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 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
inż. Jakub Grochowski, e-mail: grochowski@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, prof. nadzw. w ITE
mgr Piotr Kaźmierczak, e-mail: pkaz@ite.waw.pl
dr inż. Jan W. Kiszkurno, e-mail: kisz@ite.waw.pl
mgr inż. Katarzyna Korwin-Mikke, e-mail: kgrad@ite.waw.pl
mgr inż. Renata Kruszka, e-mail: kruszka@ite.waw.pl
dr Andrian Kuchuk, e-mail: an.kuchuk@gmail.com
mgr Iwona Pasternak
mgr inż. Zuzanna Sidor, e-mail: sidor@ite.waw.pl
mgr inż. Andrzej Taube, e-mail: ataube@ite.waw.pl
mgr Małgorzata Zychowska, e-mail: zychowska@ite.waw.pl

1. Projekty badawcze realizowane w 2011 r.

W 2011 r. Zakład Mikro- i Nanotechnologii Półprzewodników Szerokoprzerwowych realizował następujące projekty badawcze:

- „Wielofunkcyjne struktury cienkowarstwowe oparte o tlenki i azotki metali" Etap IV (projekt statutowy nr 1.03.056);
- „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);
- „Nowe materiały dla przyrządów elektronicznych i sensorów z azotku galu przeznaczonych do pracy w skrajnie trudnych warunkach" (projekt nr 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);
- „Nowoczesne materiały i innowacyjne metody dla przetwarzania i monitorowania energii” MIME (POIG 01.01.02-00-108/09-00).

Zakład prowadził także działalność edukacyjną we współpracy z jednostkami akademickimi: Politechniką Warszawską, Politechniką Wrocławską, Politechniką Śląską, Akademią Górniczo-Hutniczą w Krakowie i Uniwersytetem Warszawskim.

2. Wyniki działalności naukowo-badawczej

W 2011 r. był realizowany ostatni etap trwającego cztery lata statutowego projektu badawczego pt. „Wielofunkcyjne struktury cienkowarstwowe oparte o tlenki i azotki metali”. Głównym kierunkiem badań było opracowanie innowacyjnych rozwiązań technologicznych i konstrukcyjnych dla nowych przyrządów i podzespołów z półprzewodników szerokoprzerwowych: ZnO, azotków grupy III i SiC. Materiały te są ciągle przedmiotem intensywnych prac badawczych i wdrożeniowych z uwagi na ich doskonałe właściwości optyczne, elektroniczne, mechaniczne i cieplne.

Prace badawcze obejmowały trzy grupy tematyczne.

- Technologia wytwarzania cienkich warstw półprzewodnikowych techniką magnetronowego reaktywnego rozpylania katodowego. W tej dziedzinie duży nacisk położono na optymalizację techniki osadzania poprzez badanie samego procesu rozpylania katodowego oraz roli, jaką odgrywa skład plazmy.
- Wytwarzanie i charakteryzacja cienkowarstwowych struktur złączowych. Skoncentrowano się na badaniu właściwości cienkowarstwowych struktur MIS z dwuwarstwowymi dielektrykami o wysokiej stałej dielektrycznej.
- Strukturyzacja materiałów i cienkowarstwowych struktur półprzewodnikowych, metalicznych i dielektrycznych technikami fotolitografii DUV, litografii laserowej i nanostemplowania oraz trawienia suchego RIE/ICP. W ramach tego szeroko pojętego zagadnienia opracowywane były nie tylko procesy wytwarzania periodycznych struktur submikrometrowych, lecz także doskonalono umiejętności w zakresie wykorzystania technik litografii laserowej i nanostemplowania oraz trawienia RIE/ICP.

Należy także zwrócić uwagę na grupę prac mających na celu rozwój metod charakteryzacji materiałów i struktur, a przede wszystkim na opracowanie metodyki badań składu chemicznego wielowarstwowych struktur metalicznych techniką spektroskopii cząstek rozpraszanych wstecznie (RBS).

2.1. Badanie procesów rozpylania katodowego: analiza wpływu właściwości fizycznych i chemicznych plazmy na własności osadzanych cienkich warstw półprzewodników szerokoprzerwowych

Badano rozpylanie katodowe z targetów Zn i ZnO o czystości 4N w mieszaninie argonowo-tlenowej (czystość 6N) odpowiednio przy zasilaniu stałoprądowym i wysokoczęstotliwościowym. Odległość targetu od podłoża wynosiła 15 cm, a podłoże znajdowało się bezpośrednio pod targetem. Kąt nachylenia powierzchni targetu do powierzchni podłoża (poziomu) wynosił 60°. Próżnia wstępna w reaktorze przed rozpoczęciem rozpylania była rzędu 10^{-7} Torr. Moc podawana na target wynosiła 125 W w obu trybach zasilania. W trybie RF wartość mocy odbitej wynosiła 0 W. W trakcie eksperymentu zmieniano zawartość tlenu w mieszaninie gazów przez zmianę przepływu tlenu z 0 do 15 sccm przy stałym przepływie argonu równym 10 sccm, co dawało zmiany zawartości tlenu w przedziale 0 ÷ 60%. Rozpylanie prowadzono przy dwóch ciśnieniach całkowitych mieszaniny gazów: 3 i 5 mTorr.

Charakterystyki *I-V* plazmy zostały zmierzone za pomocą sondy Langmuira Hiden Analytical ESPion, której wolframowa końcówka była umieszczona w pobliżu podłoża. Powierzchnia końcówki wynosiła 0,54 mm^2. Napięcie przykładane między końcówkę a masę było przemiatane w zakresie –200 ÷ +100 V z krokiem 0,2 V. Przed każdym pomiarem przeprowadzano elektronowe czyszczenie sondy przez polaryzację do +20 V w ciągu 120 ms. Charakterystyki posłużyły do wyliczenia parametrów plazmy, takich jak gęstość elektronów, temperatura elektronów, gęstość jonów oraz energia jonów.

Optyczne widma emisyjne dla zakresu 200 ÷ 800 nm zebrano za pomocą światłowodu podłączonego do spektrometru Verity SD1024F. Końcówka światłowodu była przyczepiona do katody i skierowana w region erozji na powierzchni targetu.

W ramach eksperymentu wykonano także osadzanie warstw ZnO na podłoża Si (111) przy pięciu różnych parametrach procesowych w celu powiązania właściwości plazmy z właściwościami wytwarzanych warstw. Warstwy osadzano przy niskiej i wysokiej zawartości tlenu zarówno w trybie DC, jak i RF przy ciśnieniu 5 mTorr (łącznie 4 próbki) oraz dodatkowo jedna warstwa była osadzana przy ciśnieniu 3 mTorr przy niskiej zawartości tlenu w trybie DC. Wykaz wykonanych próbek zawiera tab. 1.

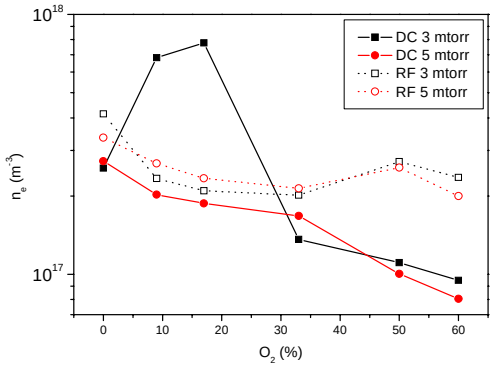
Tabela 1. Próbki wykonane w eksperymencie

Numer próbki	*p* [mTorr]	Zawartość tlenu [%]	Tryb	Prędkość wzrostu [Å/s]
1	5	17	RF	1,10
2	5	60	RF	0,94
3	5	17	DC	2,17
4	3	17	DC	4,81
5	5	60	DC	1,72

Przed osadzaniem podłoża były przygotowane przez mycie we wrzących rozpuszczalnikach organicznych, a tlenek krzemu usunięto przez zanurzenie w buforowanym HF. Podłoża nie były podgrzewane podczas osadzania. Mikrostruktura wyhodowanych warstw została scharakteryzowana przy pomocy zdjęć przełomów wykonanych metodą skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) ZEISS Neon 40.

Właściwości fizyczne plazmy

Zaobserwowano, że spośród wszystkich parametrów plazmy największe zmiany wykazywała gęstość elektronów. Ponadto był to jedyny parametr, którego zmiany można było w sposób spójny powiązać ze zmianami struktury otrzymywanych warstw ZnO. Dlatego w dalszym ciągu będzie zaprezentowana dyskusja jedynie tego parametru.



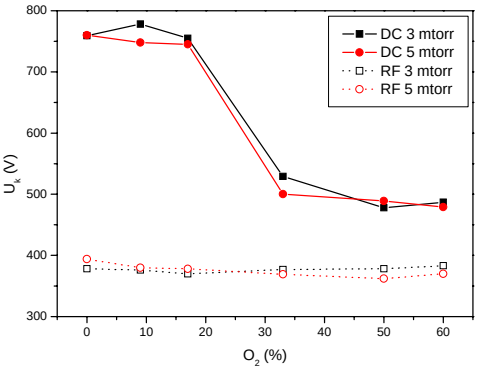
Rys. 1. Zmiany gęstości plazmy n_e zachodzące ze wzrostem zawartości tlenu w mieszaninie przedstawione dla plazm DC i RF oraz ciśnienia 3 mTorr i 5 mTorr

W plazmie powstającej podczas rozpylania katodowego słuszne jest założenie quasi-neutralności, zgodnie z którym gęstość elektronów w plazmie jest równa gęstości naładowanych jonów. Wobec tego gęstość elektronów wyznaczana na podstawie pomiarów sondy Langmuira może być uważana za gęstość plazmy. W eksperymencie zaobserwowano podobne zachowanie w funkcji wzrostu zawartości tlenu w plazmie dla różnych ciśnień przy rozpylaniu w trybie RF. Jednakże zachowania dla trybu DC różnią się od nich istotnie (rys. 1).

W trybie RF gęstość plazmy jest prawie stała i mieści się w zakresie $2 \div 4 \cdot 10^{17}/m^3$, a zmiany ciśnienia i zawartości tlenu nie prowadzą do istotnych jej zmian. W trybie DC sytuacja wygląda inaczej, a zależność gęstości plazmy od tych dwóch parametrów jest bardzo wyraźna. Dla rozpylania czystego cynku gęstość plazmy wynosi ok. $2{,}5 \cdot 10^{17}/m^3$ i wraz z dodawaniem niewielkich ilości tlenu (do 9% i 17%) rośnie do $6{,}8 \div 7{,}7 \cdot 10^{17}/m^3$ w przypadku rozpylania przy ciśnieniu 3 mTorr. Dla wyższego ciśnienia zmiany są mniejsze i mają inny charakter, gdyż gęstość spada nieznacznie wraz z dodatkiem tlenu. Zjawisko to można wyjaśnić w oparciu o założenie, że przy niskiej zawartości tlenu nie powoduje on utleniania powierzchni targetu cynkowego, natomiast bierze udział w rozpylaniu, zwiększając prędkość rozpylania. Założenie to można potwierdzić na podstawie tab. 1, z której wynika, że prędkość osadzania odpowiada gęstości plazmy w trybie DC.

Dalsze dodawanie tlenu do mieszaniny powyżej 33% powoduje najpierw spadek do ok. $1.5 \cdot 10^{17}/m^3$ dla obu ciśnień i ostatecznie do 0,9 i $0{,}8 \cdot 10^{17}/m^3$ dla 60% odpowiednio w przypadku ciśnień 3 i 5 mTorr. Wartości w tym przedziale zawartości tlenu są niższe niż w przypadku rozpylania w trybie RF. Musi to być związane ze

wzrostem szybkości utleniania powierzchni targetu wraz z dodawaniem tlenu, przy większym przyspieszeniu dla większej liczby atomów tlenu, tj. w przypadku wyższego ciśnienia. Ten początek utleniania i wzrost jego szybkości może być skorelowany ze spadkiem napięcia na katodzie dla 33% zawartości tlenu, obserwowanym tylko w przypadku DC (rys. 2). Należy w tym miejscu zwrócić uwagę, że w używanym reaktorze powyżej 60% tlenu przy ciśnieniu 5 mTorr niemożliwe jest prowadzenie stabilnego rozpylania w trybie DC ze względu na nadmierne utlenianie.



Rys. 2. Zmiany w napięciu na katodzie zachodzące ze wzrostem zawartości tlenu w mieszaninie, przedstawione dla plazm DC i RF oraz ciśnienia 3 mTorr i 5 mTorr

Właściwości chemiczne plazmy

Badania spektroskopii optycznej umożliwiły uzyskanie jakościowych informacji dotyczących składu chemicznego plazmy. W badanym przypadku niemożliwe było jednak ilościowe określenie składu chemicznego. W ogólności, jedynie przy wykorzystaniu techniki aktynometrycznej, można określić względne stężenia chemiczne w plazmie. Technika ta polega na dodaniu małej, dobrze zdefiniowanej ilości gazu wskaźnikowego do mieszaniny i pomiarze natężeń linii emisyjnych w plazmie względem natężeń linii emisyjnych dodanego gazu. Linie wybrane do takich porównań muszą być związane z przejściami ze stanów wzbudzonych o zbliżonych energiach. W ten sposób zostaje uwzględniony w sposób niejawny rozkład energetyczny elektronów w plazmie, gdyż zakłada się, że elektrony wzbudzające atomy ze stanów podstawowych do obserwowanych stanów wzbudzonych mają podobne energie i nie jest konieczne określanie ich gęstości. Po uwzględnieniu przekrojów czynnych na wzbudzenia związane ze zderzeniami z elektronami dla obserwowanych atomów można uzyskać jakościowe informacje na temat składu plazmy. Technika ta mogłaby zostać wykorzystana do określenia składu plazmy Ar-O-Zn przy znanych przepływach Ar i O. Linie zaobserwowane w eksperymencie przedstawiono w tab. 2, gdzie notacja Ar I oznacza niezjonizowany atom argonu.

Niestety, w zaobserwowanych przejściach nie występują takie, dla których poziomy wzbudzone miałyby zbliżone energie. Najniższe energie dla argonu i tlenu (odpowiednio 12,92 eV dla $3s^2 3p^5(2Po_{3/2})4p$ i 10,73 eV dla $2s^2 2p^3(^4S^o)3p$ są znacznie wyższe niż najwyższe energie dla cynku (8,5 eV dla 4s5d). Wobec tego zastosowanie techniki aktynometrycznej staje się niemożliwe. Dlatego zostaną wykazane jedynie podstawowe jakościowe różnice między widmami plazmy obserwowanymi dla przypadku rozpylania Zn w trybie DC i ZnO w trybie RF.

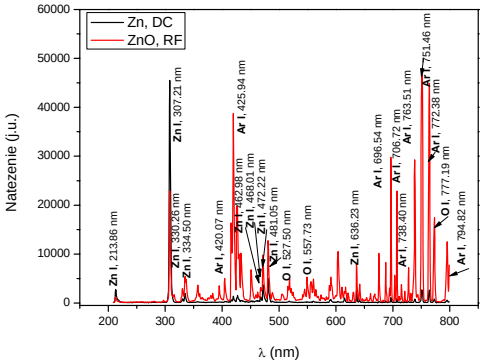
Tabela 2. Linie zidentyfikowane w widmach emisyjnych

λ [nm]	Jon	Konfiguracja poziomów	Termy
213,86	Zn I	$4s^2 – 4s4p$	$^1S_0 – {}^1P_1^o$
307,21	Zn I	$4s^2 – 4s4p$	$^1S_0 – {}^3P_1^o$
330,26	Zn I	4s4p – 4s4d	$^3P_1^o – {}^3D_1$
334,50	Zn I	4s4p – 4s4d	$^3P_2^o – {}^3D$
420,07	Ar I	$3s^23p^5(^2P^o_{3/2})4s – 3s^23p^5(^2P^o_{3/2})5p$	$^2[^3/_2]^o – {}^2[^5/_2]$
425,94	Ar I	$3s^23p^5(^2P^o_{1/2})4s – 3s^23p^5(^2P^o_{1/2})5p$	$^2[^1/_2]^o – {}^2[^1/_2]$
462,98	Zn I	4s4p – 4s5d	$^1P_1^o – {}^1D_2$
468,01	Zn I	4s4p – 4s5s	$^3P_0^o – {}^3S_1$
472,22	Zn I	4s4p – 4s5s	$^3P_1^o – {}^3S_1$
481,05	Zn I	4s4p – 4s5s	$^3P_2^o – {}^3S_1$
527,50	O I	$2s^22p^3(^4S^o)3p – 2s^22p^3(^4S^o)7d$	$^3P – {}^3D^o$
557,73	O I	$2s^22p^3(^4S^o)3p – 2s^22p^3(^4S^o)7s$	$^3P – {}^3S^o$
636,23	Zn I	4s4p – 4s4d	$^1P_1^o – {}^1D_2$
696,54	Ar I	$3s^23p^5(^2P^o_{3/2})4s – 3s^23p^5(^2P^o_{1/2})4p$	$^2[^3/_2]^o – {}^2[^1/_2]$
706,72	Ar I	$3s^23p^5(^2P^o_{3/2})4s – 3s^23p^5(^2P^o_{1/2})4p$	$^2[^3/_2]^o – {}^2[^3/_2]$
738,40	Ar I	$3s^23p^5(^2P^o_{3/2})4s – 3s^23p^5(^2P^o_{1/2})4p$	$^2[^3/_2]^o – {}^2[^3/_2]$
751,46	Ar I	$3s^23p^5(^2P^o_{3/2})4s – 3s^23p^5(^2P^o_{3/2})4p$	$^2[^3/_2]^o – {}^2[^1/_2]$
763,51	Ar I	$3s^23p^5(^2P^o_{3/2})4s – 3s^23p^5(^2P^o_{3/2})4p$	$^2[^3/_2]^o – {}^2[^3/_2]$
772,38	Ar I	$3s^23p^5(^2P^o_{3/2})4s – 3s^23p^5(^2P^o_{3/2})4p$	$^2[^3/_2]^o – {}^2[^3/_2]$
777,19	O I	$2s^22p^3(^4S^o)3s – 2s^22p^3(^4S^o)3p$	$^5S^o – {}^5P$
794,82	Ar I	$3s^23p^5(^2P^o_{1/2})4s – 3s^23p^5(^2P^o_{1/2})4p$	$^2[^1/_2]^o – {}^2[^3/_2]$

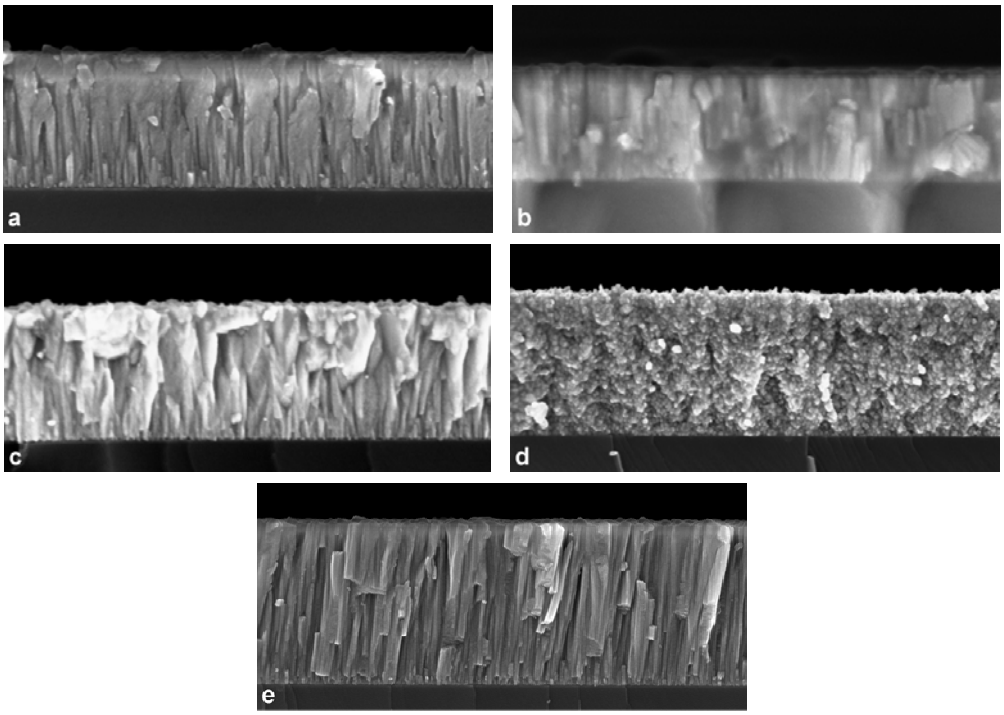
Należy zauważyć, że nie zaobserwowano linii pochodzących od zjonizowanych atomów, zatem plazma jest dość słabo zjonizowana. Na rys. 3 przedstawiono jakościowe porównanie widm emisyjnych dla plazmy DC i RF przy 0% tlenu i ciśnieniu 5 mTorr. Widoczne jest, że w przypadku stałoprądowym linie cynkowe, w szczególności linia 307,21 nm, dominują w widmie, linie argonowe są dość niskie i brak jest linii tlenowych między 500 i 600 nm. Ze względu na znaczną intensywność linii 307,21 nm niemożliwe było wydłużenie czasu całkowania podczas rejestracji widm, gdyż zabieg taki powodowałby nasycenie detektora CCD w spektrometrze. Wobec tego linie o niskim natężeniu jak O I nie mogły być prześledzone w warunkach ubogich w tlen ze względu na szum tła. Dla plazmy RF widoczna jest dominacja linii argonowych, obniżenie natężenia linii cynkowych (dwukrotne dla linii 307,21 nm) oraz ponownie brak linii tlenowych.

