W szczególności w przypadku domiesz-

kowania Ag i Cu obliczenia z pierwszych zasad wykazały, że Ag jest płytkim akceptorem w ZnO o energii jonizacji $E_{ion} = 0{,}2 \div 0{,}25$ eV. Cu jest akceptorem o energii jonizacji 0,35 eV, co sprawia, że w temperaturze pokojowej ZnO:Cu jest izolacyjny. Jeśli chodzi o Au, charakteryzujące się teoretycznie najwyższą energią jonizacji 0,45 eV, to nie jest obecnie wyjaśnione, dlaczego w eksperymencie obserwowano przewodnictwo elektronowe. Być może warunki aktywacji termicznej domieszki Au w ZnO nie zostały właściwie dobrane.

Na podstawie wyników badań nad wytwarzaniem warstw ZnO typu p z użyciem srebra jako domieszki akceptorowej przygotowano dwa wnioski patentowe, zgłoszone do Urzędu Patentowego RP pod numerami P 384127 oraz P 385139.

Prace nad inżynierią przerwy energetycznej ZnO dotyczą wyhodowania stopów (Cd,Zn)O, (Mg,Zn)O i (Be,Zn)O o mieszanej chemicznie podsieci kationowej oraz Zn(O,S), Zn(O,Se) i Zn(O,S) o mieszanej podsieci anionowej i zbadania ich struktury elektronowej, własności optycznych (przede wszystkim luminescencji) oraz transportowych. Pierwsze pozytywne wyniki tych prac stanowią podstawę do przygotowania wniosku patentowego.

2.2. Kształtowanie submikrometrowych wzorów dyfrakcyjnych w materiałach tlenkowych techniką litografii DUV

Elementami dyfrakcyjnymi, będącymi przedmiotem pracy, są paskowe siatki dyfrakcyjne, wykonane w przezroczystych, dielektrycznych tlenkach metali. Siatki te, stosowane jako sprzęgacze w technice światłowodowej, pozwalają na stosunkowo proste i efektywne wprowadzanie światła do światłowodu planarnego lub jego wyprowadzenie. Efektywność siatki dyfrakcyjnej jest zależna od jej geometrii, tzn. okresu siatki dyfrakcyjnej $\Lambda = d_1 + d_2$, stopnia wypełnienia siatki $\xi = d_1/(d_1 + d_2)$ oraz głębokości h i kształtu rowków, gdzie d_1 i d_2 oznaczają odpowiednio szerokość rowka i szerokość grzbietu siatki. Celem pracy było zoptymalizowanie metod wytwarzania siatek dyfrakcyjnych o module od 1,2 do 2,4 μm i stopniu wypełnienia 50%, ze szczególnym zaakcentowaniem procesu fotolitografii.

Badania prowadzono dla trzech warstw dielektrycznych: ZnO, TiO_2 i SnO_2, osadzanych reaktywnie w atmosferze O_2 + Ar z targetów metalicznych Zn, Ti i Sn na podłożach kwarcowych. Procesy fotolitografii prowadzone były w urządzeniu MJB3 z lampą Hg-Xe o mocy 500 W, emitującą promieniowanie ultrafioletowe o długości fali 250 nm (DUV). Konfiguracja ta pozwala na uzyskanie rozdzielczości na poziomie 300 nm. Trawienie wzorów było wykonywane metodą reaktywnego trawienia jonowego RIE w urządzeniu SECON Mark4. Do trawienia ZnO i SnO_2 została użyta plazma chlorowa BCl_3, a do TiO_2 – plazma freonowa. Charakteryzacja obejmowała obserwację wykonanych struktur za pomocą mikroskopu optycznego Olympus BX51 z kontrastem fazowym oraz skaningowego mikroskopu elektronowego Philips XL30 (w Zakładzie Badań Materiałów i Struktur Półprzewodnikowych).

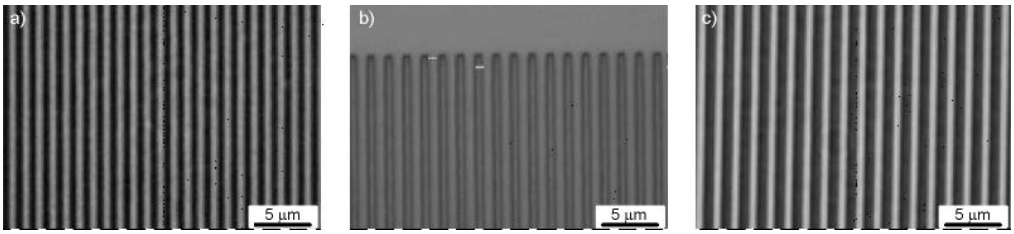
Pierwszym zagadnieniem podczas realizacji zadania był dobór emulsji fotolitograficznych i ustalenie warunków ich obróbki, odpowiednich do uzyskania wzorów dyfrakcyjnych. Zastosowano dwie emulsje pozytywowe UV $5^{0,8}$ i UV $210^{0,4}$ oraz emulsję negatywową ma-N2405.

UV $5^{0,8}$ i UV $210^{0,4}$ firmy Shipley są to pozytywowe emulsje fotolitograficzne, przeznaczone do kształtowania elementów o pionowych profilach w przyrządach o rozmiarach krytycznych większych niż 150 nm. Obie emulsje charakteryzują się dobrą adhezją do powierzchni półprzewodników i dielektryków. W rekomendowanym przez producenta zakresie szybkości rozwirowania 2000 ÷ 4500 rpm uzyskuje się warstwy UV $5^{0,8}$ o grubości od 700 do 1000 nm. Emulsja UV $210^{0,4}$ pozwala na wykonanie warstw o grubości od 350 do 600 nm w zakresie rozwirowania 1000 ÷ 3500 rpm. Obie emulsje wykazują stabilność termiczną do temperatury 150°C. Emulsja ma-N2405 firmy Micro Resist jest emulsją negatywową, przeznaczoną do stosowania w procesach elektronolitografii i fotolitografii DUV. Pozwala ona na uzyskanie warstw o grubości od 350 nm do 700 nm przy szybkościach rozwirowania w zakresie 1000 ÷ 6000 rpm. Emulsja ta jest odporna na działanie plazm chlorowych i freonowych i dlatego może być, co niezwykle istotne, stosowana jako maska do trawienia RIE.

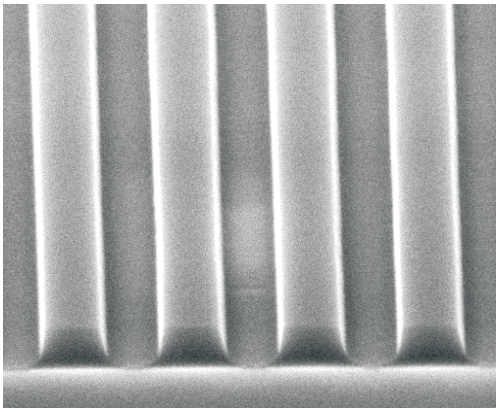
Ze względu na fakt częstego używania techniki lift-off wdrożono ponadto stosowanie emulsji LOL 2000. Jest to emulsja, której warstwę nakłada się bezpośrednio na podłoże, pod emulsję UV $5^{0,8}$ lub UV $210^{0,4}$. Dzięki selektywności wywoływania względem UV $5^{0,8}$ i UV $210^{0,4}$ następuje cofanie się krawędzi LOL 2000 podczas procesu wywoływania. Uzyskuje się w ten sposób charakterystyczny profil, który pozwala na cieniowe naparowanie warstwy, co znacznie ułatwia wykonanie procesu lift-off.

Do fotolitografii struktur dyfrakcyjnych zaprojektowano i wykonano maski uwzględniające wpływ efektu rozświetlenia na krawędzi wzoru na szerokość naświetlanego paska i pozwalające uzyskać docelowo wzór o stopniu wypełnienia 50%. Maski zawierają wzory o szerokości paska 0,6; 0,8 i 1,0 μm wypełniające powierzchnię 200 μm × 15 mm. Na 7a, b pokazano efekty uzyskane dla paskowych wzorów dyfracyjnych o szerokości 600 i 800 nm w emulsji UV $5^{0,8}$, a na rys. 7c – dla wzorów 800 nm w emulsji UV $210^{0,4}$.

Na rys. 8 pokazano obraz SEM pasków o szerokości 800 nm w module 1,6 μm wykonanych w emulsji UV $5^{0,8}$, a na rys. 9 – efekt zastosowania warstwy LOL 2000 w połączeniu z emulsją UV $5^{0,8}$.