Właściwości osadzonych warstw

Na rys. 4 przedstawiono obrazy przełomów SEM dla wszystkich próbek w eksperymencie opisanych w tab. 1. Morfologia warstw jest dość różnorodna, w szczególności próbki 1, 2, 3 i 5 wykazują różne rodzaje struktury kolumnowej, podczas gdy próbka 4 ma strukturę porowatą. Warstwy 1 i 4 osadzono przy zbliżonych T_e i E_{i+}, a jedynym parametrem plazmy istotnie różnym w obu przypadkach była jej gęstość n_e. Można wobec tego stwierdzić, że wysoka gęstość plazmy promuje wzrost porowatych warstw, zapewne dzięki wzrostowi rozpraszania rozpylonych atomów, przekładającemu się na niekierunkowość osadzania na podłoże.



Rys. 3. Widma emisyjne zarejestrowane przy ciśnieniu 5 mTorr dla rozpylania w czystym argonie w trybie DC i RF



Rys. 4. Obrazy przełomów SEM dla próbek wytworzonych w ramach eksperymentu. Powiększenie 100 tys. ×. Grubość warstw: a) próbka 1 – 395,3 nm, b) próbka 2 – 351,4 nm, c) próbka 3 – 415,8 nm, d) próbka 4 – – 576,9 nm, e) próbka 5 – 793,6 nm

Z kolei próbki 1 i 2 hodowano przy podobnych parametrach plazmy, jednakże w przypadku próbki 2 zawartość tlenu w mieszaninie była większa. Mikrostruktura obu warstw jest bardzo podobna, ale w próbce 2 kolumny są stałej szerokości, a w

próbce 1 szerokość kolumn zwiększa się wraz ze wzrostem warstwy. Próbka 3 ma bardzo podobną mikrostrukturę jak próbki 1 i 2. Natomiast w przypadku próbki 5, o ile struktura kolumnowa jest zachowana, oś wzrostu kolumn jest istotnie nachylona do powierzchni próbki (75°). Ze względu na pochylenie katody do 60° oraz umieszczenie próbek nie na jej osi kąt 75° może być kątem widzenia katody z powierzchni podłoża podczas osadzania. Jedynym parametrem plazmy dla tej próbki, różniącym się od parametrów próbek 1–3, jest gęstość plazmy, która w tym przypadku jest najniższa ze wszystkich zarejestrowanych. Niska gęstość plazmy powoduje wydłużenie drogi swobodnej rozpylanych atomów, co prowadzi do balistycznego, kierunkowego transportu ich między katodą a podłożem i powoduje nachylenie kolumn zgodne z kierunkiem strumienia atomów, a nie ze związkami heteroepitaksjalnymi, jakie dominują w przypadku próbek 1–3.

Reasumując, dla wysokiej gęstości plazmy ($\sim 7\cdot 10^{17}/m^3$) otrzymane warstwy ZnO mają polikrystaliczną porowatą strukturę, podczas gdy dla niższych gęstości plazmy struktura warstw była polikrystaliczna i kolumnowa. W przypadku plazm o najniższej zaobserwowanej gęstości ($\sim 0{,}8\cdot 10^{17}/m^3$) zaobserwowano, że kierunek wzrostu kolumn jest związany z kierunkiem między katodą a podłożem. Zjawiska te można wytłumaczyć poprzez zmiany drogi swobodnej rozpylanych atomów.

2.2. Badania nad technologią wytworzenia stabilnych struktur z warstwą p-NiO dla zastosowań w detektorach UV

W 2010 r. zbadano wpływ warunków procesu osadzania na parametry elektryczne, transmisję oraz przerwę energetyczną tlenku niklu. Stwierdzono negatywny wpływ przechowywania warstw NiO w powietrzu na ich przewodnictwo. W związku z tym konieczne stało się opracowanie warstwy zabezpieczającej powierzchnię NiO przed wpływem atmosfery, co było przedmiotem prac w 2011 r. Należy zaznaczyć, że warstwy NiO wykazują właściwości katalityczne oraz łatwo absorbują gazy. Te cechy są zapewne powodem niestabilności elektrycznych parametrów warstw obserwowanych po dłuższym czasie przechowywania w powietrzu. Prezentowane badania miały na celu opracowanie sposobu wytworzenia struktury złożonej z warstwy p-NiO o dobrym przewodnictwie i dostatecznie wysokiej przezroczystości oraz przezroczystej warstwy zabezpieczającej NiO.

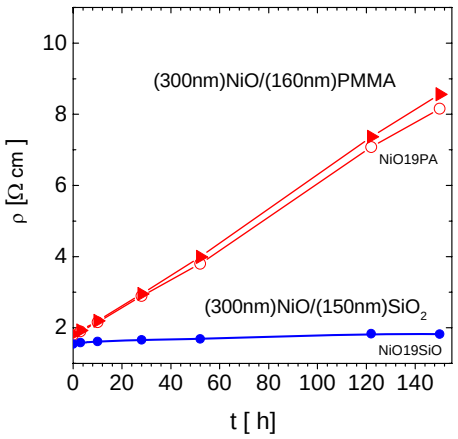
Zakres prac obejmował wykonanie struktur testowych z rezystorami NiO (na podłożu Si/SiO_2) pokrytymi warstwą SiO_2 lub PMMA, struktur testowych c-TLM do wyznaczenia rezystancji kontaktu oraz próbek NiO na kwarcu do pomiaru koncentracji i ruchliwości nośników metodą Halla. Pomiary rezystancji wykonywano po czasie przechowywania lub starzenia w 100^oC, a pomiary transmisji, koncentracji i ruchliwości przed wygrzewaniem i po wygrzewaniu w podwyższonej temperaturze.

Powierzchnie NiO były hermetyzowane cienkimi warstwami SiO_2, SiN_x i polimetakrylanu metylu (PMMA). W przypadku hermetyzacji SiO_2 oczekiwano po-

prawy stabilności NiO także w podwyższonej temperaturze, jaka może wystąpić podczas pracy przyrządu, np. przy pomiarze natężenia UV w lampach dużej mocy (T_{max} = 300°C). PMMA badano głównie w celu zabezpieczenia warstw przed wpływem powietrza w czasie przechowywania i pracy w temperaturze poniżej 100°C. Ze względu na dużą absorpcję warstw NiO osadzanych w temperaturze pokojowej, odznaczających się niską rezystywnością, podjęto próbę zwiększenia transmisji poprzez wygrzewanie ich z hermetyzacją SiO_2.

Warstwy NiO wykonywano techniką reaktywnego magnetronowego rozpylania katodowego (w temperaturze otoczenia, przy mocy 200 W i zawartości tlenu 9 ÷ 100%) na podłożach Si/SiO_2 i kwarcowych. Warstwy hermetyzujące SiO_2 (150 nm i 300 nm) osadzano metodą PECVD w temperaturze 250°C lub 300°C oraz metodą rozpylania katodowego. Wykonano też próbę hermetyzacji cienką 60 nm warstwą TiO_x *in situ*. Kontakty do struktur pomiarowych (rezystory w kształcie meandra o szerokości paska 20 μm i struktury c-TLM) wykonano stosując reaktywne trawienie jonowe (RIE) warstwy SiO_2, a metalizację Ti(10 nm)/ /Au(150 nm) – techniką osadzania *sputteringowego* i fotolitografii *lift off*. Pokrycie warstwą PMMA-495k wykonano po metalizacji rezystorów.

Badania stabilności parametrów NiO dowodzą, że warstwy NiO pokryte PMMA (160 nm) lub SiO_2 (150 nm) poddawane wygrzewaniu w powietrzu w temperaturze 100°C wykazują sukcesywny wzrost rezystancji z czasem wygrzewania (rys. 5). Jednak o ile dla warstwy NiO hermetyzowanej PMMA wzrost jest szybki (4,5-krotny po czasie wygrzewania 150 h), to przy hermetyzacji SiO_2 wzrost ten jest ledwie zauważalny. Dla porównania, bliźniacza warstwa NiO pokryta PMMA (160 nm) i przechowywana w warunkach pokojowych wykazuje wzrost rezystywności o 6 ÷ 8% w ciągu miesiąca. Z kolei warstwy NiO, które nie były hermetyzowane, zwiększają rezystywność kilkukrotnie i często tracą przewodnictwo typu p po tym czasie przechowywania.



Rys. 5. Wpływ rodzaju hermetyzacji i czasu starzenia na stabilność termiczną rezystywności warstw NiO mierzonych na rezystorach

Wykonano badania rezystancji właściwej r_c kontaktów NiO/TiAu dla warstw NiO osadzanych przy różnej zawartości tlenu. Parametry trzech przykładowych warstw NiO i kontaktów omowych Au z podkładką adhezyjną Ti(10 nm) podano w tab. 3. W celu poprawienia powtarzalności wyników pomiaru zastosowano wygrzewanie próbek w temperaturze 200 ÷ 250°C w tlenie, co jednocześnie skutkowało obniżeniem wartości r_C, a także niższą rezystywnością NiO w mierzonych

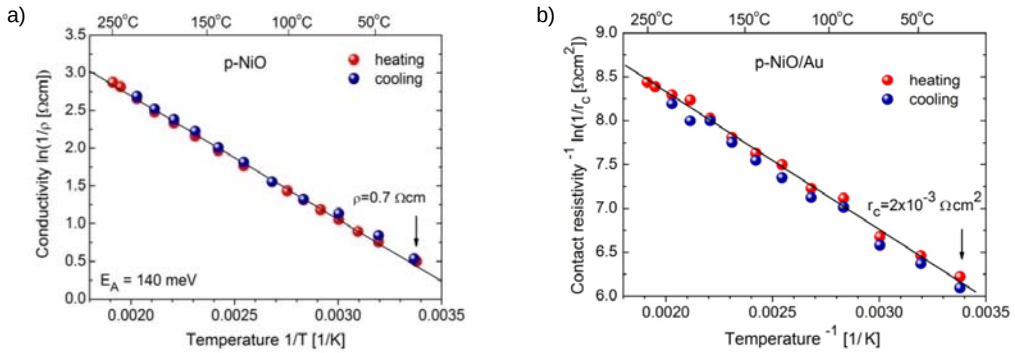
rezystorach. Wygrzewanie w tlenie w 200 i 250°C zmniejsza rezystancję kontaktu omowego od 2 do 8 razy.

Tabela 3. Zestaw parametrów warstw NiO i wartości r_C kontaktów omowych Au(200nm)

Symbol próbki	T_{proc}	ϕ_{O2}	d	ρ	as-dep.		200°C, 60', O_2		250°C, 60', O_2	
	[°C]	[%]	[nm]	[Ω·cm]	R_s [Ω/sq.]	r_C [Ω·cm^2]	R_s [Ω/sq.]	r_C [Ω·cm^2]	R_s [Ω/sq.]	r_C [Ω·cm^2]
NiO_3*	RT	9	192	≈45	2 M	$7{,}10^{-2}$				
NiO_8	RT	100	300	0,14	7,1k	$6{,}2\cdot10^{-3}$	8k	$3\cdot10^{-3}$	–	–
NiO_10	RT	9	300	0,36	16k	$3{,}7\cdot10^{-4}$	6k	$5\cdot10^{-5}$	8,3k	$7\cdot10^{-5}$

* Próbka po wielotygodniowym przechowywaniu w powietrzu

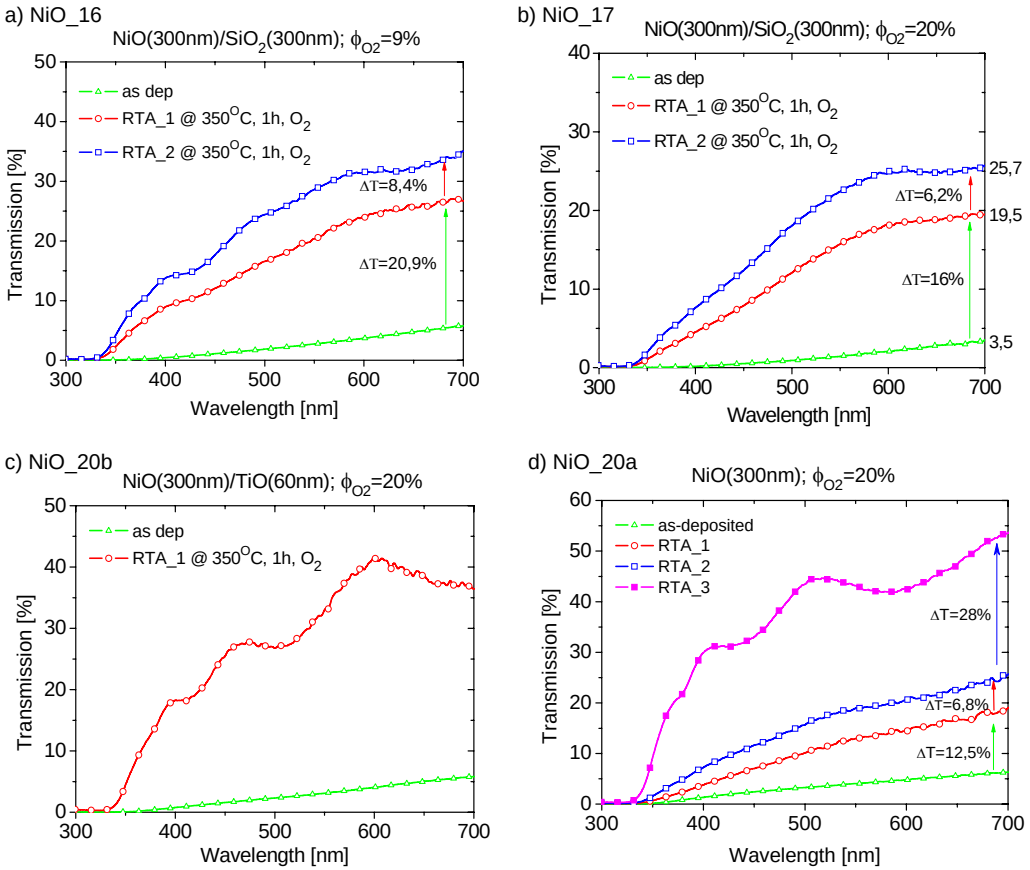
Dla kontaktu NiO/TiAu formowanego w tlenie i następnie wygrzewanego w powietrzu w 200°C przez 3 h zauważalny jest wzrost rezystancji kontaktu: ok. 2-krotny dla NiO_8 i 10-krotny dla NiO_10. Przyczyną tego jest prawdopodobnie dyfuzja gazów z powietrza do NiO, która kompensuje nośniki typu p. W celu rozstrzygnięcia tych wątpliwości wykonano strukturę c-TLM z p-NiO osadzaną przy 20% zawartości O_2, kontaktem Ti/Au i warstwą (150 nm) SiO_2 hermetyzującą powierzchnię NiO. Wyniki pomiarów pokazane na rys. 6 przedstawiają charakterystyki r_C kontaktów i rezystywności warstwy NiO w zależności od temperatury w zakresie od 20 do 250°C. Wyznaczono wartość $r_C = 2\cdot10^{-3}$ Ω·cm^2 , ρ = 0,7 Ω·cm i energię aktywacji nośników E_A = 140 eV. Powtarzalność wyników pomiaru r_C i ρ po kilku miesiącach potwierdza poprawność wykonanej hermetyzacji.



Rys. 6. Zależność rezystancji właściwej r_C kontaktu p-NiO/(10 nm Ti)/(200 nm)Au (a) i rezystywności NiO (b) od temperatury mierzonej na strukturze c-TLM hermetyzowanej warstwą (150 nm)SiO_2

W celu poprawy transmisji warstw NiO przez wygrzewanie stosowano warstwy NiO osadzone na kwarcu przy mocy RF 200 W i zawartości tlenu φ_{O2} = 9% lub 20% oraz pokryte metodą PECVD (300 nm)SiO_2. Próbki wygrzewano w 350°C

w tlenie i argonie. Wyniki pomiarów transmisji oraz koncentracji i ruchliwości przed wygrzewaniem i po kolejnych godzinach wygrzewania pokazano na rys. 7 i w tab. 4.



Rys. 7. Transmisja warstw NiO przed wygrzewaniem i po wygrzewaniu w 350°C w O_2: a, b) warstwy z hermetyzacją (300 nm)SiO_2, c) warstwy z hermetyzacją (60 nm)TiO, d) warstwy bez zabezpieczenia

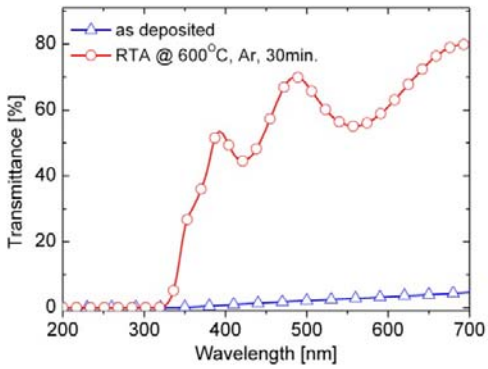
Warstwy charakteryzują się zwiększoną transmisją po każdej godzinie wygrzewania i zarazem zwiększoną rezystywnością, przy czym dobre ruchliwości μ = 1,23 $cm^2/V{\cdot}s$ przy małym rozrzucie błędu (± 0,02 $cm^2/V{\cdot}s$) uzyskano dla warstwy NiO_17. Wygrzewanie takiej samej struktury z SiO_2 w temperaturze 350°C, ale w Ar powodowało nieco szybszy wzrost transmisji przy zachowaniu podobnej tendencji wzrostu rezystywności. Z kolei jeśli warstwa NiO nie jest hermetyzowana przed wygrzewaniem w Ar, wówczas obserwuje się drastyczny wzrost rezystywności NiO. W wyższej temperaturze wygrzewania uzyskiwano większą transmisję warstw, ale warstwa SiO_2 ulegała degradacji poprzez odpryski. Obserwowany efekt odrywania fragmentów warstwy może mieć związek z mechanizmem dyfuzji gazów poprzez mikrometrowe defekty w warstwie i penetrację do międzypowierzchni lub podłoża, drastycznie zmniejszając przez to adhezję warstw. Największy wzrost transmisji do 60% uzyskano poprzez wygrzewanie w 600°C (rys. 8), ale w tej temperaturze hermetyzacja nie

spełnia już swojej roli. Jedynym rozwiązaniem zapewniającym uzyskanie wysokiej transmisji może być osadzanie warstw w wysokiej temperaturze.

Tabela 4. Zestaw wyników pomiarów Halla przed wygrzewaniem i po wygrzewaniu dla próbek NiO osadzanych przy zawartości tlenu ϕ_{O2} i hermetyzowanych warstwami SiO_2 lub TiO_2

Próbka	ϕ_{O2} hermetyzacja	Proces wygrzewania	p [cm^{-3}]	μ [cm^2/V·s]	ρ [Ω·cm]
NiO_16	9% (300nm)SiO_2	as-dep.	$2{,}72 \pm 0{,}2 \cdot 10^{20}$	$0{,}175 \pm 0{,}15$	0,24
		#1@350°C, 1h, O_2	$2{,}45 \pm 0{,}1 \cdot 10^{17}$	$0{,}81 \pm 0{,}42$	33
		#2@350°C, 1h, O_2	$3{,}75 \pm 0{,}2 \cdot 10^{15}$	$0{,}81 \pm 0{,}42$	1050*
NiO_17	20% (300nm)SiO_2	as-dep.	$1{,}29 \pm 0{,}2 \cdot 10^{21}$	$0{,}022 \pm 0{,}02$	0,20
		#1@ 350°C, 1h, O_2	$1{,}9 \pm 0{,}2 \cdot 10^{19}$	$0{,}046 \pm 0{,}02$	20,5
		#2@ 350°C, 1h, O_2	$1{,}22 \pm 0{,}2 \cdot 10^{17}$	$1{,}23 \pm 0{,}02$	42
		#3@ 350°C, 1h, O_2	–	–	–*
NiO_20a	20% bez cup	as-dep.	$2{,}48 \pm 0{,}2 \cdot 10^{20}$	$0{,}20 \pm 0{,}02$	0,43
		#1@ 350°C, 1h, O_2	$3{,}55 \pm 0{,}3 \cdot 10^{18}$	$0{,}19 \pm 0{,}02$	13
		#2@ 350°C, 1h, O_2	$1{,}76 \pm 0{,}9 \cdot 10^{18}$	$0{,}24 \pm 0{,}01$	17
		#3@ 350°C, 1h, O_2	$3{,}6 \pm 0{,}2 \cdot 10^{16}$	$2{,}50 \pm 0{,}02$	84
NiO_20b	20% (60nm)TiO_2	as-dep.	$1{,}62 \pm 0{,}5 \cdot 10^{20}$	$0{,}1 \pm 0{,}03$	0,42
		200°C, 45 min, air	$2{,}1 \pm 0{,}2 \cdot 10^{20}$	$0{,}03 \pm 0{,}02$	0,85
		#1@ 350°C, 1h, O_2	$4{,}9 \pm 0{,}5 \cdot 10^{16}$	$1{,}64 \pm 1$	135

* Spękania w NiO/SiO_2



Rys. 8. Transmisja warstw NiO przed wygrzewaniem i po wygrzewaniu w 600°C w Ar

Wzrost rezystywności NiO z czasem i temperaturą wygrzewania należałoby tłumaczyć zanikaniem defektów Ni^{+3} odpowiedzialnych za przewodnictwo typu p. W układzie hermetyzowanym warstwą 160 nm PMMA może dochodzić do uwalniania lotnych składników rezystu i ich absorpcji przez NiO bądź także składników z powietrza dyfundowanych przez zbyt cienką warstwę rezystu, co w efekcie prowadzi do kompensacji dziur.

Przeprowadzone eksperymenty wykazały stabilność przewodnictwa warstw p-NiO w czasie ich przechowywania w powietrzu przez kilka miesięcy, gdy były hermetyzowane warstwą SiO_2 grubości co najmniej 150 nm. Potwierdziły to także pomiary

rezystancji R_c kontaktu p-NiO/Au na strukturze c-TLM z hermetyzacją (150 nm)SiO_2. Warstwa PMMA o grubości 160 nm jako hermetyzacja NiO nie sprawdziła się, gdyż po miesiącu przechowywania rezystywność NiO wzrasta o ok. 7%.

Hermetyzacja NiO warstwą PECVD SiO_2, stosowana w celach poprawy parametrów fizycznych poprzez wygrzewania w temperaturze 350°C, ma umiarkowany wpływ na zachowanie przewodnictwa warstwy NiO, ale stwierdza się wyższą ruchliwość akceptorów po wygrzewaniu.

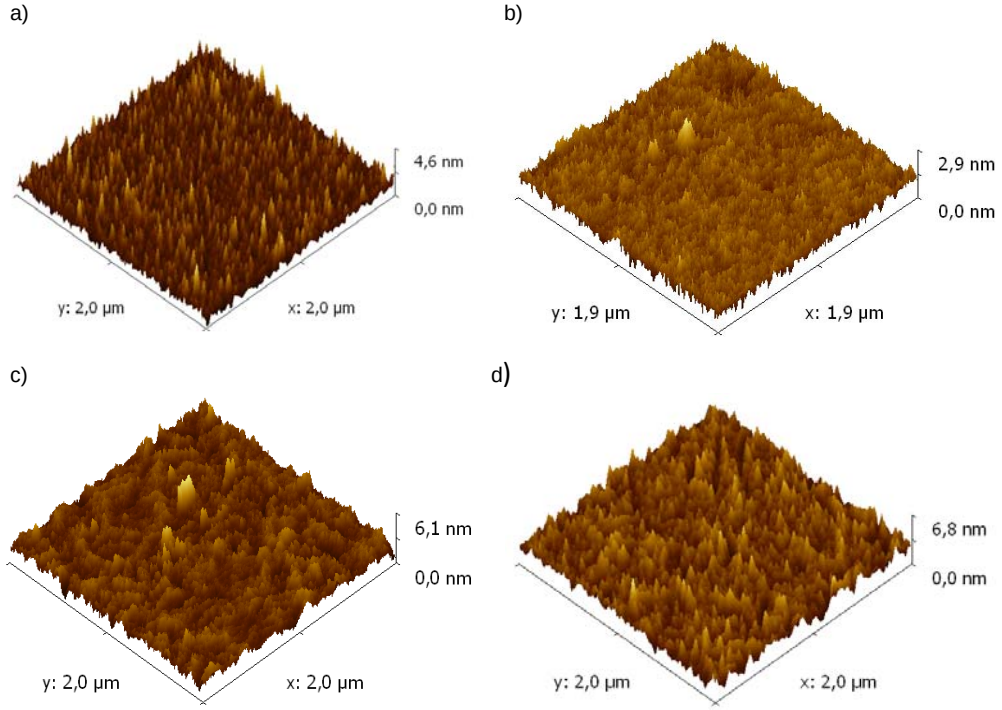
2.3. Badanie właściwości cienkowarstwowych struktur metal-dielektryk-półprzewodnik: dielektryki o wysokiej stałej dielektrycznej, półprzewodniki szerokoprzerwowe

Badania właściwości cienkowarstwowych struktur metal-dielektryk-półprzewodnik koncentrowały się na wykorzystaniu warstwy podkładowej w kondensatorach MOS z dielektrykami o wysokiej stałej dielektrycznej. Ich przedmiotem był wpływ wygrzewania na parametry elektrofizyczne warstw HfO_2 na podłożach krzemowych z cienką warstwą podkładową SiO_2 osadzoną metodą PECVD oraz wpływ zastosowania warstw podkładowych z SiO_2 i SiO_xN_y na właściwości elektryczne kondensatorów MOS z warstwą tlenku aluminium Al_2O_3. Przeprowadzono próby optymalizacji procesów osadzania metodą PECVD warstw tlenkoazotku krzemu SiO_xN_y o zmiennym stosunku atomów azotu i tlenu.

Wpływ wygrzewania na parametry elektrofizyczne warstw HfO_2 osadzonych na podłożach krzemowych z cienką warstwą podkładową z SiO_2

Warstwy dielektryków zostały osadzone na podłożach krzemowych typu n o orientacji <100> i rezystywności $\rho = 4 \div 6\ \Omega\cdot$cm. Po procesie przygotowania (mycie w gorących rozpuszczalnikach organicznych, trawienie kolejno w gorących roztworach $NH_4OH:H_2O_2:H_2O$ (1:1:5) i $HCl:H_2O_2:H_2O$ (1:1:5), odtlenianie w HF_{buf}, płukanie w DI) podłoża poddano utlenieniu w temperaturze 1100°C w celu zabezpieczenia powierzchni. Po uformowaniu kontaktów od spodu podłoży (naparowanie i wygrzanie 200 nm warstw Ni), a przed procesem osadzania dielektryka podkładowego tlenek zabezpieczający został usunięty przez zanurzenie na 3 min. w roztworze HF. Warstwa dielektryka podkładowego (SiO_2 grubości 6 nm) została osadzona metodą PECVD przy następujących parametrach: gazy procesowe SiH_4 oraz N_2O, temperatura procesu 300°C, moc 8 W, ciśnienie 0,35 Torr, czas 16 s. Na tak przygotowane podłoża nałożono 50 nm tlenku hafnu. Warstwy tlenku hafnu osadzono techniką ALD w temperaturze 90°C używając jako prekursorów TDMAHf i H_2O. Liczbę cykli dobrano tak, aby grubość warstw wynosiła ok. 50 nm. Wytworzone struktury wygrzano w piecu RTP przez 60 s w atmosferze N_2 w temperaturze 400, 600 i 800°C. Po wygrzaniu na powierzchnię części płytek naparowano kontakty w celu utworzenia kondensatorów MOS do badań elektrycznych.

Rysunek 9 przedstawia topografię powierzchni zarejestrowaną metodą AFM. Podobnie jak dla tlenku hafnu bez warstwy SiO_2 widoczne są zmiany w morfologii powierzchni po procesie wygrzewania. Pod wpływem temperatury powstają struktury o charakterze krystalicznym oraz stopniowo następuje ich densyfikacja. Jakość powierzchni nie ulega w zasadzie pogorszeniu. Wartość chropowatości RMS dla wszystkich warstw wynosi ok. 0,5 nm. Nie zaobserwowano powstawania defektów, co może świadczyć o skutecznej relaksacji naprężeń powstających podczas wygrzewania w wyniku zastosowania warstwy podkładowej z SiO_2.



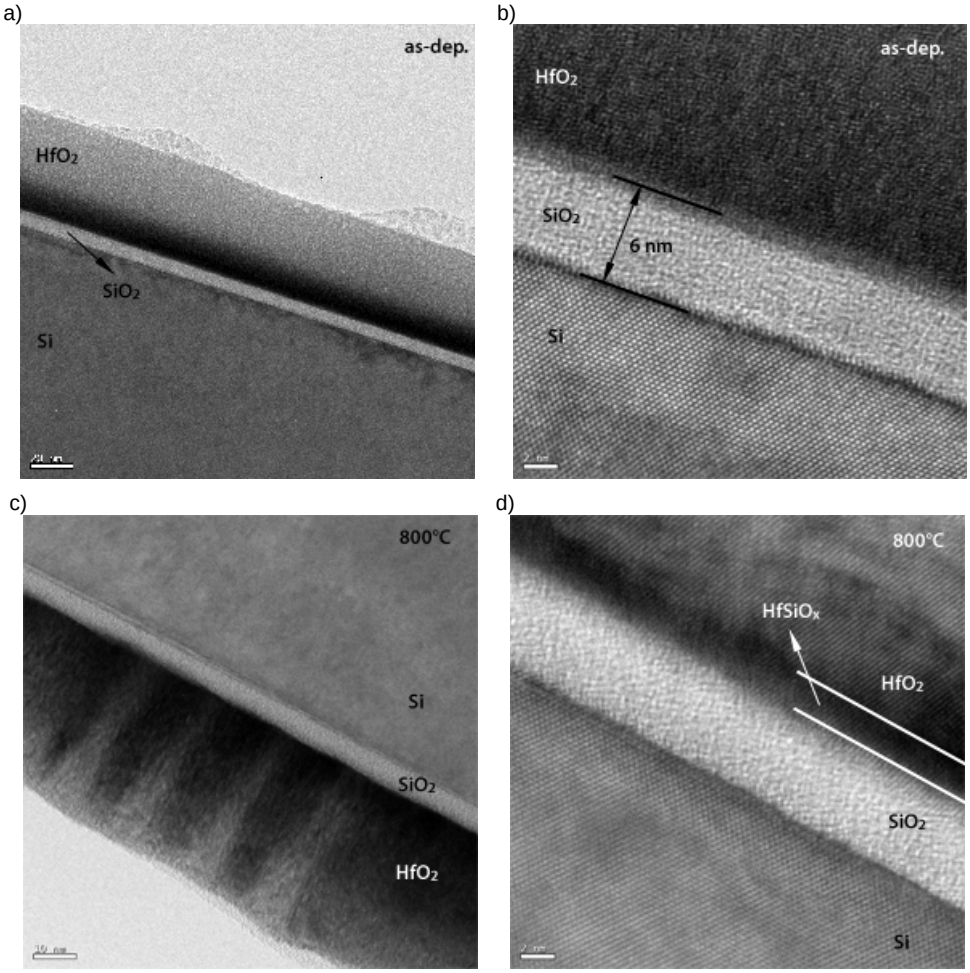
Rys. 9. Obrazy AFM warstw HfO_2/SiO_2: a) niewygrzewanych, b) wygrzewanych w 400°C, c) wygrzewanych w 600°C, d) wygrzewanych w 800°C

Badania wysokorozdzielczą mikroskopią TEM wykazały (rys. 10), że podczas wygrzewania warstwy HfO_2/SiO_2 w temperaturze powyżej 400°C następuje przejście z fazy amorficznej do fazy polikrystalicznej. Nie zaobserwowano istnienia warstwy przejściowej pomiędzy SiO_2 a Si, natomiast widoczny na zdjęciach interfejsu HfO_2/SiO_2 ciemniejszy obszar może być związany z istnieniem interfazy $HfSiO_x$.

Na obrazach warstw wygrzewanych w temperaturze powyżej 400°C widoczne są duże ziarna polikrystalicznego HfO_2. Warstwa SiO_2 pozostaje amorficzna, jednak na granicy HfO_2/SiO_2 widoczna jest warstwa przejściowa, najprawdopodobniej $HfSiO_x$ o grubości ok 2 nm.

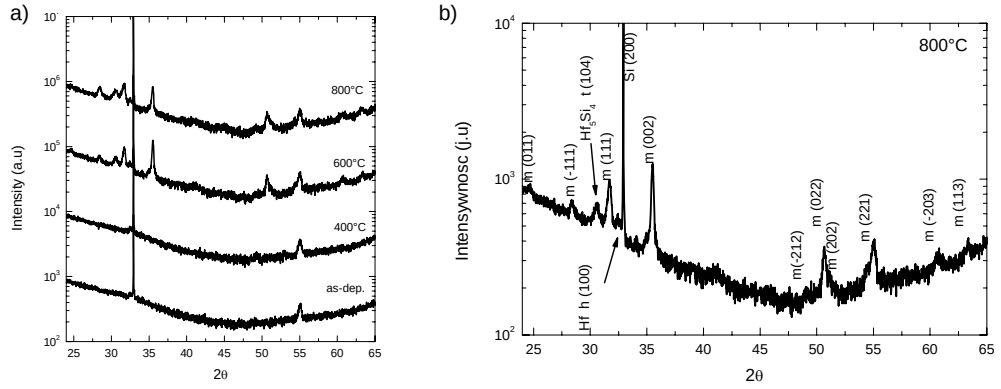
W celu dokładniejszego wyznaczenia struktury krystalicznej wygrzewanych warstw przeprowadzono badanie metodą XRD. Otrzymane widma przedstawione

są na rys. 11. Na widmach pochodzących od warstw niewygrzewanych oraz wygrzewanych w temperaturze 400°C widoczne są maksima pochodzące od podłoża krzemowego (płaszczyzna (200)). W widmie warstw wygrzewanych w 400°C są widoczne słabe maksima pochodzące od polikrystalicznego tlenku hafnu, co świadczy o stopniowej rekrystalizacji warstw. W widmie warstw wygrzanych w temperaturze 600 i 800°C pojawia się dużo więcej maksimów pochodzących od polikrystalicznego tlenku hafnu o strukturze jednoskośnej. Widoczne są także maksima niepochodzące od HfO_2, Si i $HfSiO_4$, prawdopodobnie pochodzące od wytrąceń krystalicznego Hf oraz krzemku hafnu H_5Si_4.