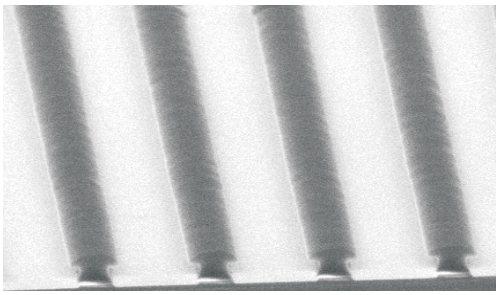
Rys. 7. Obraz mikroskopowy wzorów paskowych o szerokości 600 i 800 nm uzyskanych w emulsji UV $5^{0,8}$ (a, b) i wzoru 800 nm w emulsji UV $210^{0,4}$ (c)

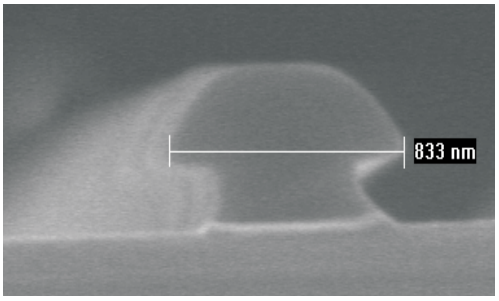


Rys. 8. Obraz SEM wzorów paskowych o module 1,6 µm uzyskanych w emulsji UV $5^{0,8}$

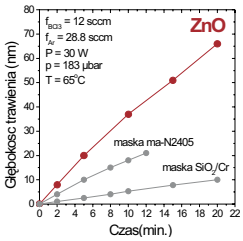
Siatki dyfrakcyjne były trawione metodą RIE w plazmach BCl_3 (warstwy ZnO i SnO_2) i CF_4/O_2 (TiO_2). Maskę do trawienia stanowiły warstwa Cr/SiO_2 lub warstwa emulsji ma-N2405. Na rys. 10–12 pokazano dynamikę trawienia RIE i obrazy SEM siatek dyfrakcyjnych o stałej 2 µm, uzyskanych w warstwach ZnO, TiO_2 i SnO_2 osadzonych na podłożach kwarcowych. Podane także warunki ich trawienia.

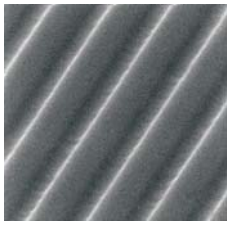
Wykonane badania potwierdzają trafność doboru emulsji fotolitograficznych





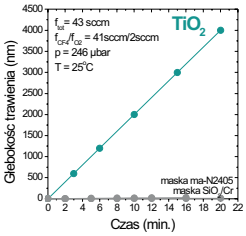
Rys. 9. Obraz SEM wzorów paskowych o szerokości 800 nm uzyskanych w emulsji UV $5^{0,8}$ z zastosowaniem warstwy LOL 2000





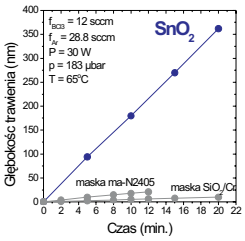
plazma BCl_3/Ar
maska SiO_2(200nm)/Cr(200nm)
f_{BCl3} = 12 sccm
f_{Ar} = 28,8 sccm
P = 30 W
p = 183 µbar
T = 65°C

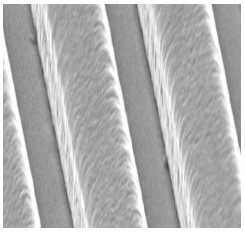
Rys. 10. Wynik trawienia RIE warstwy ZnO



plazma CF4/O_2
maska SiO_2(150nm)/Cr(150nm)
f_{CF2} = 41 sccm
f_{Ar} = 2 sccm
P = 30 W
p = 246 µbar
T = 25°C

Rys. 11. Wynik trawienia RIE warstwy TiO_2





plazma BCl_3/Ar
maska SiO_2(150nm)/Cr(150nm)
f_{BCl3} = 12 sccm
f_{Ar} = 28,8 sccm
P = 30 W
p = 183 µbar
T = 65°C
głębokość trawienia 120 nm

Rys. 12. Wynik trawienia RIE warstwy SnO_2

oraz poprawność opracowanych metod ich obróbki. Uzyskano wzory siatek dyfrakcyjnych o module 1,2 i 1,6 µm i wypełnieniu 50% na długości 4 mm zarówno w emulsjach pozytywowych UV $5^{0,8}$ i UV $210^{0,4}$, jak i negatywowej ma-N2405. Metodą trawienia RIE wykonano odwzorowanie w warstwach tlenków cynku, tytanu i cyny siatek o głębokości rowków od 50 nm dla ZnO do 120 nm dla TiO_2 i SnO_2.

2.3. Wytwarzanie bramki typu T dla tranzystorów polowych na bazie SiC i GaN

Bramka typu T i bramki pokrewne, np. typu Y, a w ogólności struktury metaliczne charakteryzujące się wąską podstawą i relatywnie szeroką częścią górną, stają się standardem w technologii tranzystorów wysokiej częstotliwości. Do niedawna technologia tego typu struktur była oparta na wykorzystaniu technik elektronolitografii. Ostatnio, wraz z rozwojem technik fotolitografii DUV, pojawia się coraz więcej doniesień publikacyjnych i patentowych o możliwości kształtowania geometrii bramki submikrometrowej metodami litografii optycznej. Generalnie wyróżnia się przy tym dwa podejścia, z których pierwsze bazuje na maskach wykonanych z rezystów światłoczułych, drugie zaś stosuje maski zawierające materiały nieorganiczne, zazwyczaj SiO_2 lub Si_3N_4.

Technologia wykorzystująca warstwy organiczne polega na kształtowaniu pożądanego profilu bramki przy zastosowaniu wielowarstwowych masek fotorezystowych. Technika ta opiera się na wykorzystaniu różnic w czułości fotorezystów na promieniowanie UV oraz różnej podatności na wywoływanie w procesie obróbki litograficznej.

W przypadku stosowania układów warstwowych fotorezystów może występować wzajemne sieciowanie fotorezystów. Aby temu zapobiec, używa się pośredniej warstwy LOR lub pośredniej „przekładki" metalicznej oddzielającej oba fotorezysty.

Istotą technologii wykorzystującej warstwy nieorganiczne jest fakt, że podstawa bramki typu T jest „wpuszczona" w warstwę nieorganiczną, najczęściej dielektryka typu SiO_2 lub Si_3N_4. Rozwiązanie takie ma na celu polepszenie stabilności bramki, a ponadto umożliwia zwiększenie grubości górnej części bramki (zmniejszenie rezystancji bramki). Ponieważ proces formowania bramki zaczyna się od nałożenia na powierzchnię półprzewodnika cienkiej warstwy dielektryka, dodatkową zaletą tej

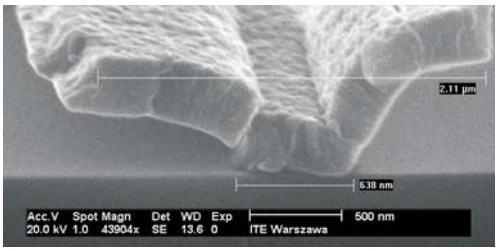
metody jest pasywacja powierzchni struktury. W kolejnym etapie, na drodze fotolitografii i trawienia plazmowego, w dielektryku wykonuje się otwór do posadowienia bramki. Następnie nakłada się warstwę fotorezystu w celu ukształtowania metodą lift-off wzoru górnej powierzchni bramki.

W omawianym zadaniu skoncentrowano się na technologii układów wielowarstwowych i porównano efektywność systemów z warstwami organicznymi oraz takich, które zawierają dodatkowo warstwę nieorganiczną – azotek krzemu. W badaniach użyto fotorezystów: PMMA 495 K, MMA(8,5)/MAA EL11, $UV5^{0,8}$ przenaczonych do wzorów nanometrowych oraz fotorezystu LOL 2000 ułatwiającego proces lift-off.

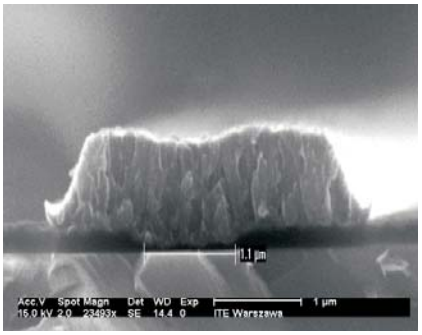
Do badań użyto podłoży GaAs o orientacji (001) oraz warstw epitaksjalnych (0001) GaN/SiC. Dzięki płaszczyznom łatwej łupliwości GaAs wykonywano precyzyjne przełomy struktur bramkowych w celu weryfikacji otrzymanego kształtu bramki T za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM). Fotorezysty nakładano za pomocą wirówki Brewer 100C, a procesy fotolitografii prowadzono z użyciem urządzenia Karl Suss MJB-3 Mask Aligner, wyposażonego w lampę DUV o długości fali 250 nm. Maski fotolitograficzne użyte w procesie naświetlania fotorezystów zostały specjalnie zaprojektowane dla wymiarów poprzecznych (długości) podstawy bramki 0,6; 1 i 2 μm oraz odpowiednio powierzchni górnej 1, 2 i 3 μm. Grubość fotorezystów mierzono profilometrem α-step firmy Tencor, a kontrolę wzorów, profili i zdjęcia wykonywano przy użyciu mikroskopu optycznego Olympus BMX 100 i mikroskopu SEM Philips XL30.