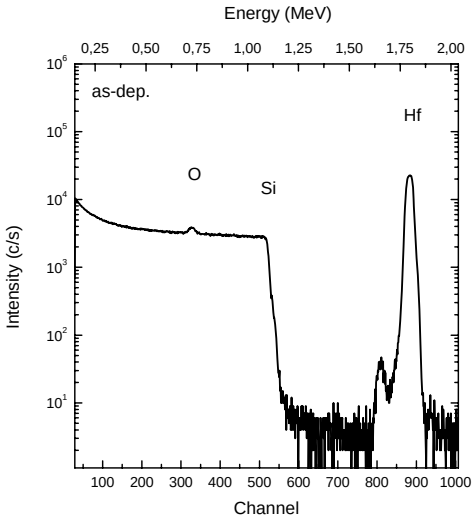


Rys. 10. Obrazy HR-TEM warstw $HfO_2/SiO_2/Si$ niewygrzewanych (a, b) i wygrzewanych w 800°C (c, d)

Analizę składu chemicznego przeprowadzono stosując metodę RBS oraz SIMS. Analizując otrzymane widma RBS zauważono maksima pochodzące od trzech pierwiastków: krzemu, hafnu oraz tlenu (rys. 12). Obliczono stosunek gęstości atomów tlenu do hafnu, który wynosił 1,7. Wartość ta nie jest zgodna ze stechio-



Rys. 11. Widmo XRD warstw $HfO_2/SiO_2/Si$ (a) i widmo warstw wygrzewanych w temperaturze 800°C (b)



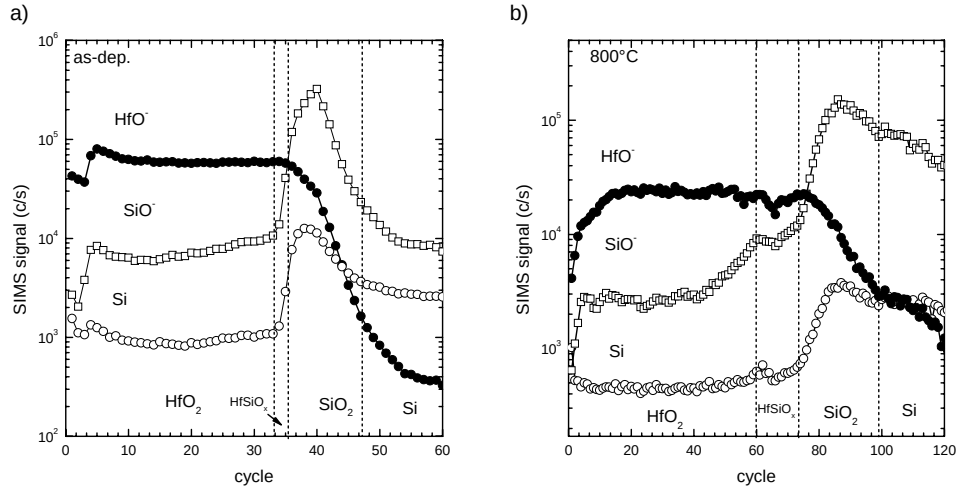
Rys. 12. Widmo RBS warstw $HfO_2/SiO_2/Si$

metrycznym stosunkiem ilości tlenu do hafnu w HfO_2. Może to wynikać z wpływu warstwy podkładowej z SiO_2, jednak w celu wyjaśnienia tej rozbieżności potrzebne są dalsze badania i analizy. Widma warstw HfO_2/SiO_2 nie zmieniają się pod wpływem wygrzewania. Świadczy to o ich stabilności termodynamicznej podczas wygrzewania w wysokiej temperaturze.

Profile składu warstw HfO_2/SiO_2 niewygrzewanych oraz wygrzanych w temperaturze 800°C otrzymane metodą SIMS przedstawione są na rys. 13. Badania potwierdziły przypuszczenia o istnieniu warstwy przejściowej $HfSiO_x$ na granicy HfO_2/SiO_2. Grubość warstwy przejściowej $HfSiO_x$ rośnie wraz ze wzrostem temperatury wygrzewania, co świadczy o dyfuzji atomów hafnu w głąb SiO_2 bądź o dyfuzji atomów krzemu z warstwy SiO_2 do warstwy HfO_2.

W pomiarach metodą spektroskopii Ramana zastosowanie wiązki światła wzbudzającego z zakresu UV (266 nm) zmniejsza głębokość penetracji światła w podłoże Si do ok. 100 nm. Wartość ta jest co najmniej o rząd wielkości mniejsza w porównaniu z głębokością penetracji dla typowej długości fali światła widzialnego (514 nm) wykorzystywanej w spektroskopii Ramana. Mała głębokość penetracji powoduje zmniejszenie sygnału od dwufononowego rozpraszania w podłożu Si. Rozpraszanie dwufononowe z podłoża Si przyczynia się do powstania silnego sygnału tła w zakresie przesunięcia Ramana między ok. 250 a 530 cm^{-1}. Obecność tego tła utrudnia analizę sygnału po stronie niższych częstości niż fundamentalnej

linii krzemu. W przypadku warstw wygrzewanych w wysokich temperaturach pojawiają się maksima pochodzące najprawdopodobniej od tlenku hafnu (rys. 14).

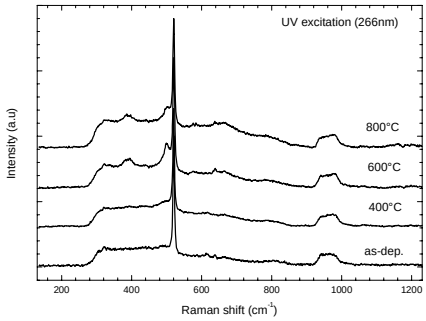


Rys. 13. Profil składu chemicznego warstw $HfO_2/SiO_2/Si$ niewygrzewanych (a) i wygrzanych w 800°C (b)

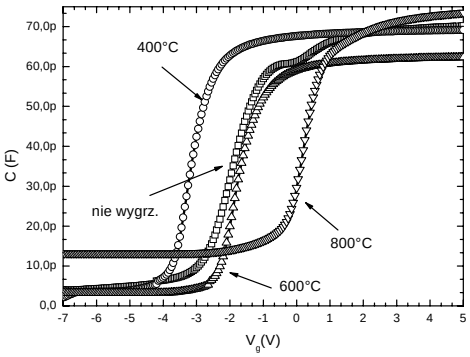
Widoczne w okolicach 900 cm^{-1} szerokie maksimum nie pochodzi prawdopodobnie od modów jednoskośnej struktury tlenku hafnu. Porównując pozostałe maksima z wartościami teoretycznymi można je z dużą dozą ostrożności przypisać modom pochodzącym od HfO_2.

Charakteryzacja właściwości elektrycznych wytworzonych struktur polegała na zmierzeniu i analizie charakterystyk prądowo-napięciowych (*I-V*) oraz pojemnościowo-napięciowych (*C-V*) struktur MOS z warstwą HfO_2/SiO_2 jako dielektrykiem podbramkowym. Wyniki pomiarów charakterystyk *C-V* pokazano na rys. 15.

Widoczne jest przesunięcie się charakterystyk *C*(*V*) najpierw w stronę napięć ujemnych, a następnie stopniowe przesuwanie się charakterystyk w stronę napięć dodatnich. Świadczy to o zmianie ładunku efektywnego w dielektryku podbramkowym wywołanej przez re-



Rys. 14. Widmo Ramana wygrzewanych oraz niewygrzewanych warstw $HfO_2/SiO_2/Si$



Rys. 15. Charakterystyki *C-V* kondensatorów $(Al/Ti)/HfO_2/SiO_2/Si$

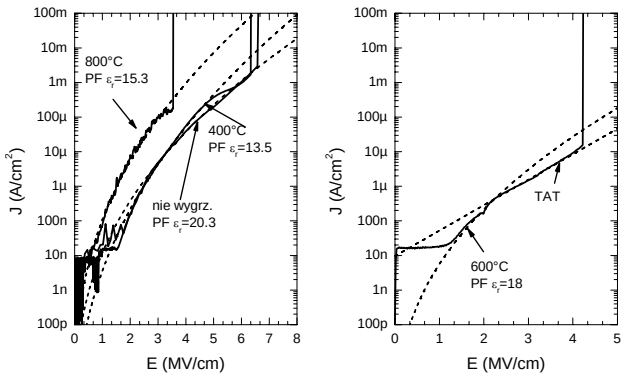
krystalizację warstw. Na podstawie otrzymanych charakterystyk $C(V)$ obliczono gęstość ładunku efektywnego oraz gęstość stanów powierzchniowych w pobliżu środka przerwy zabronionej. Wyniki przedstawiono w tab. 5.

Tabela 5. Zależność Q_{eff}, D_{it}, ε_r od temperatury wygrzewania

Temperatura wygrzewania [°C]	0	400	600	800
D_{it} [$eV^{-1}cm^{-2}$]	$6{,}5\cdot10^{11}$	$4{,}8\cdot10^{11}$	$1{,}2\cdot10^{12}$	$3{,}3\cdot10^{12}$
Q_{eff} [cm^{-2}]	$-3{,}5\cdot10^{12}$	$5{,}6\cdot10^{12}$	$2{,}8\cdot10^{12}$	$-3{,}5\cdot10^{11}$
ε_r	15,4	15,2	13,7	16,1

Stała dielektryczna nie zmienia się tak znacznie po wygrzewaniu jak w przypadku warstw tlenku hafnu. Zachowuje praktycznie swoją pierwotną wartość po wygrzewaniu w temperaturze 400°C, ponieważ warstwy tlenku hafnu nadal mają strukturę amorficzną z niewielkimi wytrąceniami krystalicznymi. W przypadku warstw wygrzewanych w temperaturze 600°C stała dielektryczna tlenku hafnu wzrasta. Jednakże na międzypowierzchni HfO_2/SiO_2 może dojść do powstawania innych faz, np. amorficznej warstwy $HfSiO_x$ o mniejszej stałej dielektrycznej niż polikrystaliczny tlenek hafnu. Może to prowadzić do obniżenia efektywnej stałej dielektrycznej całej warstwy. W przypadku warstw wygrzewanych w temperaturze 800°C stała dielektryczna HfO_2 wzrasta na tyle, aby skompensować uprzedni spadek rejestrowany dla temperatury wygrzewania na poziomie 600°C.

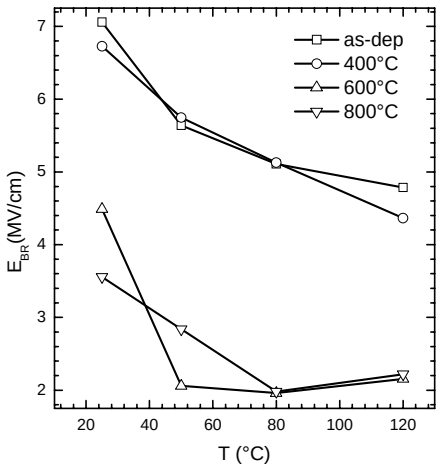
Analizując przedstawione na rys. 16 zmierzone charakterystyki *J-E* zaobserwowano obniżenie prądu upływu w porównaniu do badanych wcześniej warstw HfO_2, będące wynikiem zastosowania warstwy podkładowej SiO_2, oraz spadek krytycznego pola elektrycznego wraz ze wzrostem temperatury wygrzewania. Efekt jest szczególnie widoczny dla warstw z polikrystalicznym tlenkiem hafnu. Uzyskane wartości krytycznego pola elektrycznego podane są w tab. 6.



Rys. 16. Charakterystyki *J-E* kondensatorów MIS (Al/Ti)/HfO_2/SiO_2/Si wraz z zaproponowanymi mechanizmami przewodnictwa prądu

Tabela 6. Pole przebicia E_{br} kondensatorów (Al/Ti)/HfO_2/SiO_2/Si				
Temperatura wygrzewania [°C]	0	400	600	800
E_{br} [MV/cm]	6,57	6,03	4,25	3,55

Analizując charakterystyki *J-E* wyznaczono mechanizmy przewodnictwa prądu. Dominującym efektem jest prąd wywołany emisją Poole'a-Frenkla, który jest widoczny dla wszystkich warstw. Dla warstw wygrzewanych w temperaturze 600°C, poddanych działaniu pola elektrycznego o wysokich wartościach, dominującym efektem staje się tunelowanie z udziałem pułapek w dielektryku.



Rys. 17. Zależność wartości krytycznego pola elektrycznego kondensatorów MIS (Al/Ti)/HfO_2/SiO_2/Si od temperatury pomiaru charakterystyki *J-E*

Na rys. 17 przedstawiono wartości krytycznego pola elektrycznego wyznaczonego na podstawie charakterystyk *J-E* zmierzonych w różnych temperaturach, od temperatury pokojowej do 120°C. Jak widać, wraz ze wzrostem temperatury w trakcie pomiarów wartość krytycznego pola elektrycznego spada. Dla warstw niewygrzewanych oraz wygrzewanych w temperaturze 400°C pole w momencie przebicia osiąga najniższą wartość dla wysokich temperatur. Warstwy polikrystaliczne charakteryzują się bardzo niską wartością krytycznego pola elektrycznego zmierzoną w podwyższonej temperaturze.

Wpływ zastosowania warstwy podkładowej z SiO_2 i SiO_xN_y na właściwości elektryczne kondensatorów MOS z warstwą tlenku aluminium Al_2O_3

Warstwy Al_2O_3 charakteryzują się szeroką przerwą energetyczną równą ok. 7 ÷ 8 eV (dla warstw wytworzonych metodą ALD), większą niż inne dielektryki o wysokiej względnej przenikalności elektrycznej jak np. HfO_2 (E_g = 57 ÷ 6 eV). Warstwy Al_2O_3 mają także wyższą temperaturę krystalizacji. Powoduje to, że tlenek aluminium jest jednym z szeroko badanych materiałów jako kandydat na dielektryk podbramkowy bądź pasywacyjny w nowoczesnych przyrządach półprzewodnikowych.

Procedura przygotowania krzemowych podłoży była taka sama jak w przypadku wcześniej opisanych warstw HfO_2/SiO_2. Na przygotowane podłoża nałożono techniką PECVD ok. 5 nm warstwy podkładowej. Parametry osadzania warstw były następujące:

- SiO_2: prekursory SiH_4 (50 sccm) oraz N_2O (50 sccm), temperatura procesu 350°C, moc 10 W, ciśnienie 0,5 Torr, czas 16 s;
- SiO_xN_y: prekursory SiH_4 (200 sccm), N_2O (40 sccm) oraz NH_3 (50 sccm), temperatura procesu 350°C, moc 10 W, ciśnienie 0,3 Torr, czas 16 s.

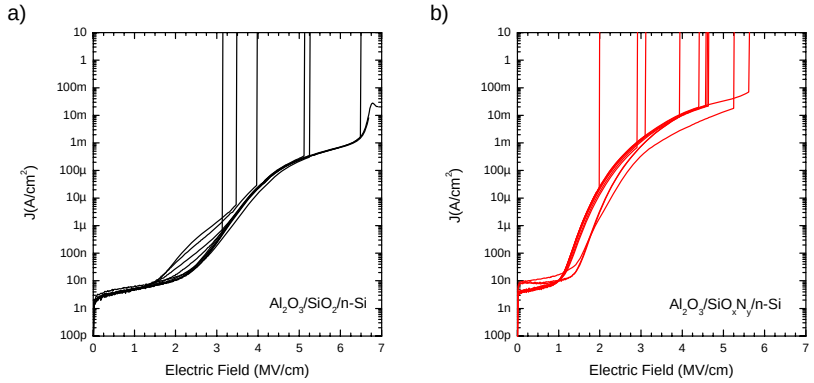
Po osadzeniu warstwy podkładowej została osadzona warstwa Al_2O_3 o grubości ok. 25 nm. Procesy osadzania Al_2O_3 przeprowadzono w reaktorze North Star firmy SVTA. Parametry procesu osadzania warstwy Al_2O_3 były następujące: prekursory TMA oraz H_2O, temperatura osadzania 200°C, liczba cykli 250. Szybkość osadzania warstw SiO_2 oraz SiO_xN_y wyznaczona na podstawie elipsometrycznego pomiaru grubości wynosiła odpowiednio 16 i 11 nm/min.

Na podstawie zmierzonych charakterystyk *C-V* obliczono podstawowe parametry struktur MIS, tj. efektywną stałą dielektryczną warstwy dielektryka, napięcie płaskich pasm, gęstość ładunku efektywnego w dielektryku oraz histerezę charakterystyk *C-V*. Obliczone wartości podane są w tab. 7.

Tabela 7. Obliczone wartości parametrów elektrycznych struktur MIS z warstwą dielektryka Al_2O_3/SiO_2 i Al_2O_3/SiO_xN_y

Warstwa podkładowa	ε_{eff}	V_{FB} [V]	Q_{eff} [cm^{-2}]	Histereza [V]
SiO_2	6,13	–1,92	$-2{,}1\cdot10^{12}$	0,41
SiO_xN_y	7,88	–1,29	$-1{,}8\cdot10^{12}$	1,22

Porównując charakterystyki *J-E* dla obu typów kondensatorów (rys. 18) można zauważyć, że dużo lepszymi właściwościami charakteryzują się kondensatory z warstwą podkładową SiO_2. Maksymalne pole elektryczne, przy którym struktura MIS ulega przebiciu, wynosi prawie 7 MV/cm, podczas gdy dla SiO_xN_y wartość ta wynosi ok. 5,6 MV/cm. Prąd upływu bramki jest znacznie mniejszy dla kondensatorów z warstwą podkładową SiO_2, co jest związane z faktem, że SiO_2 ma większą przerwę energetyczną, a co za tym idzie większą wysokość bariery między dielektrykiem a pasmem przewodnictwa krzemu niż SiO_xN_y.



Rys. 18. Charakterystyki *J-E* struktur MIS z warstwą dielektryka Al_2O_3/SiO_2 (a) i Al_2O_3/SiO_xN_y (b)

Podsumowując, lepszymi właściwościami elektrycznymi charakteryzują się struktury MIS z warstwą podkładową z SiO_2. Struktury te wykazują mniejszą histerezę, mniejsze prądy upływu oraz większe pole przebicia niż struktury z SiO_xN_y. Jednakże zastosowanie warstwy SiO_xN_y spowodowało zwiększenie efektywnej stałej dielektrycznej z 6,13 do 7,88, co skłania do dalszych badań nad optymalizacją technologii osadzania warstw SiO_xN_y.

2.4. Opracowanie procesów wytwarzania periodycznych struktur submikrometrowych w materiałach podłożowych (GaN, szafir, szkło, krzem) i strukturach aktywnych III-V (kryształy fotoniczne, struktury falowodowe) z wykorzystaniem technik fotolitografii DUV i litografii NIL

Nanostemplowanie (*nanoimprint lithography* NIL) jest doskonałą techniką do kształtowania wzorów periodycznych dzięki wysokiej rozdzielczości, wysokiej przepustowości oraz niskim kosztom eksploatacji. W tej technice upatruje się następcę litografii optycznej i elektronolitografii. Znajduje ona zastosowanie w wytwarzaniu przede wszystkim struktur fotonicznych (kryształy fotoniczne, różnego rodzaju elementy dyfrakcyjne), ale również matryc nanosfer czy nanosłupów. Ponadto technika nanostemplowania nie ma ograniczeń co do materiałów. Możliwa jest strukturyzacja każdej grupy materiałów, począwszy od polimerów, przez metale, półprzewodniki aż po szkło. Niemniej jednak przy zastosowaniu tej techniki pojawia się też wiele problemów do rozwiązania. Najistotniejszą kwestią jest opracowanie metod wykonywania stempli, gdyż jakość stempla rzutuje bezpośrednio na jakość wykonywanego wzoru.

Uniwersalnym materiałem używanym do produkcji stempli wykorzystywanych w trybie UV jest kwarc. Stemple kwarcowe charakteryzują się jednak dużą kruchością i są drogie. Alternatywnymi materiałami, powszechnie stosowanymi do produkcji stempli, są krzem oraz nikiel, jednak mogą być stosowane tylko w trybie termicznym bądź w trybie UV, ale w konfiguracji z przezroczystym podłożem.

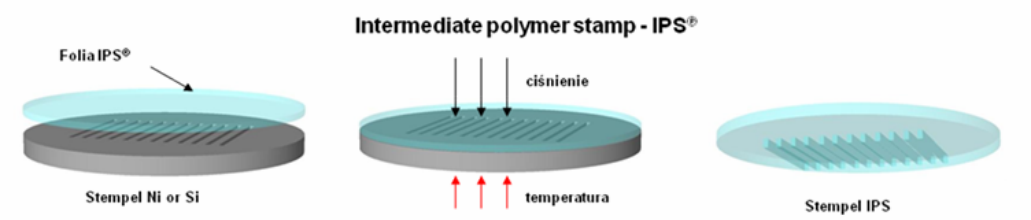
Obecnie coraz częściej stemple wykonuje się z materiałów polimerowych, takich jak polidimetylosiloksan PDMS, polimetakrylan metylu PMMA czy polichlorek winylu PVC. Ich koszt wytworzenia jest niski, przezroczystość niejednokrotnie jest zbliżona do kwarcu, a oprócz tego mają one unikatową cechę, mianowicie dużą elastyczność. Stemple polimerowe podczas procesu nanostemplowania dopasowują się do kształtu powierzchni, co ma ogromny wpływ na osiągnięcie jednorodności wzoru na całej powierzchni stemplowanego podłoża. Ponadto wyeliminowane zostaje całkowicie ryzyko zniszczenia stempla z powodu nierówności podłoża, co może mieć miejsce w przypadku stempli kwarcowych czy krzemowych. Niezależnie od stempla czy też użytego trybu pracy jakość powstałych w procesie wzorów determinowana jest także przez parametry procesu, tj. temperaturę, ciśnienie, z jakim dociskany jest stempel, oraz czas trwania docisku. Istotnym parametrem jest również lepkość użytego polimeru. Wszystkie te parametry w znaczący sposób

wpływają na mechanizm „płynięcia” polimeru w trakcie procesu nanostemplowania. Ich optymalny dobór jest gwarancją uzyskania wzoru o wysokiej jakości, globalnie charakteryzowanej przez grubość tzw. warstwy resztkowej, jak również jej jednorodności na całej powierzchni stemplowanego podłoża.

Do wykonania stempli wybrano trzy rodzaje polimerów: komercyjną folię polimerową IPS®, polidimetylosiloksan (PDMS) i komercyjnie dostępny polimer o handlowej nazwie OrmoComp. Wstępne prace z polimerem IPS® wykonano w 2010 r. podczas testów akceptacyjnych urządzenia Eitre3, a w 2011 r. zbadano dokładnie wpływ parametrów stemplowania na jakość stempla i zoptymalizowano je w celu uzyskania jak najlepszej jego trwałości.

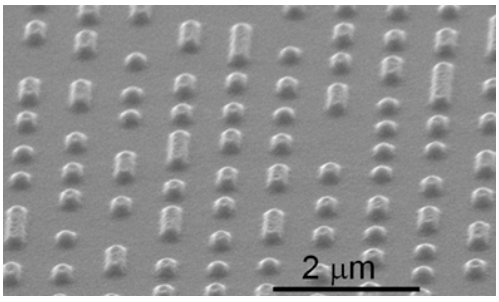
Stempel IPS

Wykonanie stempla IPS (*Intermediate Polymer Stamp*) polega na skopiowaniu matrycy poprzez odciśnięcie jej w folii polimerowej IPS®. Wykorzystuje się tu stemplowanie w sposób czysto termiczny, gdzie ostateczny wzór stemplowanego materiału utrwalany jest przez schłodzenie do temperatury niższej od temperatury zeszklenia użytego materiału. Schemat procesu pokazany jest na rys. 19.



Rys. 19. Schemat wykonywania stempla z folii polimerowej IPS®

Jako matrycę wykorzystywano m. in. dostarczony przez producenta urządzenia Eitre3 testowy 3-calowy stempel niklowy zawierający wzory o wymiarach 300 nm × 280 nm; 560 nm × 280 nm; 930 nm × 280 nm i głębokości 104 nm ± 5 nm.

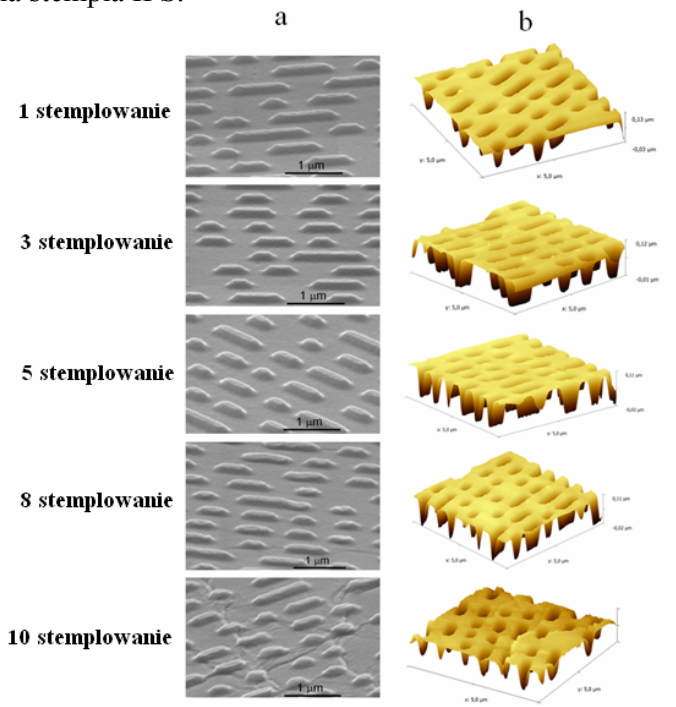


Rys. 20. Obraz SEM repliki matrycy wykonanej w folii polimerowej IPS

Temperatura mięknięcia folii polimerowej IPS® wynosi 150°C. Najlepszy rezultat procesu replikacji otrzymano dla zestawu parametrów p = 40 bar, T = 150°C, t = = 60 s. Średnia wysokość wzoru repliki wyniosła ok. 104 nm, co odpowiada głębokości wzoru matrycy. Zmierzona jednorodność wysokości wzoru w trzech punktach pomiarowych wyniosła ±5 nm. Obraz SEM wykonanej repliki przedstawiono na rys. 20. W celu umożliwienia wykonania obrazu SEM na powierzchni polimeru osadzono 30 nm warstwę złota.

Przeprowadzono próby mające na celu ocenę możliwości wielokrotnego użycia tej samej repliki w procesie nanostemplowania. Wykonano dziesięć procesów

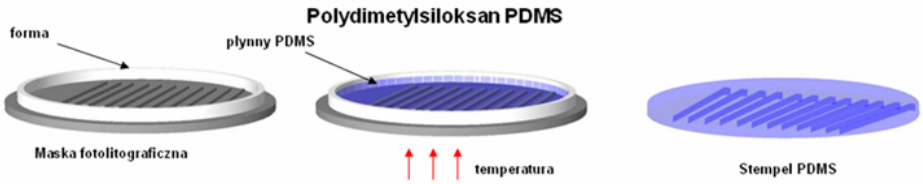
stemplowania w warstwie rezystu TU2. Wyniki w postaci obrazów SEM repliki stempla i obrazów AFM otrzymanych wzorów przedstawiono na rys. 21. Brak jakichkolwiek zmian w jakości wykonywanych wzór obserwowano do pięciokrotnego użycia stempla IPS.



Rys. 21. Obrazy SEM repliki matrycy (a) oraz obrazy AFM wzoru w rezyście TU2 (b) po 1-, 3-, 5-, 8- i 10-krotnym użyciu tej samej polimerowej repliki matrycy

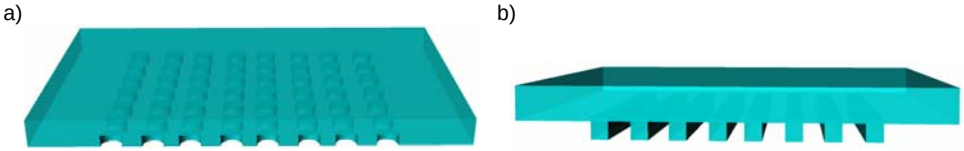
Stempel z polidimetylosiloksanu (PDMS)

Przygotowanie polimeru polegało na zmieszaniu w stosunku wagowym 10:1 polidimetylosiloksanu z odczynnikiem sieciującym i odgazowaniu powstałej masy. Masę wylewano do formy umieszczonej na masce fotolitograficznej, a następnie poddawano procesowi utwardzenia poprzez wygrzewanie w temperaturze 100°C przez ok. 20 min. W rezultacie otrzymywano stempel polimerowy z negatywem wzoru fotomaski (rys. 22). Wysokość wzoru stempla z PDMS wykonanego metodą odlewania z maski fotolitograficznej uzależniona jest od grubości warstwy chromu na masce i wynosi ok.100 nm.



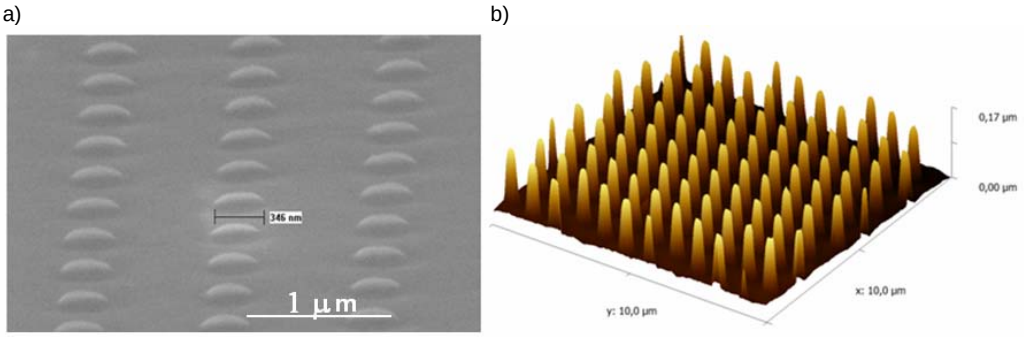
Rys. 22. Schemat wykonywania stempla PDMS

Na rys. 23 przedstawiono dwa projekty testowych stempli wykonanych techniką odlewania: jeden z wzorem wklęsłym oraz drugi z wzorem wypukłym.

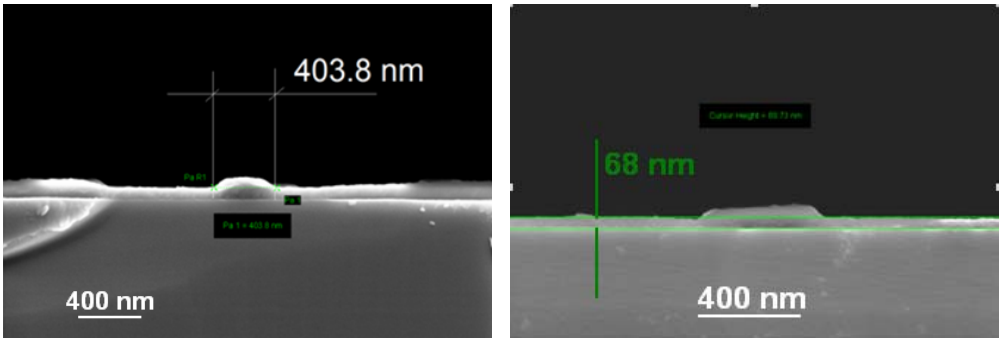


Rys. 23. Projekty stempli PDMS z wzorem matrycy otworów o średnicy 400 nm (a) i wzorem pasków o szerokości 800 nm w module 1,2 μm (b)

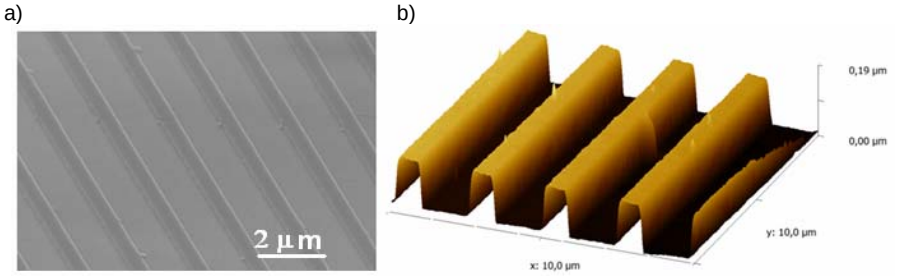
Stemple wykorzystano do wykonania wzorów w rezyście TU2 rozwirowanym na podłożu krzemowym o orientacji (100). Zarówno w przypadku stempla ze wzorem wklęsłym, jak i wypukłym wymiary otrzymanych wzorów pokrywały się z wymiarami wzoru stempli. Na rys. 24–26 przedstawiono obrazy SEM oraz AFM wzorów uzyskanych w rezyście TU2 za pomocą wykonanych stempli. W przypadku wzoru wykonywanego z użyciem stempla o wzorze wklęsłym grubość warstwy resztkowej wyniosła ok. 68 nm (rys. 25). Najprawdopodobniej jest to spowodowane nadmiarem rezystu w porównaniu do pojemności otworów stempla, a nie jest wynikiem zbytniej elastyczności stempla wykonanego z PDMS, gdyż w przypadku stempla ze wzorem wypukłym grubość warstwy resztkowej wyniosła ok. 10 nm.



Rys. 24. Obrazy macierzy słupków o średnicy 400 nm wykonanych w rezyście TU2: a) obraz SEM, b) obraz AFM bez redukcji wpływu geometrii sondy AFM



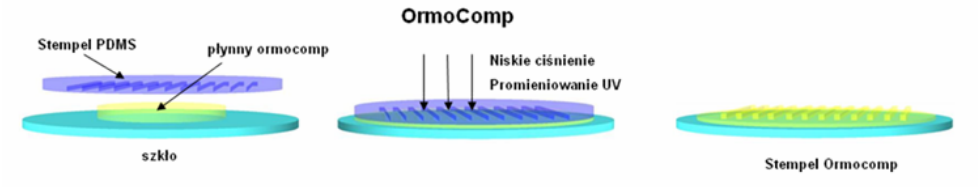
Rys. 25. Obrazy SEM przekroju macierzy słupków o średnicy 400 nm wykonanych w rezyście TU2



Rys. 26. Obrazy SEM (a) i AFM (b) pasków o szerokości 800 nm w module 1,2 µm w rezyście TU2

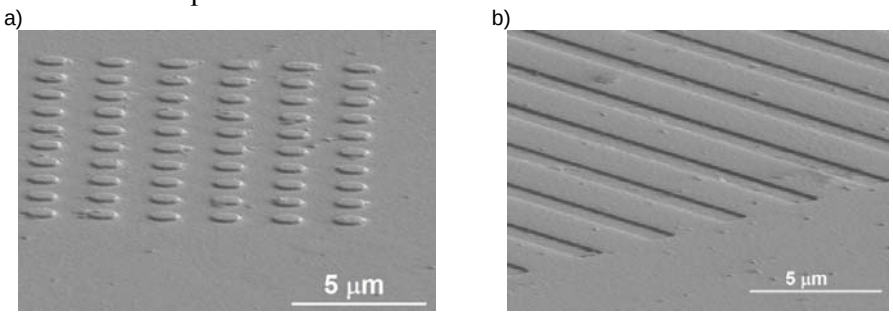
Stempel OrmoComp

Materiałem użytym do wykonania stempla był komercyjnie dostępny polimer o handlowej nazwie OrmoComp. Metoda polega na skopiowaniu matrycy poprzez odciśnięcie jej w warstwie polimeru OrmoComp i utwardzeniu polimeru w wyniku naświetlania promieniowaniem UV (rys. 27). Na szkle umieszczano niewielką ilość polimeru, a następnie dociskano stemplem. Proces prowadzono w urządzeniu do nanostemplowania pod ciśnieniem p = 1 bar w czasie t = 10 min. naświetlając jednocześnie stempel promieniowaniem UV. W rezultacie otrzymywano stempel z polimeru OrmoComp na powierzchni szkła będący negatywem wzoru matrycy.



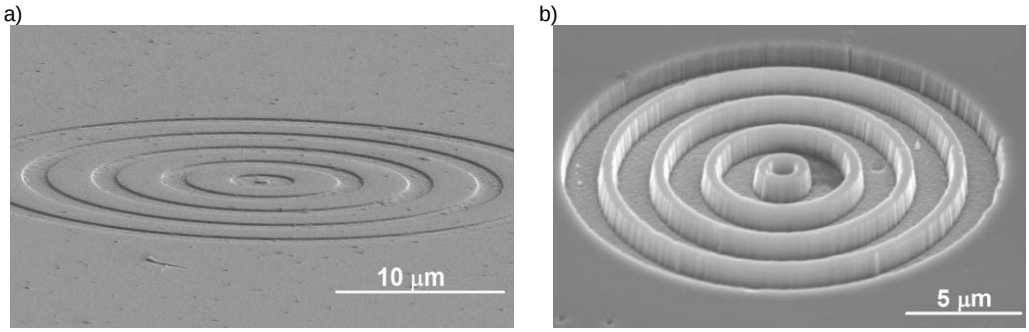
Rys. 27. Schemat wykonywania stempla z polimeru OrmoComp

Wysokość wzoru stempla z polimeru OrmoComp, podobnie jak stempla z PDMS, wynosi ok. 100 nm. Na rys. 28 przedstawiono przykładowe obrazy SEM wykonanych stempli (stemple pokryto 10 nm warstwą złota). Stemple wykorzystano do wykonania wzorów w rezyście TU2. Zarówno w przypadku stempla ze wzorem wklęsłym, jak i wypukłym wymiary otrzymanych wzorów pokrywały się z wymiarami wzoru stempli.



Rys. 28. Obrazy SEM stempli z polimeru OrmoComp: a) słupki o średnicy 1 µm, b) rowki o szerokości 1 µm w module 3 µm

Obraz SEM stempla zawierającego współśrodkowe pierścienie dyfrakcyjne o szerokości 1 μm pokazany jest na rys. 29a, a jego odwzorowanie w azotku galu – na rys. 29b. Do trawienia GaN zastosowano plazmę chlorową BCl_3/Cl_2 wysokiej gęstości (ICP). Parametry procesu były następujące: f_{BCl3}/f_{Cl2} = 5/30 sccm, P_{ICP}/P_{RIE} = = 1100/50 W, p = 10 mTorr, T = 65°C.



Rys. 29. a) Obraz SEM stempla OrmoComp z wzorem pierścieni współśrodkowych, b) wzór przetransferowany do GaN techniką trawienia ICP

2.5. Optymalizacja procesu wytwarzania submikrometrowej bramki metalicznej z materiałów o podwyższonej odporności termicznej i chemicznej dla tranzystorów HEMT i MOSFET z półprzewodników szerokoprzerwowych

Prace nad wytwarzaniem submikrometrowych bramek metalicznych dla tranzystorów polowych prowadzone są od początku projektu. W pierwszym etapie opracowano formowanie bramki typu T o podstawie < 1 μm w technologii organicznych i nieorganicznych układów wielowarstwowych z fotolitografią DUV. W drugim etapie do wytwarzania bramki typu Y zastosowano z powodzeniem metodę autokatalitycznej redukcji niklu z roztworu jego soli w połączeniu z technologiami wielowarstwowymi. W 2011 r. badania koncentrowały się na zastosowaniu techniki nanostemplowania do wytworzenia bramki T o podstawie 600 nm.