Na podstawie przeprowadzonych testów dla poszczególnych fotorezystów do kształtowania podstawy bramki wybrano fotorezyst PMMA, natomiast dla powierzchni górnej bramki, układ fotorezystów LOL 2000-UV 5.

Metalizację bramki wykonano techniką rozpylania katodowego DC z użyciem Ti jako materiału bramki. Obraz mikroskopowy SEM bramki Ti wykonanej z Ti 400 nm w technologii układów wielowarstwowych zawierających warstwy organiczne przedstawiono na rys. 13, a na rys. 14 – obraz SEM bramki Ti 800 nm wykonanej w technologii wykorzystującej maskowaną warstwę dielektryczną (Si_3N_4).



Rys. 13. Obraz mikroskopowy SEM bramki T wykonanej z Ti 400 nm w technologii układów wielowarstwowych zawierających warstwy organiczne



Rys. 14. Obraz mikroskopowy SEM bramki T wykonanej z Ti 800 nm w technologii układów wielowarstwowych zawierających warstwę nieorganiczną

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

W ramach tego zadania rozpoczęto prace badawcze nad technologią wytwarzania materiałów należących do grupy faz MAX. Fazy MAX stanowią grupę krystalicznych związków potrójnych, składających się z atomów metalu przejściowego (M), atomów pierwiastka z grupy IIIA lub IVA (A) oraz atomów węgla lub azotu (X). Ich stechiometrię opisuje wzór $M_{n+1}AX_n$, gdzie n = 1, 2 lub 3. Ich komórka elementarna jest komórką heksagonalną (grupa przestrzenna D^4_{6h} –$P6_3/mmc$) i charakteryzuje się warstwowym ułożeniem atomów. Dla stechiometrii każdego n ciasno upakowane warstwy atomów M są ułożone na przemian z płaskimi warstwami atomów A, podczas gdy atomy X znajdują się w położeniach centralnych ośmiościanów, tworzonych przez atomy M. Ośmiościany M_6X łączą się krawędziami i odpowiadają ośmiościanom struktury soli kamiennej odpowiednich podwójnych węglików MC. Główną różnicą między stechiometriami dla różnych n jest liczba warstw M oddzielających warstwy A. Dla n = 1 są to dwie warstwy, dla n = 2 – trzy, a dla n = 3 – cztery.

Fazy MAX zawdzięczają swoje niezwykłe właściwości warstwowej strukturze i głównie metalicznemu (z wkładem kowalencyjnym i jonowym) charakterowi bardzo silnych wiązań M-X oraz względnie słabszych (zwłaszcza względem oddziaływań ścinających) wiązań M-A. Mają kilka cech charakterystycznych dla stechiometrycznie im odpowiadających podwójnych węglików czy azotków: są sztywne oraz przewodzą ciepło i elektryczność. Jednak ich właściwości mechaniczne są drastycznie różne od własności tych związków podwójnych. Cechuje je podatność na obróbkę maszynową, względna miękkość, odporność na szok termiczny i nadzwyczajna odporność na uszkodzenia. Ponadto fazy te są stabilne strukturalnie w wysokich temperaturach (nawet 1000°C).

Dotychczas sklasyfikowano ok. 50 faz MAX, z których najlepiej poznana jest Ti_3SiC_2. Większość badań nad fazami MAX skupia się na ich właściwościach mechanicznych. Bardzo rzadko prowadzono badania właściwości elektrycznych, w szczególności nad ich zastosowaniem jako kontaktów elektrycznych.

W omawianym zadaniu jako najbardziej perspektywiczne, w kontekście potencjalnych zastosowań w technologii kontaktów do GaN i SiC, wytypowano fazy Ti_3SiC_2 i Ti_2AlN jako dobrze dopasowane strukturalnie (struktura heksagonalna) i chemicznie (zawierają podobne lub te same atomy).

W pierwszym etapie rozpoczęto prace nad Ti_2AlN. Chociaż nie jest on krzemowęglikiem ani krzemoazotkiem, należy do grupy faz MAX. Biorąc pod uwagę to, że warstwa podwójna Ti/Al jest uznawana za kontakt do n-GaN, zapewniający najniższą rezystywność, za interesujące uznano wytworzenie fazy MAX zawierającej te pierwiastki i sprawdzenie jej właściwości jako kontaktów omowych. Ze względu na niestabilność termiczną dwuwarstwy Ti/Al w wysokich temperaturach zastąpienie jej fazą Ti_2AlN mogłoby być dobrym rozwiązaniem dla kontaktów omowych dla urządzeń wspomnianych we wprowadzeniu.

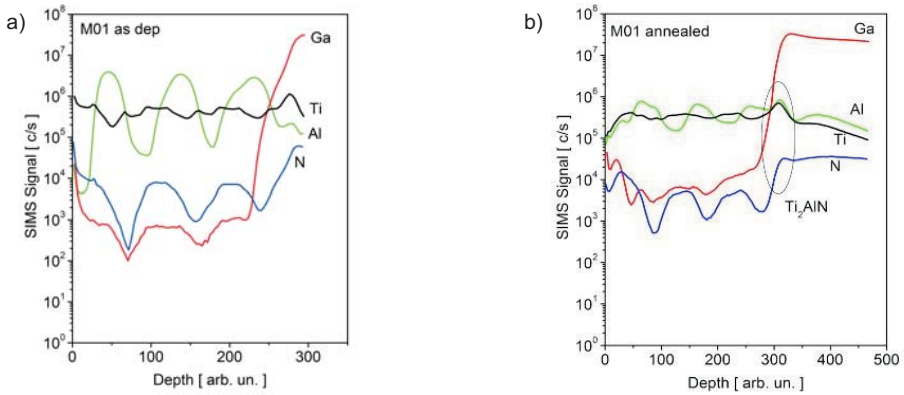
Zastosowano dwa podejścia do osadzania Ti_2AlN:

- 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 kilku cienkich wielowarstw Ti/Al na GaN z późniejszym wygrzewaniem w przepływie azotowym w 600°C.

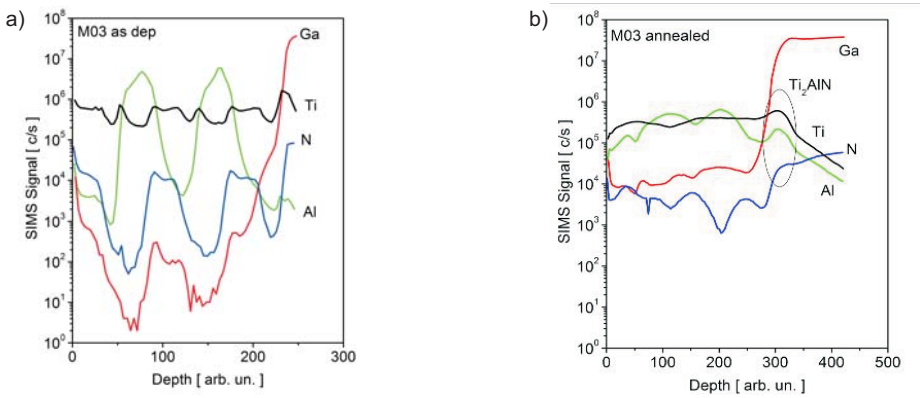
Procesy osadzania były prowadzone techniką rozpylania katodowego. Użyto różnych substratów w celu sprawdzenia, czy możliwy jest wzrost Ti_2AlN z zachowaniem głównych kierunków krystalograficznych podłoża. Grubości kolejnych warstw dobrano w sposób umożliwiający osiągnięcie odpowiedniej stechiometrii dla wytworzenia Ti_2AlN. Struktura próbek została zbadana za pomocą wysokorozdzielczej dyfraktometrii rentgenowskiej (HR-XRD), wykonanej na urządzeniu Phillips X'Pert korzystającym z linii Cu K_α, oraz za pomocą spektroskopii masowej jonów wtórnych (SIMS), wykonanej na urządzeniu CAMECA IMS6F w warunkach ultrawysokiej próżni. Badania transmisyjnym mikroskopem elektronowym zostały wykonane przy współpracy z Instytutem Badawczym Fizyki Technicznej i Materiałoznawstwa Węgierskiej Akademii Nauk. Ponadto przeprowadzono badania elektryczne metalizacji (w konfiguracji van der Pauwa) oraz zmierzono charakterystyki prądowo-napięciowe kontaktów osadzonych metalizacji do n-GaN, na podstawie których wyznaczono rezystywności kontaktów za pomocą metody c-TLM.

Przedstawimy wyniki najważniejszych, wybranych próbek z ok. 30 wyprodukowanych w ramach eksperymentu.

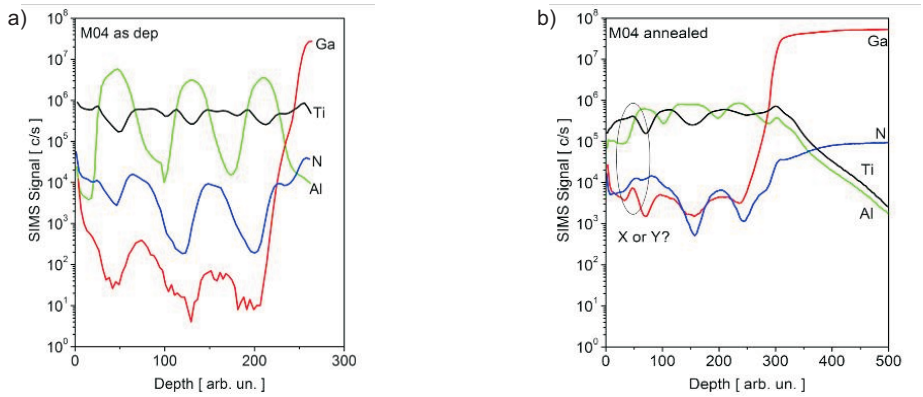
Z literatury wiadomo, że wygrzewanie dwuwarstwy Ti/Al używanej do zastosowań kontaktowych do n-GaN (np. 20 nm Ti/100 nm Al) w 600°C w argonie prowadzi do wytworzenia się warstw AlN i Al_3Ti na interfejsie z substratem. Dla badanych tu cienkich wielowarstw Ti/Al/TiN zachodzi inna sytuacja. Na rys. 15–17 pokazano profile SIMS dla wybranych próbek. Widać na nich dobre rozdzielenie kolejnych warstw po ich osadzeniu oraz dyfuzję między warstwami po wygrzewaniu próbek.



Rys. 15. Profile SIMS Ga, Ti, Al i N dla próbki M01 po osadzeniu (a) i po wygrzaniu w 600°C w argonie (b)



Rys. 16. Profile SIMS Ga, Ti, Al i N dla próbki M03 po osadzeniu (a) i po wygrzaniu w 600°C w argonie (b)

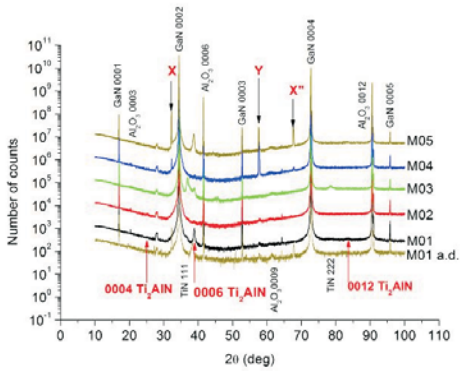


Rys. 17. Profile SIMS Ga, Ti, Al i N dla próbki M04 po osadzeniu (a) i po wygrzaniu w 600°C w argonie (b)

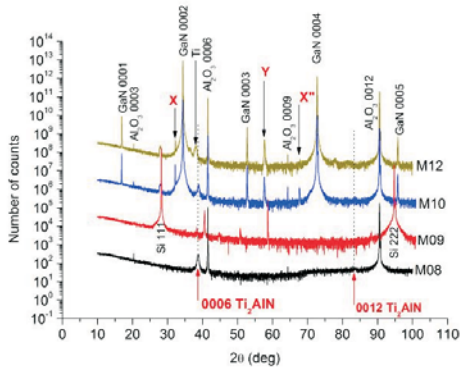
Na rys. 18, 19 pokazano widma dyfrakcji rentgenowskiej dla wybranych próbek. W części widm widoczne są linie zidentyfikowane jako pochodzące od fazy Ti_2AlN, zorientowanej w kierunku (0001). Te same linie zostały zaobserwowane w dyfrakcji z promieniowaniem synchrotronowym w literaturze.

Ponieważ jedyne linie, jakie zaobserwowano od fazy Ti_2AlN, to linie (0001) na podłożach GaN i Al_2O_3, więc można stwierdzić, że faza ta zachowuje orientację przestrzenną podłoża. Na Si(111) o podobnym rozmieszczeniu atomów na powierzchni jak w komórce heksagonalnej wzrost nie jest obserwowany. Z porównania pokazanych na rys. 18 widm dla próbki M01 wynika, że faza MAX pojawia się dopiero po wygrzewaniu próbki i nie jest obecna bezpośrednio po osadzeniu warstw.

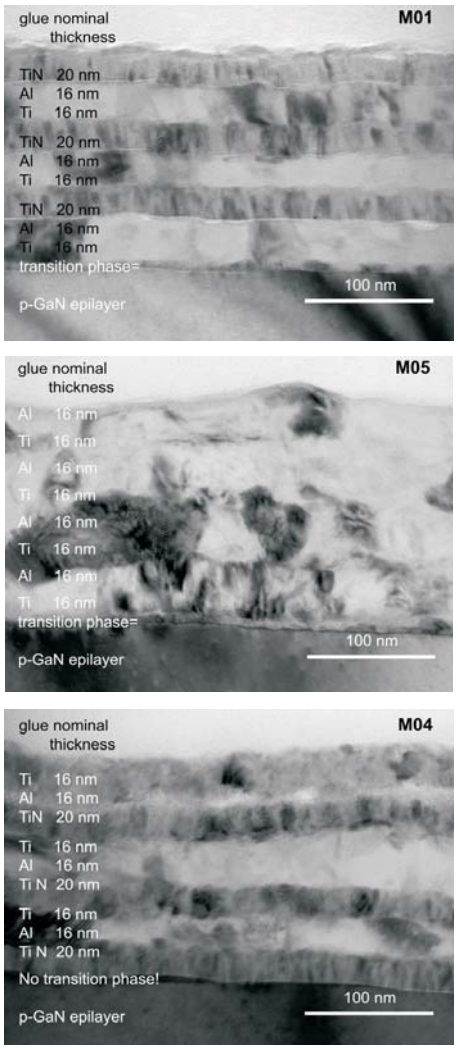
Widma SIMS próbek mających w swoich widmach dyfrakcji rentgenowskiej linie Ti_2AlN (0001) zawierają piki tytanu, aluminium i azotu na interfejsie z podłożem, przy jednoczesnym braku piku od galu. Można zatem stwierdzić, że faza MAX tworzy się na interfejsie z substratem. Ponadto w profilach SIMS dla próbki M04 piki Ti_2AlN są zdecydowanie węższe niż dla M01 czy M03, co zgadza się z brakiem linii Ti_2AlN (0001) w widmie XRD tej próbki. Przyczyną takiego zachowania może być



Rys. 18. Widma dyfrakcyjne dla próbek M01 po osadzaniu (a.d.) oraz M01-M05 po wygrzewaniu. X" oznacza drugi rząd linii X



Rys. 19. Widma dyfrakcyjne dla próbek M08-M10 po wygrzewaniu oraz M12 po osadzeniu. Widma dla próbek M08-M10 pokazują wpływ podłoża na wzrost fazy Ti_2AlN (odpowiednio podłoże Al_2O_3, Si(111) i GaN/Al_2O_3).



Rys. 20. Obraz TEM dla próbki M01, M05 i M04. Widoczna jest cienka warstwa na interfejsie z podłożem.

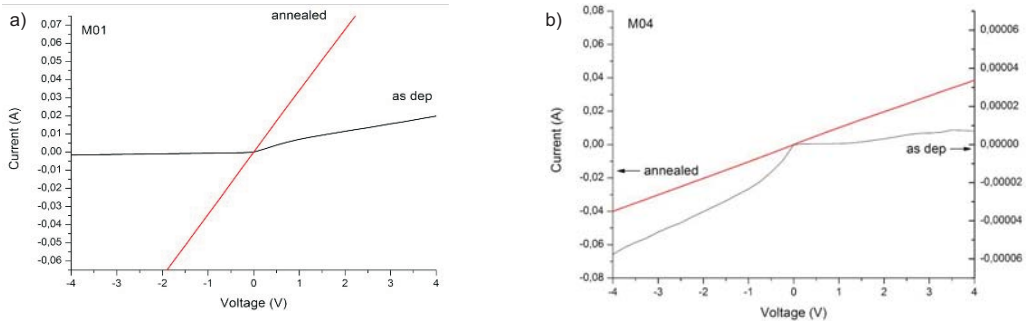
obecność działającej jako bariera dyfuzyjna warstwy TiN bezpośrednio na substracie. Warstwa ta uniemożliwia wydyfundowywanie azotu z podłoża i tym samym ogranicza formowanie się fazy MAX Ti_2AlN. Taką interpretację potwierdzają zdjęcia TEM przekrojów dla poszczególnych próbek (rys. 20).