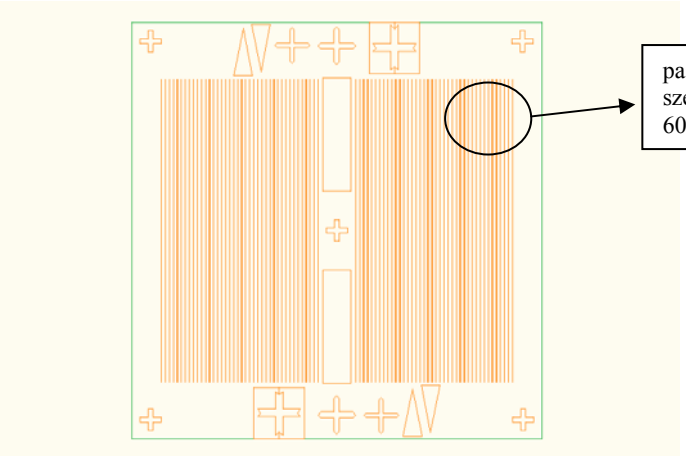
Wytworzenie nowego wzoru metodą nanostemplowania wymaga najpierw wykonania odpowiedniego stempla. W tym przypadku stempel był wytwarzany dwuetapowo. W pierwszym etapie wykonano podstawę bramki o szerokości 600 nm, w drugim etapie – górną jej część o szerokości 2 μm.

Ze względu ma planowane zastosowanie termicznego modu nanostemplowania jako materiał podłożowy na stemple wybrano krzem o orientacji (100). Procesy reaktywnego trawienia jonowego krzemu prowadzono w urządzeniu Oxford PlasmaLab System 100. Do trawienia użyte zostały maski aluminiowe osadzane metodą rozpylania katodowego w urządzeniu Leybold Z550. Naświetlania wykonano dwoma technikami: litografii laserowej w urządzeniu DWL 66 FS firmy Heidelberg Instruments oraz klasycznej DUV w urządzeniu MJB-3 z lampą 240 nm.

Do trawienia maski Al zastosowano roztwór kwasu ortofosforowego z kwasem azotowym, octowym i wodą. Szybkość trawienia Al w takim roztworze wynosi 0,6 nm/s. Dla potrzeb trawienia stempla krzemowego opracowano proces kontrolowanego precyzyjnego trawienia krzemu w temperaturze –30°C.

Wykonanie stempla do nanostemplowania. Etap pierwszy – podstawa bramki

Wzór służący do wytworzenia podstawy bramki T techniką litografii laserowej jest pokazany na rys. 30. Zawiera on paski o szerokości 600 nm ustawione w module 4 µm oraz układ znaków centrujących. Proces kształtowania podstawy bramki wraz ze szczegółowymi parametrami jest przedstawionyw tab. 8.



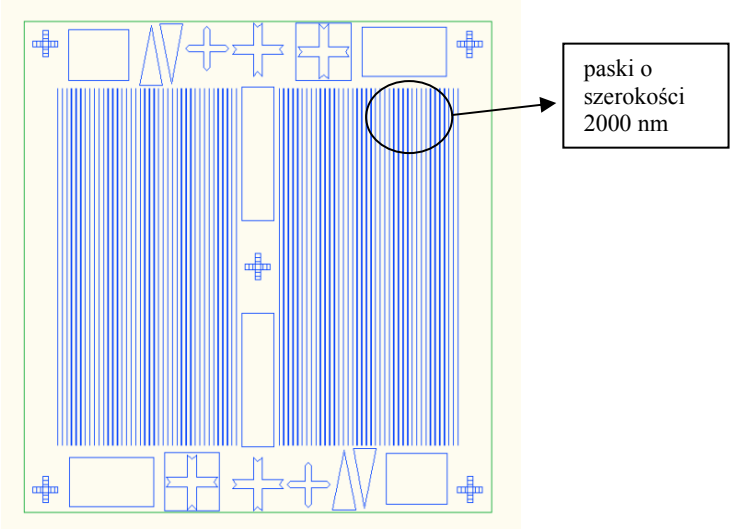
Rys. 30. Wzór do wytworzenia podstawy bramki T techniką litografii laserowej

Tabela 8. Proces kształtowania podstawy bramki T

Proces	Parametry procesu		
Naniesienie warstwy Al o grubości 50 nm	$p_{Ar} = 6{,}5 \cdot 10^{-3}$ mbar, dc, $P = 100$ W, szybkość nakładania $v = 37$ nm/min.		
Naniesienie negatywowego fotorezystu ma-N 1407	nakładanie 5000 rpm, $t = 40$ s	suszenie na płycie grzejnej $T = 100$°C, $t = 60$ s	
Naświetlanie wzoru	moc lasera 0,6 mW		
Wywoływanie	wywoływacz ma-D 533S, stężenie ma-D 533S: H_2O = 2:1, $t = 55$ s		
Trawienie warstwy Al	HNO_3:H_3PO_4:CH_3CO OH:H_2O = 1:31:6:2	$t = 90$ s	temperatura pokojowa
Usunięcie pozostałości maski	płukanie w acetonie		
Trawienie krzemu do głębokości 200 nm	plazma $SF_6/O_2/Ar$ = 60/2/10 sccm, $P_{RIE} = 100$ W, $p = 20$ mTorr, $T = -30$°C, $t = 48$ s, trawienie na stoliku krzemowym		
Zdjęcie maski z Al	HNO_3:H_3PO_4:CH_3COOH:H_2O = 1:31:6:2, $t = 4$ min.*		
*Czas trawienia wydłuża się ze względu na utlenianie się aluminium w plazmie tlenowej RIE			

Wykonanie stempla do nanostemplowania. Etat drugi – część górna bramki

Górną część bramki T wykonano techniką fotolitografii DUV. Do tego celu wykonano maskę chromową, której wzór pokazany jest na rys. 31 (paski szerokości 2 µm w module 4 µm). Maskę wykonano na komercyjnym kwarcowym podłożu z naniesioną 100 nm warstwą chromu i fotorezystem AZ1500 przy użyciu litografii laserowej (moc lasera 2,7 mW). Proces wykonania górnej części bramki jest przedstawiony w tab. 9, a obraz AFM profilu stempla pokazano na rys. 32.

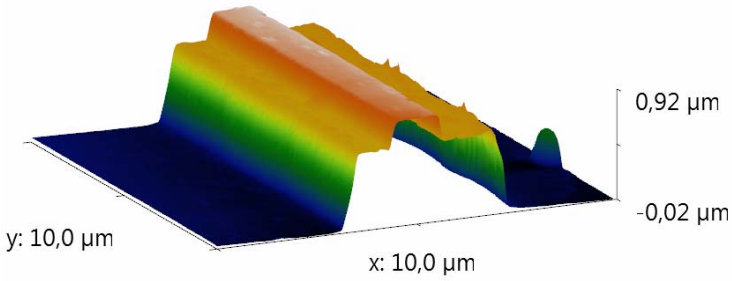


Rys. 31. Wzór maski do fotolitografii górnej części bramki T

Tabela 9. Proces kształtowania górnej części bramki T

Proces	Parametry procesu		
Naniesienie warstwy Al o grubości 100 nm	$p_{Ar} = 6{,}5 \cdot 10^{-3}$ mbar, dc, $P = 100$ W, szybkość nakładania $v = 37$ nm/min.		
Naniesienie pozytywowego fotorezystu S1805	nakładanie 5000 rpm, $t = 40$ s	suszenie na płycie grzejnej $T = 115°C$, $t = 60$ s	
Naświetlanie wzoru	DUV $\lambda = 240$ nm, $t = 75$ s		
Wywoływanie	wywoływacz AZ-351, stężenie AZ-354: H_2O = 1:4, $t = 60$ s		
Trawienie warstwy Al	HNO_3:H_3PO_4:CH_3CO OH:H_2O = 1:31:6:2	$t = 190$ s	temperatura pokojowa
Usunięcie pozostałości maski	płukanie w acetonie		
Trawienie krzemu do głębokości 600 nm	plazma $SF_6/O_2/Ar$ = 60/2/10 sccm, $P_{RIE} = 100$ W, $p = 20$ mTorr, $T = -30°C$, $t = 48$ s, trawienie na stoliku krzemowym		
Zdjęcie maski z Al	HNO_3:H_3PO_4:CH_3COOH:H_2O = 1:31:6:2, $t = 6$ min.*		

*Czas trawienia wydłuża się ze względu na utlenianie się aluminium w plazmie tlenowej RIE



Rys. 32. Profil AFM stempla

Proces nanostemplowania

Stemple krzemowe pokrywano warstwą antyadhezyjną BGL-GZ-83 nakładając za pomocą wirówki z prędkością 3000 obr./min. (czas nakładania $t = 40$ s, wygrzewanie HP $T = 100°C$, $t = 10$ min, suszenie w suszarce $T = 70°C$, $t = 10$ h). Podłoża do stemplowania pokrywano rezystem PMMA 950 przy prędkości rozwirowania 4000 obr./min. w czasie $t = 40$ s. Proces suszenia prowadzono na płycie grzejnej w temperaturze $T = 100°C$, w czasie $t = 60$ s.

Ze względu na użycie stempli twardych (krzemowych) proces nanostemplowania przeprowadzano rampingowo, z rosnącym ciśnieniem. Zmiany temperatury i ciśnienia podczas procesu nanostemplowania przedstawiono w tab. 10.

Tabela 10. Parametry nanostemplowania rezystu PMMA 950

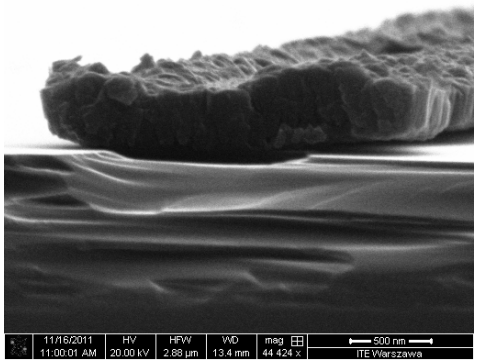
T [°C]	p [bar]	t [s]
115	10	30
115	15	30
115	20	30
115	25	30
115	30	30
130	30	30
145	30	30
160	30	30
180	30	150
70*	0	–

*Temperatura rozseparowania stempla i próbki

Warstwę resztkową trawiono w modzie RIE w plazmie tlenowej (parametry trawienia: $P = 40$ W, $p = 50$ mTorr, $T = 25°C$, $O_2 = 40$ sccm, $t = 160$ s).

Na wzór uzyskany poprzez proces nanostemplowania nakładano metodą rozpylania katodowego tytan o grubości 400 nm (parametry nakładania Ti w urządzeniu Leybold Z550 – $p_{Ar} = 6{,}5 \cdot 10^{-3}$ mbar, $P = 100$ W, $v = 33$ nm/min.). W celu wykonania procesu lift-off użyto removera PG.

Na rys. 33 pokazany jest obraz SEM bramki T z tytanu wykonanej metodą nanostemplowania. W celu łatwiejszego uzyskania obrazów przekrojów do wykonania bramki użyto w tym przypadku podłoża Si (100).



Rys. 33. Obrazy SEM przekroju bramki T z tytanu na podłożu (100) Si

2.6. Opracowanie metodyki badań składu chemicznego wielowarstwowych struktur metalicznych techniką spektroskopii cząstek rozpraszanych wstecznie (RBS)

W 2011 r., po zainstalowaniu akceleratora 3SDH-2 Pelletron, uruchomieniu oraz przeprowadzeniu wstępnych testów akceptacyjnych weryfikujących poprawność jego działania, rozpoczęto pomiary rutherfordowskiego rozpraszania wstecznego (RBS). Badania dotyczyły tlenków podwójnych typu p: Zn-Ir-O, Si-Ir-O i Zn-Ir-Si-O oraz tlenku n-Ga-In-Zn-O – materiałów przeznaczonych dla przezroczystej elektroniki. Uzyskane wyniki zostaną omówione na przykładzie tlenku Zn-Ir-O.

Prawidłowe uruchomienie akceleratora polega na ustawieniu konkretnych parametrów wiązki oraz prądu podanych przez producenta – firmę NEC. Po umieszczeniu próbki w komorze należy wpuścić do niej wiązkę przez kolejno otwierane kubki Faradaya, przy jednoczesnej kontroli prądu, jaki na nich się znajduje. Wyniki przeprowadzonego pomiaru rejestrowane są w postaci widma, które po wstępnej obróbce symulowano za pomocą programu SIMNRA w celu określenia dokładności pomiaru oraz koncentracji pierwiastków w próbce.

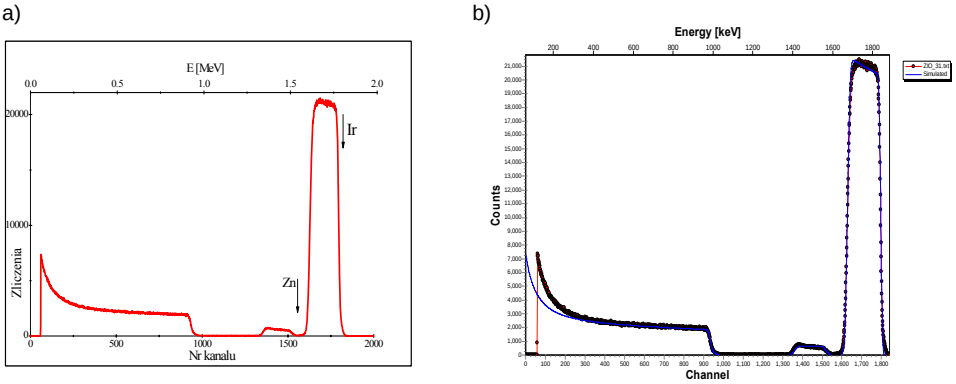
Próbki Zn-Ir-O do badań wykonano na podłożu (100) Si metodą reaktywnego rozpylania katodowego przy różnej zawartości tlenu w plazmie. Parametry próbek podano w tab. 11.

Tabela 11. Parametry próbek Zn-Ir-O

Symbol próbki	Grubość warstwy [nm]	Skład plazmy
ZIO-31	100	100% Ar
ZIO-32	120	Ar/O_2 = 75/25%
ZIO-33	120	Ar/O_2 = 50/50%

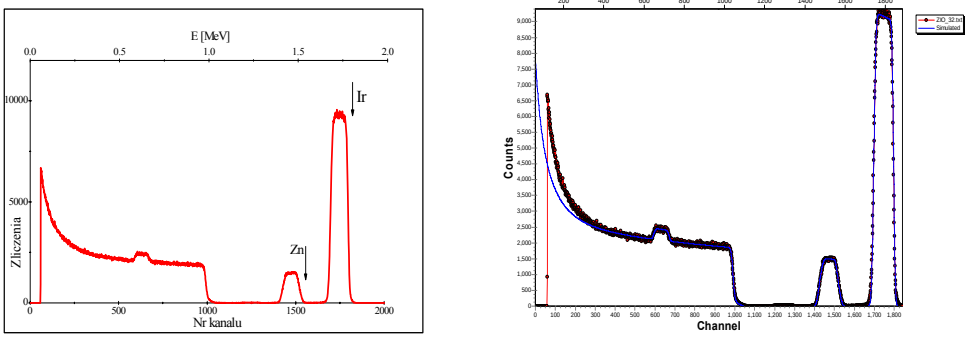
Na rys. 34–36 pokazano widma eksperymentalne próbek ZIO-3 – ZIO-33 oraz wyniki symulacji przeprowadzonych w programie SIMNRA. Wykresy po lewej stronie przedstawiające liczbę rozproszeń wstecznych w funkcji energii wykonano w programie Origin, natomiast w prawej części widnieją widma wysymulowane w programie SIMNRA.

a) b)



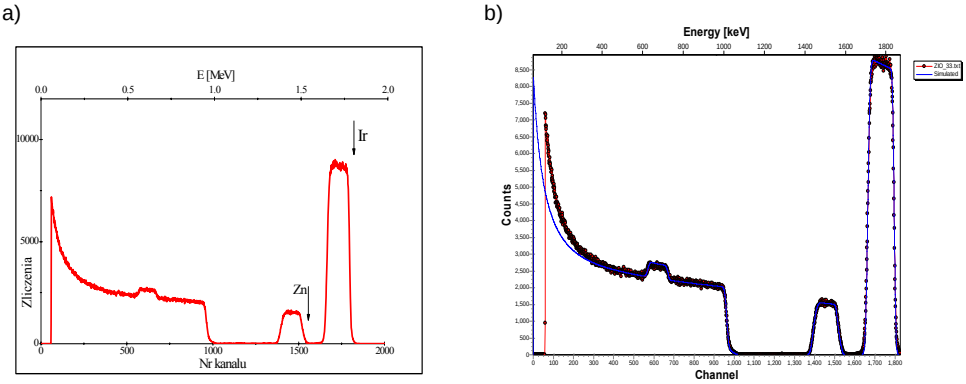
Rys. 34. Widmo RBS (a) oraz wynik symulacji (b) dla próbki ZIO-31

a) b)



Rys. 35. Widmo RBS (a) oraz wynik symulacji (b) dla próbki ZIO-32

a) b)



Rys. 36. Widmo RBS (a) oraz wynik symulacji (b) dla próbki ZIO-33

Na wykresach przedstawiono widma energetyczne rozproszonych pod kątem 170° jonów helu na wielowarstwowej tarczy krzemowej, na którą naniesiono iryd, cynk oraz tlen. Energia początkowa bombardujących jonów wynosiła 2 MeV.

Widoczny pik od irydu jest położony w zakresie większych energii. Wynika to z jego największej masy atomowej spośród innych pierwiastków w próbce. Następny pik pochodzi od cynku i krzemowego podłoża z uwidocznionym tlenem.

Otrzymany wynik doświadczalny porównano z rezultatem wygenerowanym przez oprogramowanie SIMNRA i unormowano w taki sposób, aby pole pod krzywą wyznaczone w wyniku pomiaru miało taką samą wartość jak pole powierzchni uzyskane przez program SIMNRA.

W tab. 12 i 13 podano obliczone koncentracje poszczególnych pierwiastków w próbkach oraz wyznaczone stosunki ich koncentracji, a także koncentracje powierzchniowe.

Tabela 12. Wyników obliczeń koncentracji pierwiastków dla próbek ZIO-31 – ZIO-33

Nr próbki	Koncentracja Ir	Koncentracja Zn	Koncentracja O	Stosunek Ir do Zn	Stosunek Ir do O	Stosunek Zn do O
ZIO-31	0,84	0,16	–	5,25	–	–
ZIO-32	0,20	0,20	0,60	1	0,33	0,33
ZIO-33	0,17	0,18	0,65	0,94	0,26	0,27

Tabela 13. Liczba atomów pierwiastków w próbkach ZIO-31 – ZIO-33

Nr próbki	N_{Ir} [atm/cm^2]	N_{Zn} [atm/cm^2]	N_O [atm/cm^2]	N_{Ir}/N_{Zn}	N_{Ir}/N_O	N_{Zn}/N_O
ZIO-31	$1{,}2\cdot10^{17}$	$2{,}16\cdot10^{17}$	–	5,18	–	–
ZIO-32	$3{,}11\cdot10^{17}$	$3{,}24\cdot10^{17}$	$8{,}78\cdot10^{17}$	0,95	0,35	0,36
ZIO-33	$3{,}43\cdot10^{17}$	$3{,}92\cdot10^{17}$	$12{,}8\cdot10^{17}$	0,88	0,26	0,31

Z badań wynika skład badanych próbek Ir-Zn-O:

- ZIO-31 osadzana w czystym argonie – skład $Ir_{0,84}Zn_{0,16}$;
- ZIO-32 osadzana w mieszaninie Ar/O_2 = 75/25 – skład $Ir_{0,20}Zn_{0,20}O_{0,60}$;
- ZIO-33 osadzana w mieszaninie Ar/O_2 = 50/50 – skład $Ir_{0,17}Zn_{0,18}O_{0,65}$.