W widmach dyfrakcji rentgenowskiej obecne są także dwie niezidentyfikowane linie, oznaczone przez X (i jej drugi rząd X") i Y. Różne zachowanie natężeń tych linii (por. M04 i M05 na rys. 18) wskazują, że linie X i Y nie pochodzą od tej samej fazy materiałowej. Linie te są widoczne zarówno w widmach pochodzących z próbek niewygrzewanych, jak i wygrzewanych, jednak tylko w przypadku próbek osadzanych na podłożach GaN, co pozwala podejrzewać udział dyfuzji galu z podłoża w tworzeniu tych faz. Brak zależności od obecności aluminium w próbce prowadzi

do wniosku, że niezidentyfikowane fazy zawierają Ga i Ti, nie udało się jednak zidentyfikować obserwowanych linii jako pochodzących od jakiejkolwiek znanej fazy podwójnej Ga i Ti ani potrójnej Ga, Ti i N. Fazę MAX Ti_2GaN odrzucono po porównaniu z widmem zamieszczonym w literaturze i przeprowadzeniu obliczeń dla komórki elementarnej takiej fazy z uwzględnieniem parametrów komórki z rys. 17. W profilach SIMS dla próbki M04 widoczny jest pik Ga, Ti i N blisko powierzchni, który może odpowiadać fazie X, lub Y.

Pomiary transportu elektrycznego, przeprowadzone w konfiguracji van der Pauwa w celu określenia rezystywności metalizacji, dały wartość $1{,}12\cdot10^{-4}$ Ω·cm dla wygrzanej próbki M01. Taka wartość pokazuje, że badany materiał może być zastosowany jako metalizacja kontaktowa.

Na rys. 21 a,b przedstawiono charakterystyki prądowo-napięciowe, zmierzone dla przygotowanych kontaktów do *n*-GaN zarówno dla próbek niewygrzanych, jak wygrzanych. Widać znaczną zmianę typu charakterystyk – przed wygrzewaniem są nieliniowe o wysokiej rezystywności w badanym obszarze, po wygrzewaniu stają się omowe. Rezystywności kontaktów obliczone za pomocą metody c-TLM wyniosły $\rho_c = 1{,}09\cdot10^{-2}$ Ω·cm^2 dla próbki M01 i $\rho_c = 2{,}0\cdot10^{-2}$ Ω·cm^2 dla próbki M04. Widać, że dla próbki zawierającej fazę Ti_2AlN rezystywność jest dwukrotnie wyższa niż dla próbki, w której nie jest ona widoczna.



Rys. 21. Charakterystyki prądowo-napięciowe dla próbki M01 (a) i M04 (b) zarówno niewygrzewanej (as deposited), jak i wygrzewanej (annealed)

Zaobserwowano wzrost wysoce zorientowanej fazy MAX Ti_2AlN (0001) na podłożach GaN n-typu i Al_2O_3. Wzrost fazy ma miejsce na interfejsie między podłożem i osadzonymi warstwami. Warstwa TiN osadzona bezpośrednio na podłoże ogranicza wzrost fazy MAX przez powstrzymanie dyfuzji azotu z podłoża.

Zaobserwowano także dwie niezidentyfikowane fazy. Zmierzone wartości rezystywności warstwy oraz rezystywności kontaktów do GaN n-typu są obiecujące w kontekście wykorzystania faz MAX Ti_2AlN jako kontaktów omowych do przyrządów opartych na GaN n-typu.

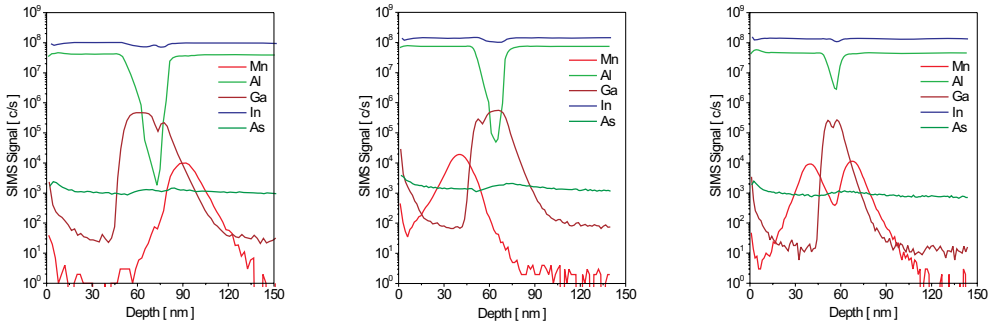
2.5. Optymalizacja techniki SIMS pod kątem zwiększenia rozdzielczości wgłębnej struktur warstwowych

Objętość próbki analizowana w pojedynczym pomiarze SIMS jest wyznaczona z jednej strony przez rozmiary poprzeczne wiązki pierwotnej, z drugiej przez grubość warstwy, z której emitowany sygnał daje wkład do widma końcowego. Głębokość w próbce jednorodnej, z której wkład do natężenia linii spektralnej spada do połowy swej wartości maksymalnej, nazywana jest głębokością próbkowania. W układach wielowarstwowych istotniejszą informacją staje się uzyskanie wiarygodnego rozkładu koncentracji wybranego składnika w funkcji głębokości. W związku z tym wprowadza się pojęcie głębokościowej zdolności rozdzielczej (R_d), określające zdolność do rozróżniania koncentracji w różnych odległościach od powierzchni tarczy. R_d jest zdefiniowana jako szerokość połówkowa rozkładu w głąb uzyskanego z nieskończenie cienkiej warstwy równoległej do powierzchni próbki. Jednak samo podanie wartości R_d nie wystarcza do oceny rozróżnialności głębokościowej i konieczna jest znajomość całego rozkładu. Odnosi się to zwłaszcza do takich metod jak SIMS, dających możliwość pomiaru koncentracji o dużej dynamice, gdzie „ogon" rozkładu pochodzący od obszarów o wysokiej koncentracji może dawać wpływać na poziom rejestrowanego sygnału, a zatem fałszować pomiar w obszarze o niskiej koncentracji.

Główne czynniki, które mogą wpływać na głębokościową zdolność rozdzielczą, są następujące:

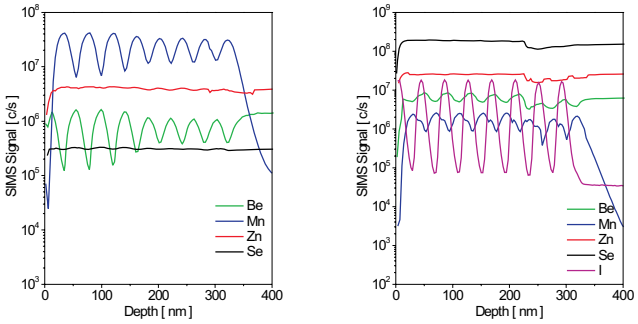
- nieplanarność krateru, spowodowana bądź niejednorodnością wiązki jonowej i/lub nieliniowością przemiatania, bądź (co występuje najczęściej) nierównomiernością trawienia wynikającą z samego mechanizmu rozpylania jonowego, np. warstw polikrystalicznych;
- mieszanie jonowe (*ion mixing*), powodujące przemieszczanie atomów pod wpływem oddziaływania z energetycznymi jonami, przy czym wielkość tego zaburzenia zależy od głębokości wnikania, a zatem energii wiązki pierwotnej.
- wtórne osadzanie rozpylonego materiału na powierzchni analizowanej.

Przykład 1. Pomiar struktur półprzewodnikowych zawierających warstwy MnAlAs grubości 10 nm (rys. 22). Standardowy pomiar warstw wiązką tlenową (O_2^+) o energii 8 keV powoduje rozmycie się profilu zarówno Mn, jak i Ga ze względu na znaczną głębokość obszaru zaburzonego. Zmniejszenie energii wiązki pierwotnej do 2 keV, a tym samym energii pojedynczych jonów do 1 keV, spowodowało znaczną poprawę głębokościowej zdolności rozdzielczej, a przez to wyostrzenie profilu Ga i w znacznie mniejszym stopniu – profilu Mn. Odpowiednie zogniskowanie wiązki pierwotnej, trudne do osiągnięcia przy tak niskich energiach, uzyskano poprzez niestandardową konfigurację ogniskowania elektrostatycznego wiązki w kolumnie pierwotnej. Poprawa ostrości profilu Ga oraz nieznaczna modyfikacja profilu Mn w tych warunkach pomiarowych oznacza rzeczywistą dyfuzję atomów manganu do warstw sąsiednich.



Rys. 22. Profile głębokościowe składu warstwy MnAlAs

Przykład 2. Analogiczne warunki analizy zastosowano przy pomiarze struktur supersieci 8 x ZnBeSe:I (20nm)/ZnMnSe (20 nm). Ujawniło to niedoskonałości supersieci w głębszych warstwach struktury (rys. 23).



Rys. 23. Profile głębokościowe struktur supersieci 8 x ZnBeSe:I (20nm)/ /ZnMnSe (20 nm)

Przykład 3. Analizując struktury warstwowe Ti_2AlN na GaN stwierdzono, że sygnał jonów wtórnych tytanu oraz aluminium rozciąga się głęboko w podłoże GaN, co nie odpowiada szacowanym współczynnikom dyfuzji tych pierwiastków. Wykazano, że wpływ na taki efekt ma stopień rozwinięcia powierzchni zmieniający współczynnik jonizacji. Efekt daje się zmniejszyć poprzez strawienie jonowe ok. 5 nm materiału na powierzchni dwukrotnie większej niż podczas pomiaru właściwego.