2.7. Badania przezroczystych tlenków przewodzących metodą mikroskopii SPM z zastosowaniem modów pracy SThM i CAFM

Przedmiotem badań prowadzonych metodą SPM były cienkie warstwy dwóch tlenków przewodzących: tlenku cynku i tlenku irydowo-cynkowego. Tlenek cynku

od kilku lat znajduje się w obszarze zainteresowań Zakładu i prezentowane wyniki badań są następnym krokiem do poznania jego właściwości. Tlenek irydowo--cynkowy jest materiałem nowym, badania nad jego wytwarzaniem rozpoczęto w 2011 r.

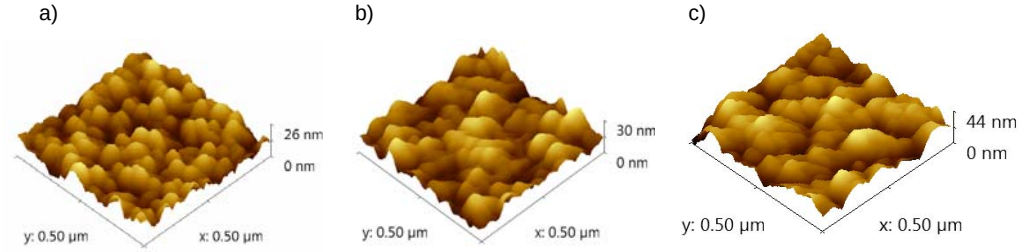
Warstwy ZnO były wytwarzane metodą reaktywnego rozpylania katodowego z ceramicznego targetu ZnO w trybie wysokoczęstotliwościowym (RF) w atmosferze tlenowo-argonowej (O_2:Ar = 3:7). Tlenek Ir-Zn-O był osadzany drogą reaktywnego rozpylania katodowego z targetu metalicznego $ZnIr_2$ zarówno w trybie stałoprądowym (DC), jak i wysokoczęstotliwościowym (RF). Zawartość tlenu zmieniano w granicach od 10 do 100%. Tlenki do badań osadzano na podłożach krzemowych (n-Si <100>, $\rho = 4 \div 10\ \Omega\cdot$cm), które przed osadzaniem poddawano standardowej procedurze przygotowania powierzchni (mycie w roztworach organicznych, trawienie w $NH_4OH : H_2O_2 : H_2O$ (1:1:5) i $HCl : H_2O_2 : H_2O$ (1:1:5), zanurzenie w HF_{buf}, płukanie w wodzie dejonizowanej).

Badania były prowadzone za pomocą mikroskopu z sondą skanującą SPM Innova firmy Veeco. Analiza morfologii powierzchni była wykonywana techniką dotykową (*tapping mode*), pomiary elektryczne i termiczne – techniką kontaktową. Rozdzielczość pomiaru jest uwarunkowana rozmiarem ostrza. Promienie krzywizny ostrzy stosowanych do obrazowania powierzchni w metodzie dotykowej mają od 7 do 10 nm, co daje praktycznie możliwość obserwowania powierzchni o chropowatości *rms* < 1 nm . Do pomiarów termicznych stosowane były sondy GLA-DM-1 z elementem grzejnym pozwalającym na uzyskanie temperatury sondy do 160°C. Ich promień krzywizny wynosi 30 nm i stanowi istotne ograniczenie podczas pomiarów warstw o mniejszych średnicach ziaren. To samo dotyczy też sond do pomiarów przewodnościowych (sondy z powłoką Pt/Ir o promieniu $20 \div 25$ nm). Przy materiałach drobnoziarnistych o małej chropowatości wyniki pomiaru przewodności elektrycznej czy termicznej są niejednoznaczne, obarczone dużym błędem.

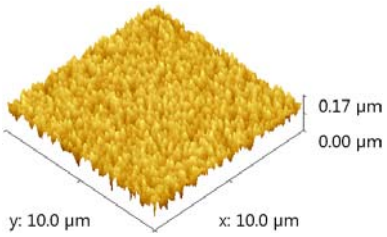
Warstwy ZnO

Na rys. 37 przedstawione są obrazy AFM powierzchni warstw ZnO o grubości 150, 400 i 800 nm wytworzonych metodą reaktywnego rozpylania katodowego. Rezystywność warstw ZnO mierzona sondą czteroostrzową wynosi $7 \div 9\cdot10^{-3}\ \Omega\cdot$cm. Dla porównania wykonano również pomiary warstwy ZnO o grubości 300 nm i rezystywności 0,77 $\Omega\cdot$cm wytworzonej metodą ALD w Instytucie Fizyki PAN (rys. 38).

W miarę wzrostu grubości warstw następuje zwiększanie się rozmiarów ziaren, co potwierdzają inne pomiary, szczególnie obserwacje przełomów warstw metodą SEM. Wartość parametru *rms* rośnie nieznacznie od 1,5 do 1,9 nm. ZnO osadzone metodą ALD charakteryzuje się ziarnami o wymiarach na poziomie 150 nm i wartością *rms* = 12 nm. Dlatego też dla lepszego zobrazowania topografii powierzchni przedstawiony jest obraz o wymiarach 10 µm × 10 µm.



Rys. 37. Obrazy AFM powierzchni warstw ZnO osadzanych metodą rozpylania katodowego o grubości 150 nm (a), 400 nm (b) i 800 nm (c)



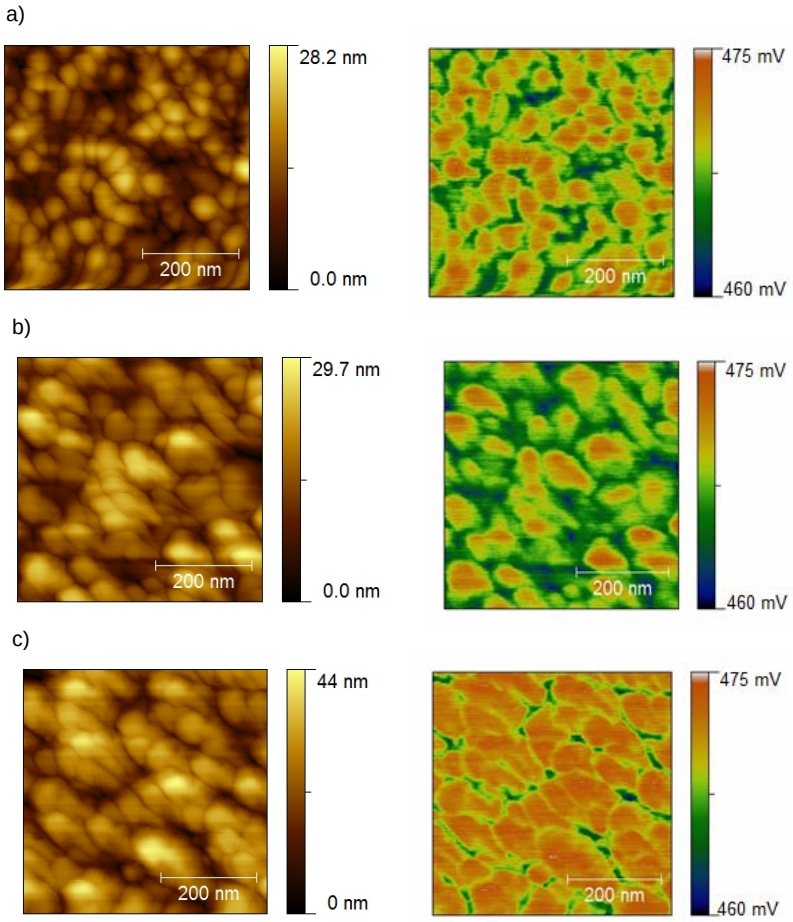
Rys. 38. Obrazy AFM powierzchni warstwy ZnO o grubości 300 nm wytworzonej metodą ALD

Obrazy warstw ZnO o grubości 150, 400 i 800 nm uzyskane techniką spektroskopii termicznej są pokazane na rys. 39. Obraz po prawej stronie informuje o rozkładzie przewodnictwa cieplnego na powierzchni ZnO, obraz po lewej jest topografią powierzchni rejestrowaną jednocześnie z pomiarem przewodnictwa cieplnego. Widać tu wyraźnie efekt tłumienia przewodnictwa na granicach ziaren. W warstwie o drobnych ziarnach obszary obniżonego przewodnictwa stanowią ok. 50% powierzchni. Wraz ze wzrostem grubości ZnO (ziarna rosną) i coraz mniejszy jest efekt tłumienia (rys. 39c). Na rys. 40 przedstawiony jest wynik pomiaru warstwy ZnO wykonanej drogą ALD.

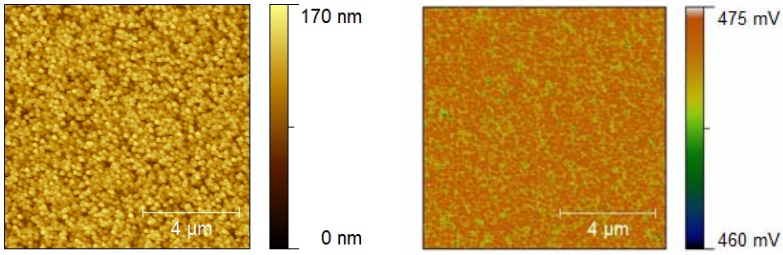
Topografia powierzchni ma znaczący wpływ na rejestrowany obraz przewodnictwa termicznego. Jeżeli sonda znajduje się na „wierzchołku" ziarna, to w większym stopniu kontaktuje się z powietrzem (niższy współczynnik przewodnictwa temperaturowego), stąd przewodnictwo mierzone przez sondę jest niższe. Gdy sonda znajduje się z zagłębieniu między sąsiednimi ziarnami, wtedy pozostaje w kontakcie z większą powierzchnią dobrze przewodzącego materiału i wynik pomiaru jest zawyżony. Tak więc w przypadku materiału ziarnistego mamy w rzeczywistości do czynienia ze spłaszczeniem obrazu termicznego. Zjawisko to jest jedną z przyczyn, dla których mikroskopia termiczna nie daje jednoznacznych informacji ilościowych.

Wyniki pomiarów przewodnictwa elektrycznego ZnO przedstawiono na rys. 41. Analogicznie jak w przypadku pomiarów termicznych jednocześnie z pomiarem przewodnictwa elektrycznego (obraz po stronie prawej) rejestrowana jest w trybie kontaktowym topografia powierzchni (obraz po stronie lewej). Z analizy obrazu wynika, że kanałem dla przepływu prądu są przede wszystkim granice ziaren. Potwierdza to obraz przedstawiony na rys. 42, na którym pokazano złożenie topografii (tło w odcieniach brązu) i rozkładu maksimów przewodnictwa elektrycznego (kolor czerwony). Wyniki pokazane na rys. 41 i 42 uzyskano dla ZnO wyhodowanego w reaktorze ALD. Obrazy warstw ZnO rozpylanych katodowo wykazują podobny mechanizm przewodnictwa (rys. 43). Obrazy te ze względu na małe

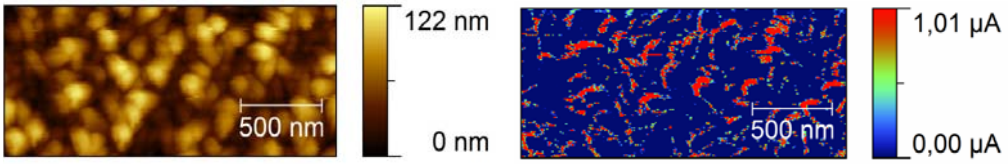
rozmiary ziaren są mniej jednoznaczne i trudniejsze do interpretacji. Widać jednak wyraźnie obszary dobrego przewodnictwa elektrycznego oraz wyższą o prawie rząd wielkości wartość rejestrowanego prądu (niższa niż dla warstw ALD rezystywność ZnO).



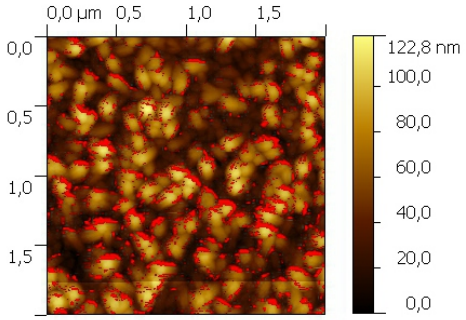
Rys. 39. Topografia i rozkład przewodnictwa cieplnego warstw ZnO osadzanych metodą rozpylania katodowego o grubości 150 nm (a), 400 nm (b) i 800 nm (c). Obszar skanowania 0,5 µm × 0,5 µm



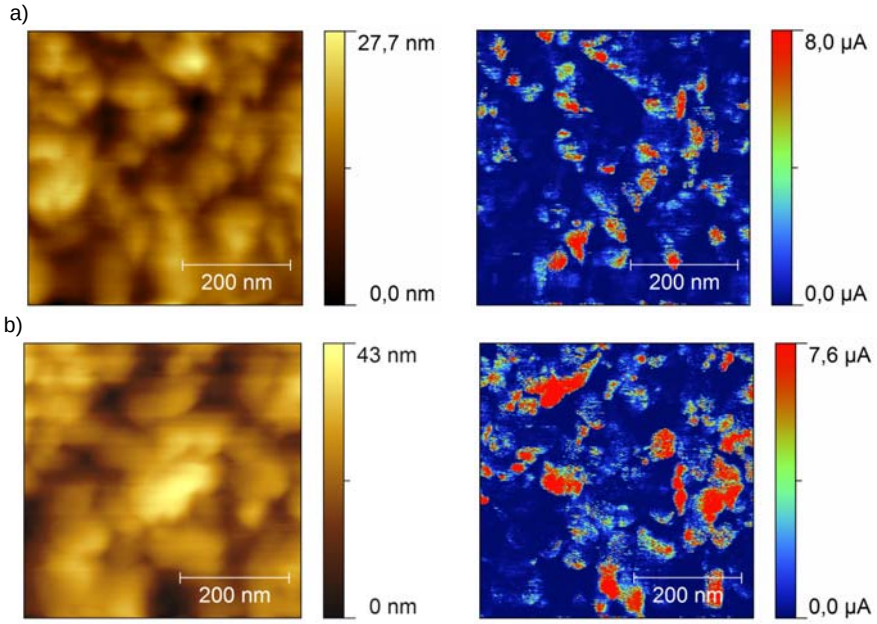
Rys. 40. Topografia i rozkład przewodnictwa cieplnego warstwy ZnO wytworzonej techniką ALD. Obszar skanowania 10 µm × 10 µm



Rys. 41. Topografia i rozkład kanałów przewodnictwa elektrycznego warstwy ZnO wytworzonej techniką ALD. Obszar skanowania 2 μm × 1 μm



Rys. 42. Efekt nałożenia rozkładu maksimów przewodnictwa elektrycznego (kolor czerwony) na obraz topograficzny powierzchni ZnO (tło w odcieniach brązu)

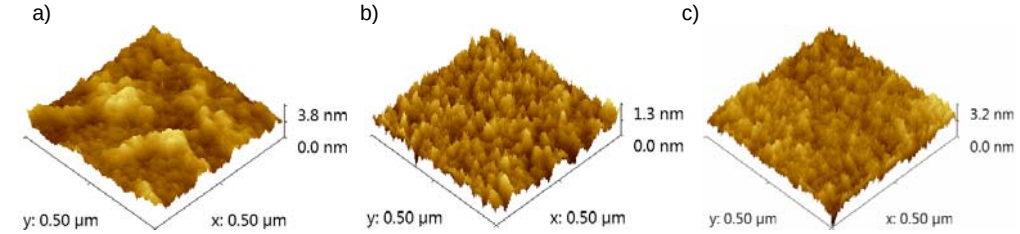


Rys. 43. Topografia i rozkład kanałów przewodnictwa elektrycznego warstw ZnO rozpylanych katodowo o grubości 150 nm (a) i 800 nm (b)

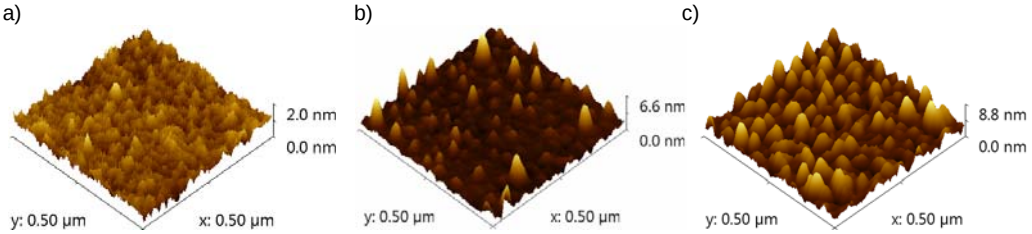
Warstwy Ir-Zn-O

Warstwy Ir-Zn-O rozpylane katodowo charakteryzują się mniejszymi niż ZnO rozmiarami ziaren i co za tym idzie mniejszą wartością parametru *rms*. Obrazy

AFM powierzchni warstw ZnO osadzanych w trybach stałoprądowym i wysokoczęstotliwościowym są pokazane na rys. 44 i 45.

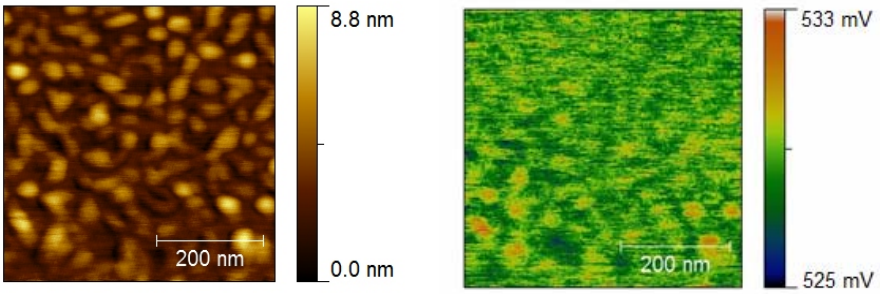


Rys. 44. Obrazy AFM powierzchni warstw Ir-Zn-O osadzanych metodą stałoprądowego reaktywnego rozpylania katodowego przy różnej zawartości tlenu: a) 30%, b) 50%, c) 100%



Rys. 45. Obrazy AFM powierzchni warstw Ir-Zn-O osadzanych metodą wysokoczęstotliwościowego reaktywnego rozpylania katodowego przy różnej zawartości tlenu: a) 50%, b) 30%, c) 10%

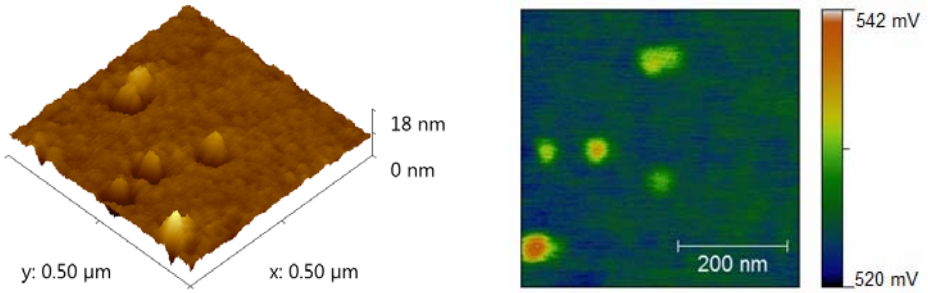
Małe rozmiary ziaren, poniżej granicy rozdzielczości metody SThM i CAFM, stanowią istotną trudność w pomiarach przewodnictwa cieplnego i elektrycznego. Zmiany przewodnictwa cieplnego są ledwie zarysowane. Rejestrowany jest uśredniony sygnał z powierzchni. Jedynie warstwa osadzana w modzie RF przy 10% zawartości tlenu i mająca ziarna o wymiarach rzędu 28 nm pozwala uzyskać wyraźniejszy obraz (rys. 46).