Przykład 4. W warstwach ZnO zanalizowano rozkłady głębokościowe atomów srebra wprowadzonego w procesie osadzania sputteringowego. Stopień penetracji srebra do warstwy rośnie z temperaturą wygrzewania. Jednakże w strukturach niewygrzewanych obserwuje się również pewną jego zawartość, prawdopodobnie ze względu na obecność dyslokacji i tworzenie ścieżek szybkiej dyfuzji w trakcie wzrostu epitaksjalnego.

3. Współpraca międzynarodowa

W ramach 6. Programu Ramowego Zakład uczestniczył w realizacji projektu europejskiego HYPHEN, ściśle współpracując z ośrodkami europejskimi stanowiącymi 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 Semiconductors GmbH (UMS), Niemcy.

W 2008 r. Zakład rozpoczął realizację Projektu Europejskiego MORGaN (NMP3-LA-2008-214610), w ramach którego 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), Grecja; 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; Universite 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'2008

[P1] BĄK-MISIUK J., 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 (w druku).

[P2] BĄK-MISIUK J., MISIUK A., ROMANOWSKI P., DOMAGAŁA J., ŁUSAKOWSKA E., SADOWSKI J., BARCZ A.: Effect of Stress on Structural Transformations in GaMnAs. *Thin Solid Films* (w druku).

[P3] BĄK-MISIUK J., ROMANOWSKI P., DOMAGAŁA J., MISIUK A., DYNOWSKA E., BARCZ A., CALIEBE W.: Mn-Containing Nanoclusters in Magnetically Ordered Si:Mn and GaMnAs. *World J. Eng*. (w druku).

[P4] BĄK-MISIUK J., ROMANOWSKI P., DOMAGAŁA J., MISIUK A., DYNOWSKA E., BARCZ A., SADOWSKI J., CALIEBE W.: Mn-Containing Nanoclusters in Magnetically Ordered Si:Mn and GaMnAs. Ext. Abstr. Proc. of the 16th Int. Conf. on Composites/Nano Engineering (ICCNE16). Kunming, Chiny, 20–26.07.2008, s. 1–2 CD-ROM.

[P5] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., KWIETNIEWSKI N., PASTERNAK I., KRUSZKA R., GUZIEWICZ M., RZODKIEWICZ W., DI FORTE-POISSON M.-A., DELAGE S., LAHRECHE H., DYNOWSKA E.: Surface Passivation of AlGaN/GaN Heterostructures Using ZnO-Based Dielectrics and Its Application to HEMTs. Proc. of the 17th Int. Conf. on Microwaves, Radar and Wireless Communications MIKON 2008 (MIKON08). Wrocław, 19–21.05.2008, vol. 3.

[P6] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E.: Ti-Al-N MAX Phase, a Candidate for Ohmic Contacts to n-GaN. *Acta Phys. Pol.* A 2008 vol. 114 nr 5 s. 963–968.

[P7] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E.: Phase Formation in Ti-AL-N MAX-Phase Contacts to GaN. *Mater. Sci. Forum* (w druku).

[P8] DI FORTE POISSON M. A., SARAZIN N., MAGIS M., TORDJMAN M., PERSIO J. D., LANGER R., GUZIEWICZ M., THOTH L., PECZ B., THORPE J., MORVAN E., GAQUIERE C., MENEGHESSO G.: GaAlN/GaN HEMT Heterostructures Grown on "SiCopSiC" Composite Substrates for HEMT Application. *J. Crystal Growth* 2008 nr 310 s. 5232–5236.

[P9] GUZIEWICZ M., KISIEL R., KUCHUK A., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., PASZKOWICZ W., RATAJCZAK R., STONERT A.: Characterization of Ti-Based Ohmic Contacts Compatibile with Al Wire Bonding for High Power SiC Devices. *Mater. Sci. a. Eng.* B (w druku).

[P10] JUNG W., GUZIEWICZ M.: Schottky Diode Parameters Extraction Using Lambert W Function. *Mater. Sci. a. Eng.* B (w druku).

[P11] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., DI FORTE POISSON M. A., DELAGE S., LAHRECHE H., KWIETNIEWSKI N., PASTERNAK I., KRUSZKA R., GUZIEWICZ M., BOGUSŁAWSKI P., DYNOWSKA E., BORYSIEWICZ M.: Application of ZnO to Passivate the GaN-Based Device Structures. Zinc Oxide and Related Materials. Symp. K, MRS Fall Meet. 2006. [W] Mat. Res. Soc. Symp. Proc. t. 1035. MRS, Warrendale, USA, 2008, s. 1035-L08-08.

[P12] KAŹMIERCZAK-BAŁATA A., BODZENTA J., KORTE-KOBYLIŃSKA D., MAZUR J., GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Determination of Thermal Conductivity of Thin Layers Used as Transparent Contacts and AR Contaings with Photothermal Method. *Appl. Optics* 2009 vol. 48 nr 7 s. C74–C80.

[P13] KISIEL R., GUZIEWICZ M.: High Temperature Applications of Al Wire Connection to SiC Structures. 31st Int. Spring Seminar on Electronics Technology, Reliability and Life-Time Prediction. Conf. Proc., Budapeszt, Węgry, 7–11.05.2008, s. 266–270 CD-ROM.

[P14] KISIEL R., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., SZMIDT J.: An Overview of Packaging Problems for SiC Devices. Proc. of the XXXII Int. Conf. of IMAPS - CPMT IEEE Poland (IMAPS32). Pułtusk, 21–24.09.2008, s. 1–10 CD-ROM.

[P15] KUCHUK A., GUZIEWICZ M., RATAJCZAK R., WZOREK M., KLADKO V. P., PIOTROWSKA A., STONERT A.: Long-Term Stability of Ni-Silicide Ohmic Contact to n-Type 4H-SiC. *Microelectron. Eng*. 2008 nr 85 s. 2142–2145.

[P16] KUCHUK A., GUZIEWICZ M., RATAJCZAK R., WZOREK M., KLADKO V. P., PIOTROWSKA A.: Thermal Degradation of Au/Ni_2Si/n-SiC Ohmic Contacts under Different Conditions. *Mater. Sci. a. Eng*. B (w druku).

[P17] KWIETNIEWSKI N., SOCHACKI M., SZMIDT J., GUZIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Influence of Surface Cleaning Effects on Properties of Schottky Diodes on 4H–Sic. *Appl. Surf. Sci.* 2008 vol. 254 nr 24 s. 8106–8110.

[P18] KWIETNIEWSKI N., SOCHACKI M., SZMIDT J., GUZIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Wpływ procesów przygotowania podłoża 4H-SiC na właściwości diod Schottky'ego. *Elektronika* (w druku).

[P19] 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 (w druku).

[P20] MISIUK A., BARCZ A., CHOW L., BĄK-MISIUK J., ROMANOWSKI P., SHALIMOV A., WNUK A., SURMA B., VANFLEET R., PRUJSZCZYK M.: Pressure-Induced Structural Transformations in Si:V (Si:V,Mn). *High Temperat. - High Press.* (w druku).

[P21] MISIUK A., ULYASHIN A. G., BARCZ A., BĄK-MISIUK J.: Hydrogen Accumulation within Nano-Structured Areas in Implanted Silicon. *World J. Eng.* 2008 vol. 5 nr 4 s. 685–686.

[P22] MISIUK A., ULYASHIN A. G., BARCZ A., BĄK-MISIUK J.: Hydrogen Accumulation within Nano-Structured Areas in Implanted Silicon. Ext. Abstr. Proc. of the 16th Int. Conf. on Composites/Nano Engineering (ICCNE16). Kunming, Chiny, 20–26.07.2008, s. 1–2 CD-ROM.

[P23] 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.* A (w druku).

[P24] MISIUK A., ULYASHIN A. G., BARCZ A., BĄK-MISIUK J.: Hydrogen Accumulation within Nano-Structured Areas in Implanted Silicon. *World J. Eng.* (w druku).

[P25] MISIUK A., UlYASHIN A. G., BARCZ A., SURMA B., WNUK A., PRUJSZCZYK M.: Buried Spongy-Like Layers in Silicon Implanted with He^+ and Subsequently Treated in D^+ Plasma. Porous Semiconductors Science and Technology. Proc. of the 6th Int. Conf. (PSST2008). Sa Coma, Majorka, Hiszpania, 10–14.03.2008, s. 185–186.

[P26] MISIUK A., WIERZCHOWSKI W. K., SURMA B., WNUK A., BĄK-MISIUK J., WIETESKA K., 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.* (w druku).

[P27] MROCZYŃSKI R., KWIETNIEWSKI N., ĆWIL M., HOFFMANN P., BECK R. B., JAKUBOWSKI A.: Improvement of Electro-Physical Properties of Ultra-Thin PECVD Silicon Oxynitride Layers by High-Temperature Annealing. *Vacuum* (w druku).

[P28] RZODKIEWICZ W., BOROWICZ L., BOROWICZ P., GUZIEWICZ M., KULIK M.: Studies of Physical Properties of MIS Structures with Aluminium Gate. *J. Optics* A: *Pure a. Appl. Optics* (w druku).

[P29] SAKOWICZ M., ŁUSAKOWSKI J., KARPIERZ K., GRYNBERG M., KNAP W., KOHLER K., VALUSIS G., GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., CABAN P., STRUPIŃSKI W.: Terahertz Detection by the Entire Channel of High Electron Mobility Transistors. *Acta Phys. Pol*. A 2008 vol. 114 nr 5 s. 1343–1348.

[P30] SAKOWICZ M., ŁUSAKOWSKI J., KARPIERZ K., GRYNBERG M., KNAP W., KOHLER K., VALUSIS G., GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Terahertz Detection by Two Dimensional Plasma Field Effect Transistors in Quantizing Magnetic Fields. *Appl. Phys. Lett.* 2008 vol. 92 s. 203509.

[P31] SAKOWICZ M., ŁUSAKOWSKI J., KARPIERZ K., GRYNBERG M., KNAP W., KOHLER K., VALUSIS G., GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Terahertz Detection by Field-Effect Transistors in Magnetic Fields: Shallow vs Deep Water Mechanism of Electron Plasma Instability. *J. High Speed Electron.* (w druku).

[P32] ZAREMBA G., KANIEWSKA M., JUNG W., GUZIEWICZ M., GRASZA K.: Electrical Characterization of 6H-SiC Grown by Physical Vapor Transport Method. *Mater. Sci. a. Eng.* B (w druku).

Konferencje'2008

[K1] BARCZ A., JUNG W., LIPIŃSKI M., PIOTROWSKI T., POCHRYBNIAK C., MALYUTENKO V. K., SIKORSKI S., ŚWIDERSKI J.: Badanie niejednorodności parametrów fizycznych materiałów i struktur przeznaczonych na ogniwa społeczne. Rozwój nowych technologii i technik badawczych w dziedzinie krzemowych fotoogniw (RNTTB08). Kozy, 20–21.10.2008 (ref.).

[K2] BĄK-MISIUK J., ROMANOWSKI P., DOMAGAŁA J., MISIUK A., DYNOWSKA E., BARCZ A., SADOWSKI J., CALIEBE W.: Mn-Containing Nanoclusters in Magnetically Ordered Si:Mn and

GaMnAs. 16th Int. Conf. on Composites/Nano Engineering (ICCNE16). Kunming, Chiny, 20–26.07.2008 (ref.).

[K3] BODZENTA J., KAŹMIERCZAK-BAŁATA A., GOŁASZEWSKA K., PIOTROWSKA A.: Photothermal Experiments for Determination of the Thermal Conductivity of Thin Layers Used as Transparent Contacts. 10th School on Acousto-Optics and Applications (SAOA10). Sopot, 12–15.05.2008 (ref.).

[K4] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., KWIETNIEWSKI N., PASTERNAK I., KRUSZKA R., GUZIEWICZ M., RZODKIEWICZ W., DI FORTE-POISSON M.-A., DELAGE S., LAHRECHE H., DYNOWSKA E.: Surface Passivation of AlGaN/GaN Heterostructures Using ZnO-Based Dielectrics and Its Application to HEMTs. 17th Int. Conf. on Microwaves, Radar and Wireless Communications MIKON 2008 (MIKON08). Wrocław, 19–21.05.2008 (ref. zapr.).

[K5] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E.: Ti-Al-N MAX Phase, a Candidate for Ohmic Contacts to n-GaN. XXXVII Int. School on the Physics of Semiconducting Compounds (ISPSC-37). Jaszowiec, 7–13.06.2008 (plakat).

[K6] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E.: Phase Formation in Ti-AL-N MAX-Phase Contacts to GaN. 7th Europ. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials (ECSCRM7). Barcelona, Hiszpania, 7–11.09.2008 (plakat).

[K7] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E.: Application of Ti-Al-N MAX-Phase for Contacts to GaN. EMRS Fall Meet. (EMRS08F). Warszawa, 15–19.09.2008 (ref.).

[K8] DI FORTE-POISSON M.-A., SARAZIN N., MAGIS M., TORDJMAN M., PERSIO J. D., LANGER R., GUZIEWICZ M., THOTH L., PECZ B., THORPE J., MORVAN E., GAQUIERE C., MENEGHESSO G.: GaAlN/GaN HEMT Heterostructures Grown on "SiCopSiC" Composite Substrates for HEMT Application. 14th Int. Conf. on Metalorganic Vapor Phase Epitaxy ICMOVPE-XIV (ICMOVPE). Metz, Francja, 1–6.06.2008 (kom.).

[K9] GOŁASZEWSKA K., KRUSZKA R., KAMIŃSKA E., GRADKOWSKA K., WZOREK M., PUSTELNY T., MACIAK E., OPILSKI Z., STRUK P., WAWRO A., PIOTROWSKA A.: Nanostructured Oxide Films for Integrated Optical Gas Sensors. Semiconductor Gas Sensors. 6th Int. Workshop (SGSIW6). Zakopane, 14–19.09.2008 (plakat).

[K10] GUZIEWICZ M., KISIEL R., KUCHUK A., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E.: Characterization of Ti-Based Ohmic Contacts Compatible with Al Wire Bonding for High Power SiC Devices. 9th Int. Workshop on Expert Evaluation EXMATEC 2008 (EXMAT08). Łódź, 1–4.06.2008 (plakat).

[K11] GUZIEWICZ M., KISIEL R., KUCHUK A., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., GOŁASZEWSKA K., PASZKOWICZ W., RATAJCZAK R., PAGOWSKA K., STONERT A.: Comparative Study of n-SiC/Ti with n-Sic/Ni Ohmic Contacts Useful in Metallization of High Power SiC Devices. XXXII Int. Conf. of IMAPS - CPMT IEEE Poland (IMAPS32). Pułtusk, 21–24.09.2008 (plakat).

[K12] GUZIEWICZ M., KWIETNIEWSKI N., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., DIDUSZKO R., RATAJCZAK R.: Improved Stability of the Ir and IrO_2 Schottky Contacts on n-SiC with Ta-Si-N Diffusion Barrier and Au Overlayer. Materials for Advanced Metallization (MAM 2008). Drezno, Niemcy, 2–5.05.2008 (kom.).

[K13] IZYDORCZYK W., ADAMOWICZ B., IZYDORCZYK J., PAPIS E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., MAZUR J., BODZENTA J., KLIMASEK A., JAKUBIK W.: Studies of Thin SnO_2 Film Structure and Sensing Properties in Atmosphere Containing Oxygen. Workshop on Surface/Absorbed Oxygen on Metal Oxides: Role in Gas Sensing and Catalysis (WSAOMO). Tybinga, Niemcy, 9–10.06.2008 (plakat).

[K14] IZYDORCZYK W., ADAMOWICZ B., IZYDORCZYK J., PAPIS E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., MAZURKIEWICZ J., KWAŚNY W., MAZUR J., BODZENTA J., JAKUBIK W., KLIMASEK A., ŻYWICKI J.: Badania struktury cienkich warstw SnO_2 oraz ich właściwości sensorowych w atmosferze zawierającej tlen. II Kraj. Konf. Nanotechnologii (NANO2008). Kraków, 25–28.06.2008 (plakat).

[K15] JUNG W., GUZIEWICZ M.: Schottky Diode Parameters Extraction Using Lambert W Function. 9th Int. Workshop on Expert Evaluation EXMATEC 2008 (EXMAT08). Łódź 1–4.06.2008 (plakat).

[K16] KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., BOGUSŁAWSKI P., DYNOWSKA E., JAKIEŁA R., PRZEŹDZIECKA E., PIOTROWSKA A., KOSSUT J.: Group IB Acceptors in ZnO: Experiment and Theory. 29th Int. Conf. on Physics of Semiconductors (ICPS29). Rio de Janeiro, Brazylia, 27.07–1.08.2008 (plakat).

[K17] KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., BOGUSŁAWSKI P., JEZIERSKI A., DYNOWSKA E., JAKIEŁA R., PRZEŹDZIECKA E., PIOTROWSKA A., KOSSUT J.: Transparent p-Type ZnO Obtained by Ag Doping. EMRS Fall Meet. (EMRS08F). Warszawa, 15–19.09.2008 (ref.).

[K18] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I., KOWALCZYK E., PRZEŹDZIECKA E., KOSSUT J., DYNOWSKA E., JAKIEŁA R., ŁUSAKOWSKA E.: Domieszkowanie cienkich warstw ZnO na typ p. Nowe materiały i sensory dla optoelektroniki, informatyki i medycyny (NMSOIM08). Będlewo, 26–28.04.2008 (ref. zapr.).

[K19] KISIEL R., GUZIEWICZ M.: High Temperature Applications of Al Wire Connection to SiC Structures. 31st Int. Spring Sem. on Electronics Technology (ISSE2008). Budapeszt, Węgry, 7–11.05.2008 (ref. zapr.).

[K20] KISIEL R., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A.: Połączenia ultrakompresyjne Al-Al w montażu struktur SiC. VII Kraj. Konf. Elektroniki (KKE2008). Darłówko, 2–4.06.2008 (plakat).

[K21] KISIEL R., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., SZMIDT J.: An Overview of Packaging Problems for SiC Devices. XXXII Int. Conf. of IMAPS - CPMT IEEE Poland (IMAPS32). Pułtusk, 21–24.09.2008 (ref. zapr.).

[K22] KUCHUK A., GUZIEWICZ M., RATAJCZAK R., MINIKAYEV R., WZOREK M., STONERT A., KLADKO V. P., PIOTROWSKA A.: Thermal Stability of Au/Ni_2Si/n-SiC Ohmic Contacts: Influence of Aging Ambient. 9th Int. Workshop on Expert Evaluation EXMATEC 2008 (EXMAT08). Łódź, 1–4.06.2008 (plakat).

[K23] KUCHUK A., GUZIEWICZ M., RATAJCZAK R., MINIKAYEV R., WZOREK M., STONERT A., KLADKO V. P., PIOTROWSKA A.: Influence of Nanocomposite Diffusion Barrier on the Thermal Stability of Au-Metallized Ni_2Si/n-SiC Ohmic Contacts. XXXII Int. Conf. of IMAPS - CPMT IEEE Poland (IMAPS32). Pułtusk, 2–24.09.2008 (plakat).

[K24] KUCHUK A., GUZIEWICZ M., RATAJCZAK R., WZOREK M., KLADKO V. P., PIOTROWSKA A., STONERT A.: Long-Term Stability of Ni-Silicide Ohmic Contact to n-Type 4H-SiC. Materials for Advanced Metallization (MAM2008). Drezno, Niemcy, 2–5.05.2008 (plakat).

[K25] KUCHUK A., PIOTROWSKA A., KLADKO V. P., LYTVYN O.S., RATAJCZAK R., TUROS A., JAKIEŁA R., BARCZ A.: On the Formation of Ni-Based Ohmic Contacts to 4H n-SiC. 7th Europ. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials (ECSCRM7). Barcelona, Hiszpania, 7–11.09.2008 (plakat).

[K26] KWIETNIEWSKI N., GOŁASZEWSKA K., PIOTROWSKI T. T., RZODKIEWICZ W., GUTT T., SOCHACKI M., SZMIDT J., PIOTROWSKA A.: Oxidation Process of SiC by RTP Technique. 7th Europ. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials (ECSCRM7). Barcelona, Hiszpania, 7–11.09.2008 (plakat).

[K27] KWIETNIEWSKI N., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., SOCHACKI M., SZMIDT J.: Temperature Behaviour of Ir/SiC and IrO_x/SiC Schottky Contacts. XXXII Int. Conf. of IMAPS - CPMT IEEE Poland (IMAPS32). Pułtusk, 21–24.09.2008 (plakat).

[K28] ŁUSAKOWSKI J., SAKOWICZ M., KARPIERZ K., KNAP W., GRYNBERG M., CABAN P., STRUPIŃSKI W., GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., KOHLER K., VALUSIS G.: Coupling of Gated and Ungated Plasma in Terahertz Detection with High Electron Mobility Transistors. Europ. Optical Soc. Ann. Meet. (EOSAM08). Paryż, Francja, 29.09–2.10.2008 (kom.).

[K29] MISIUK A., ULYASHIN A. G., BARCZ A., SURMA B., WNUK A., PRUJSZCZYK M.: Buried Spongy-Like Layers in Silicon Implanted with He^+ and Subsequently Treated in D^+ Plasma. 6th Int. Conf. Porous Semiconductors Science and Technology. (PSST2008). Sa Coma, Majorka, Hiszpania, 10–14.03.2008 (plakat).

[K30] MISIUK A., BARCZ A., BĄK-MISIUK J., ROMANOWSKI P., CHOW L., CHOI E.: Stress-Mediated Redistribution of Mn in Annealed Si:Mn. E-MRS 2008 Spring Meet. (EMRSS08). Strasburg, Francja, 26–30.05.2008 (ref.).

[K31] MISIUK A., ULYASHIN A. G., BARCZ A., BĄK-MISIUK J.: Hydrogen Accumulation within Nano-Structured Areas in Implanted Silicon. 16th Int. Conf. on Composites/Nano Engineering (ICCNE16). Kunming, Chiny, 20–26.07.2008 (ref. zapr.).

[K32] NOWORYTA K., KWIETNIEWSKI N., PRYSTAWKO P., LESZCZYŃSKI M., KAMIŃSKA E., SUSKI T., KUTNER W.: Zastosowanie czujników ChemFET i ChemHEMT na bazie struktur szerokopasmowych półprzewodników GaN, ZnO i heterostruktur AlGaN/GaN pokrytych selektywnymi membranami polimerów do wykrywania związków organicznych o znaczeniu biologicznym. Nowe materiały i sensory dla optoelektroniki, informatyki i medycyny (NMSOIM08). Będlewo, 26–28.04.2008 (ref. zapr.).

[K33] PAPIS E., PIOTROWSKA A., KWIETNIEWSKI N., SOCHACKI M., SZMIDT J.: Opracowanie i wykonanie pasywacji powierzchni węglika krzemu na bazie powłok siarczkowych. VII Kraj. Konf. Elektroniki (KKE2008). Darłówko, 2–4.06.2008 (plakat).

[K34] PASTERNAK I., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., BORYSIEWICZ M., PRZEŹDZIECKA E., DYNOWSKA E., ŁUSAKOWSKA E., KOWALCZYK E., RZODKIEWICZ W.: High Quality Sputter-Deposited Undoped ZnO Films for Sensors and Electronic Devices. XXXVII Int. School on the Physics of Semiconducting Compounds (ISPSC-37). Jaszowiec, 7–13.06.2008 (plakat).

[K35] PRZEWŁOCKI H. M., GUTT T., MAŁACHOWSKI T., KWIETNIEWSKI N., BAKOWSKI M.: Opracowanie metod charakteryzacji parametrów podłoży i ich powierzchni granicznych z innymi materiałami oraz ich wykorzystanie do badań struktur realizowanych w PBZ. Sem. sprawozdawczo-odbiorcze II etapu realizacji PBZ-MeiN 6/2/2006 (SSOPBZ). Warszawa, 3.11.2008 (ref. zapr.).

[K36] RZODKIEWICZ W., BOROWICZ L., BOROWICZ P., GUZIEWICZ M., KULIK M.: Studies of Physical Properties of MIS Structures with Aluminium Gate. Photon 2008 (PHOTON2008). Edynburg, Wielka Brytania, 25–29.08.2008 (ref.).

[K37] SAKOWICZ M., ŁUSAKOWSKI J., KARPIERZ K., GRYNBERG M., KNAP W., KOHLER K., VALUSIS G., GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: The Role of Gated und Ungated Plasma in THz Detection by Field Effect Transistors. 29th Int. Conf. on Physics of Semiconductors (ICPS29). Rio de Janeiro, Brazylia, 27.07–1.08.2008 (plakat).

[K38] SAKOWICZ M., ŁUSAKOWSKI J., KARPIERZ K., GRYNBERG M., KNAP W., KOHLER K., VALUSIS G., GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., CABAN P., STRUPIŃSKI W.: Terahertz Detection by the Entire Channel of High Electron Mobility Transistors. XXXVII Int. School on the Physics of Semiconducting Compounds (ISPSC-37). Jaszowiec, 7–13.06.2008 (kom.).

[K39] SZMIDT J., M. SOCHACKI M., BIENIEK T., KWIETNIEWSKI N., STĘSZEWSKI J., PAZIO K., TAUBE A.: Przyrządy unipolarne i struktury tranzystorowe na potrzeby elektroniki wysokotemperaturowej. VII Kraj. Konf. Elektroniki (KKE2008). Darłówko, 2–4.06.2008 (ref.).

[K40] ZAREMBA G., KANIEWSKA M., JUNG W., GUZIEWICZ M., GRASZA K.: Electrical Characterization of 6H-SiC Grown by Physical Vapor Transport Method. 9th Int. Workshop on Expert Evaluation EXMATEC 2008 (EXMAT08). Łódź, 1–4.06.2008 (ref.).

Patenty i zgłoszenia patentowe'2008

[PA1] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Sposób wytwarzania przezroczystej warstwy przewodzącej typu p w przyrządach półprzewodnikowych. Pat. RP nr 200058.

[PA2] WÓJCIK I.: Urządzenie do mocowania linijek z półprzewodnikowymi strukturami laserowymi. Pat. RP nr 200074.

[PA3] PISKORSKI M.: Sposób wytwarzania optoelektronicznej wielowarstwowej struktury półprzewodnikowej. Pat. RP nr 200077.

[PA4] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I.: Sposób otrzymywania półprzewodnikowej warstwy tlenku cynku typu p. Zgł. pat. nr P.385139 z dn. 9.05.2008.