Rys. 46. Topografia i rozkład przewodnictwa cieplnego warstwy Ir-Zn-O osadzanej metodą wysokoczęstotliwościowego reaktywnego rozpylania katodowego przy 10% zawartość tlenu w plazmie. Obszar skanowania 0,5 µm × 0,5 µm

Spektroskopia termiczna jest czułym narzędziem do identyfikacji nieciągłości i niejednorodności osadzanych warstw. Na rys. 47 przedstawiony jest obraz uzyskany z powierzchni jednej z warstw Ir-Zn-O osadzanych w atmosferze tlenowej (DC, P = 50 W). Na tle gładkiej powierzchni widoczne są krystality

o wyraźnie zwiększonej przewodności cieplnej, co sugeruje, że ich skład i struktura krystaliczna są odmienne od składu i struktury warstwy.



Rys. 47. Topografia i rozkład przewodnictwa cieplnego w warstwie Ir-Zn-O osadzanej metodą stałoprądowego reaktywnego rozpylania katodowego w atmosferze tlenowej

W przypadku pomiarów prądowych i pojemnościowych warstw Ir-Zn-O obserwuje się podobne problemy jak podczas pomiarów SThM. Rejestrowane obrazy są zbyt jednorodne, aby na obecnym etapie można było wnioskować o mechanizmach przewodnictwa elektrycznego lub szukać korelacji między wartością przewodnictwa a parametrami osadzania. Można jedynie potwierdzić, że Ir-Zn-O charakteryzuje się wyraźnie większym przewodnictwem niż ZnO.

3. Współpraca międzynarodowa

Od 2008 r. realizowany jest 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 Fédérale 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; 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'2011

[P1] BOROWICZ P., KUCHUK A., ADAMUS Z., BORYSIEWICZ M., EKIELSKI M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., LATEK M.: Badania strukturalne warstw węglowych w niklowych kontaktach omowych za pomocą widzialnej i nadfioletowej spektroskopii ramanowskiej. *Elektronika* 2011 vol. LII no. 9 s. 103–106.

[P2] BOROWICZ P., KUCHUK A., ADAMUS Z., BORYSIEWICZ M., EKIELSKI M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., LATEK M.: Badania strukturalne warstw węglowych w niklowych kontaktach omowych za pomocą widzialnej i nadfioletowej spektroskopii ramanowskiej. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 653–658.

[P3] BORYSIEWICZ M., DYNOWSKA E., KOLKOVSKY V., DYCZEWSKI J., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: From Porous to Dense Thin Films through Reactive DC Sputter Deposition onto Si(100) and Al_2O_3(00.1) Substrates. *Thin Solid Films* (złoż. do red.).

[P4] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., MYŚLIWIEC M., WZOREK M., KUCHUK A., BARCZ A., DYNOWSKA E., DI FORTE-POISSON M.-A., GIESEN C., PIOTROWSKA A.: Fundamentals and Practice of Metal Contacts to Wide Band Gap Semiconductor Devices. *Cryst. Res. Technol.* (złoż. do red.).

[P5] BORYSIEWICZ M., WOJCIECHOWSKI T., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Influence of Gas Mixture Composition and Pressure on the Properties of Ar-O-Zn Plasma during ZnO Sputter Deposition in DC and RF Modes. *Vacuum* (złoż. do red.).

[P6] DOMANOWSKA A., KLIMASEK A., LISIECKA E., BIDZIŃSKI P., ADAMOWICZ B., SZEWCZENKO J., TAUBE A., KORWIN-MIKKE K., GIERAŁTOWSKA S., ŻYWICKI J.: Profilowanie składu chemicznego tlenkowych warstw pasywacyjnych metodą spektromikroskopii elektronów Augera. *Elektronika* 2011 vol. LII nr 9 s. 63–66.

[P7] DOMANOWSKA A., KLIMASEK A., LISIECKA E., BIDZIŃSKI P., ADAMOWICZ B., SZEWCZENKO J., TAUBE A., KORWIN-MIKKE K., GIERAŁTOWSKA S., ŻYWICKI J.: Profilowanie składu chemicznego tlenkowych warstw pasywacyjnych metodą spektromikroskopii elektronów Augera. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 588–592.

[P8] DOMANOWSKA A., MICZEK M., UCKA R., MATYS M., ADAMOWICZ B., ŻYWICKI J., TAUBE A., KORWIN-MIKKE K., GIERAŁTOWSKA S., SOCHACKI M.: Surface Photovoltage and Auger Electron Spectromicroscopy Studies of HfO_2/SiO_2/4H-SiC and HfO_2/Al_2O_3/4H-SiC Structures. *Appl. Surf. Sci.* (złoż. do red.).

[P9] EKIELSKI M., SIDOR Z., JUCHNIEWICZ M., PŁUSKA M., PIOTROWSKA A.: Optymalizacja procesu NIL pod kątem wytwarzania wzorów o wymiarach krytycznych 200 nm na krzemie o orientacji (100). *Elektronika* 2011 vol. LII nr 9 s. 95–97.

[P10] EKIELSKI M., SIDOR Z., JUCHNIEWICZ M., PŁUSKA M., PIOTROWSKA A.: Optymalizacja procesu NIL pod kątem wytwarzania wzorów o wymiarach krytycznych 200 nm na krzemie o orientacji (100). Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 641–642.

[P11] GOŁASZEWSKA-MALEC K., KISZKURNO J., JUNG W., KUCHUK A., GUZIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Pomiary oporu właściwego kontaktów omowych do n-SiC metodą c-TLM. *Elektronika* 2011 vol. LII nr 9 s. 98–102.

[P12] GOŁASZEWSKA-MALEC K., KISZKURNO J., JUNG W., KUCHUK A., GUZIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Pomiary oporności właściwej kontaktów omowych do n-SiC metodą c-TLM. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 647–652.

[P13] GROCHOWSKI J., GUZIEWICZ M., BORYSIEWICZ M.: Analiza transmisji optycznej półprzewodnikowych warstw NiO osadzanych metodą magnetronowego rozpylania katodowego. *Elektronika* 2011 vol. LII no. 7 s. 199–204.

[P14] GROCHOWSKI J., GUZIEWICZ M., BORYSIEWICZ M., SIDOR Z., KRUSZKA R., PIOTROWSKA A.: Influence of Capping SiO_2 Layer on Stability of NiO Thin Film under Thermal Stress. Proc. of the 34th Int. Springs Sem. on Electronics Technology. Tatrzańska Łomnica, Słowacja, 11–15.05.2011, s. 63–67.

[P15] GUZIEWICZ M., GROCHOWSKI J., BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., DOMAGAŁA J., RZODKIEWICZ W., WITKOWSKI B., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KRUSZKA R., EKIELSKI M., PIOTROWSKA A.: Electrical and Optical Properties of NiO Films Deposited by Magnetron Sputtering. *Opt. Appl.* 2011 vol. XLI nr 2 s. 431–440.

[P16] GUZIEWICZ M., JUNG W., GROCHOWSKI J., BORYSIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., PIOTROWSKA A., KRUSZKA R., BARAŃSKA A., WITKOWSKI B., DOMAGAŁA J., GRYZIŃSKI M., TYMIŃSKA K., STONERT A.: Capability of Semiconducting NiO Films in Gamma Radiation Dosimetry. *Acta Phys. Pol*. A (złoż. do red.).

[P17] GUZIEWICZ M., JUNG W., GROCHOWSKI J., BORYSIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., PIOTROWSKA A., KRUSZKA R., BARAŃSKA A., WITKOWSKI B., DOMAGAŁA J., GRYZIŃSKI M., TYMIŃSKA K., STONERT A.: Capability of Semiconducting NiO Films in Gamma Radiation Dosimetry. *Acta Phys. Pol*. A (złoż. do red.).

[P18] GUZIEWICZ M., JUNG W., GROCHOWSKI J., BORYSIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KRUSZKA R., WITKOWSKI B., DOMAGAŁA J., GRYZIŃSKI M., TYMIŃSKA K., TULIK P., PIOTROWSKA A.: Influence of Thermal and Gamma Radiation on Electrical Properties of Thin NiO Films Formed by RF Sputtering. Proc. Eurosensors XXV [w serii: Procedia Eng.] (złoż. do red.).

[P19] GUZIEWICZ M., JUNG W., GROCHOWSKI J., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KRUSZKA R., DOMAGAŁA J., WITKOWSKI B., GRYZIŃSKI M., TYMIŃSKA K., PIOTROWSKA A.: Influence of Thermal and Gamma Radiation on Electrical Properties of Thin NiO Films Formed by RF Sputtering. *Sensors a. Actuat.* A (złoż. do red.).

[P20] GUZIEWICZ M., JUNG W., KRUSZKA R., GOŁASZEWSKA-MALEC K., PIOTROWSKA A., DOMAGAŁA J., WACHNICKI L., GUZIEWICZ E., GODLEWSKI M.: Fabrication and Characterization of n-ZnO/p-SiC Heterojunction Diode. *Mater. Sci. Forum* (złoż. do red.).

[P21] GUZIEWICZ M., SŁYSZ W., BORYSIEWICZ M., KRUSZKA R., SIDOR Z., JUCHNIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., DOMAGAŁA J., RZODKIEWICZ W., RATAJCZAK J., BAR J., WĘGRZECKI M., SOBOLEWSKI R.: Fabrication and Properties of Ultrathin NbN and NbTiN Films for Superconducting Photodetectors. *Acta Phys. Pol.* A (złoż. do red.).

[P22] JASIK A., SANKOWSKA I., REGIŃSKI K., MACHOWSKA-PODSIADŁO E., WAWRO A., WZOREK M., KRUSZKA R., JAKIEŁA R., KUBACKA-TRACZYK J., MOTYKA M., KANIEWSKI J.: MBE Growth of Type-II InAs/GaSb Superlattices for MWIR Detection. *Crystal Growth: Theory, Mechanisms and Morphology*. Nova Sci. Publ. Inc. (złoż. do red.).

[P23] JUCHNIEWICZ M., DYBKO A.: Bezkontaktowy konduktometr mikroprzepływowy z nowym rodzajem elektrod. *Wiad. Elektrotechn.* 2011 vol. LXXIX nr 10 s. 29–31.

[P24] JUNG W., GOŁASZEWSKA-MALEC K., ŻYTKIEWICZ Z. R., SOBAŃSKA M., KLOSEK K.: Wyznaczanie profilu koncentracji nośników i domieszek w strukturach 2DEG na bazie GaN. *Elektronika* 2011 vol. LII nr 9 s. 124–126.

[P25] JUNG W., GOŁASZEWSKA-MALEC K., ŻYTKIEWICZ Z. R., SOBAŃSKA M., KLOSEK K.: Wyznaczanie profilu koncentracji nośników i domieszek w strukturach 2DEG na bazie GaN. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 690–694.

[P26] KISIEL R., SZCZEPAŃSKI P., FIREK P., GUZIEWICZ M., KRAJEWSKI T.: Mechanical and Thermal Properties of SiC – Ceramics Substrate Interface. Proc. of the 35th Int. Conf. of IMAPS – CPMT IEEE Poland. Gdańsk Sobieszewo, 21–24.09.2011, s. 241–246.

[P27] KISIEL R., SZCZEPAŃSKI P., SOCHACKI M., CHMIELEWSKI M., GUZIEWICZ M., STROJNY A., FAŁAT T., JAKUBOWSKA M., TYMICKI E., JAROSZ M.: Thermal Properties of SiC- Ceramics Substrate Interface Made by Silver Glass Composition. Proc. of the 34th Int. Springs Seminar on Electronics Technology, Tatrzańska Łomnica, Słowacja, 11–15.05.2011, s. 98–102.

[P28] KISIEL R., SZMIDT J., SOCHACKI M., GUZIEWICZ M.: Overview of SiC Die Assembly Technologies for High Temperature Electronics. Proc. of the 35th Int. Conf. of IMAPS – CPMT IEEE Poland, Gdańsk Sobieszewo, 21–24.09.2011, s. 23–33.

[P29] 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*. 2011 vol. 19 nr 11 s. 63–67.

[P30] KRUSZKA R., GOŁASZEWSKA-MALEC K., TAUBE A., PASTERNAK I., KORWIN-MIKKE K., WZOREK M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Procesy trawienia suchego ICP w plazmie BCl_3 cienkich warstw HfO_2 wytworzonych techniką reaktywnego rozpylania katodowego. *Elektronika* 2011 vol. LII nr. 9 s. 91–94.

[P31] KRUSZKA R., GOŁASZEWSKA-MALEC K., TAUBE A., PASTERNAK I., KORWIN-MIKKE K., WZOREK M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Procesy trawienia suchego ICP w plazmie BCl_3 cienkich warstw HfO_2 wytworzonych techniką reaktywnego rozpylania katodowego. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 534–539.

[P32] KRUSZKA R., KORWIN-MIKKE K., PASTERNAK I., WZOREK M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Trawienia półprzewodników szerokoprzerwowych GaN i SiC. *Elektronika* 2011 vol. LII nr 9 s. 32–36.

[P33] KRUSZKA R., KORWIN-MIKKE K., PASTERNAK I., WZOREK M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Trawienia półprzewodników szerokoprzerwowych GaN i SiC. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, 5–9.06.2011, CD, s. 635–640.

[P34] KUCHUK A., KLADKO V. P., GOŁASZEWSKA-MALEC K., GUZIEWICZ M., WZOREK M., PIOTROWSKA A.: The Formation Mechanism of Ni-Based Ohmic Contacts to 4H-n-SiC. *Mater. Sci. Forum* (złoż. do red.).

[P35] ŁASZCZ A., CZERWIŃSKI A., RATAJCZAK J., TAUBE A., GIERAŁTOWSKA S., PIOTROWSKA A., KĄTCKI J.: Study of Oxides Formed in the HfO_2/Si Structure for High-k Dielectric Applications. *Solid State Phenom.* (złoż. do red.).

[P36] ŁAWNICZAK-JABŁOŃSKA K., KLEPKA M., WOLSKA A., DYNOWSKA E., BORYSIEWICZ M.: Wyznaczanie faz powstających w trakcie procesów technologicznych nanoszenia warstw Ti-Si-C na szafir. *Elektronika* 2011 vol. LII nr 9 s. 78–85.

[P37] ŁAWNICZAK-JABŁOŃSKA K., KLEPKA M., WOLSKA A., DYNOWSKA E., BORYSIEWICZ M.: Wyznaczanie faz powstających w trakcie procesów technologicznych nanoszenia warstw Ti-Si-C na szafir. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 617–622.

[P38] MIHALOVITS P., PIOTROWSKA A.: InTechFun – aspekty finansowe i prawne Projektu, postęp w realizacji specyficznych zadań Programu Operacyjnego Innowacyjna Gospodarka. *Elektronika* 2011 vol. LII nr 9 s. 60–63.

[P39] MIHALOVITS P., PIOTROWSKA A.: InTechFun – aspekty finansowe i prawne Projektu, postęp w realizacji specyficznych zadań Programu Operacyjnego Innowacyjna Gospodarka. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 582–587.

[P40] MISIUK A., BARCZ A., ULYASHIN A. G., BĄK-MISIUK J., PRUJSZCZYK M.: Hydrogen, Deuterium) Accumulation/Release Versus Nanostructure of Si:He. *J. of Nanosci. a. Nanotechnol.* (złoż. do red.).

[P41] MISIUK A., BĄK-MISIUK J., BARCZ A., ROMANOWSKI P., SURMA B., WNUK A.: Structure of Self-Implanted Silicon Annealed under Enhanced Hydrostatic Pressure. *High Press. Res.* 2011 vol. 31 nr 1 s. 102–105.

[P42] MISIUK A., WIERZCHOWSKI W. K., WIETESKA K., BARCZ A., BĄK-MISIUK J., CHOW L., VANFLEET R., PRUJSZCZYK M.: Properties of Si:V Annealed under Enhanced Hydrostatic Pressure. *Acta Phys. Pol.* A 2011 vol. 120 nr 1 s. 196–199.

[P43] MROCZYŃSKI R., TAUBE A., GIERAŁTOWSKA S., GUZIEWICZ E., GODLEWSKI M.: Application of Deposited by ALD HfO_2 and Al_2O_3 Layers in Double-Gate Dielectric Stacks for Non-Volatile Semiconductor Memory, NVSM) Devices. *Appl. Surf. Sci.* (złoż. do red.).

[P44] MYŚLIWIEC M., SOCHACKI M., KISIEL R., GUZIEWICZ M., WZOREK M.: TiAl-Based Ohmic Contacts on p-Type SiC. Tatrzańska Łomnica, Słowacja, 11–15.05.2011, s. 68–72.

[P45] PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E.: Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych – Panorama Projektu PO IG 01.03.01-00-159/08 InTechFun. *Elektronika* 2011 vol. LII nr 9 s. 19–24.

[P46] PUSTELNY T., STRUK P., GOŁASZEWSKA-MALEC K., EKIELSKI M., PIOTROWSKA A.: Struktury fotoniczne na bazie ZnO. *Elektronika* 2011 vol. LII nr 9 s. 30–32.

[P47] PUSTELNY T., STRUK P., GOŁASZEWSKA-MALEC K., EKIELSKI M., PIOTROWSKA A.: Struktury fotoniczne na bazie ZnO. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 529–533.

[P48] SANKOWSKA I., JASIK A., KUBACKA-TRACZYK J., DOMAGAŁA J., REGIŃSKI K.: Role of Beryllium Doping in Strain Changes in II-Type InAs/GaSb Superlattice Investigated by High Resolution X-Ray Diffraction Method. *Appl. Phys.* A (złoż. do red.).

[P49] SŁYSZ W., GUZIEWICZ M., BORYSIEWICZ M., DOMAGAŁA J., PASTERNAK I., HEJDUK K., RZODKIEWICZ W., RATAJCZAK J., BAR J., WĘGRZECKI M., GRABIEC P., GRODECKI R., WĘGRZECKA I., SOBOLEWSKI R.: Ultrathin NbN Films Designed for Superconducting Single-Photon Detectors. *Acta Phys. Pol.* A 2011 vol. 120 nr 1 s. 200–203.

[P50] TAUBE A., GIERAŁTOWSKA S., GUTT T., MAŁACHOWSKI T., PASTERNAK I., WOJCIECHOWSKI T., RZODKIEWICZ W., SAWICKI M., PIOTROWSKA A.: Electronic Properties of Thin HfO_2 Films Fabricated by Atomic Layer Deposition on 4H-SiC. *Acta Phys. Pol.* A 2011 vol. 119 nr 5 s. 696–698.

[P51] TAUBE A., KORWIN-MIKKE K., GIERAŁTOWSKA S., GUTT T., MAŁACHOWSKI T., WZOREK M., ŁASZCZ A., PŁUSKA M., DYNOWSKA E., SOCHACKI M., MROCZYŃSKI R., PASTERNAK I., RZODKIEWICZ W., SZMIDT J., PIOTROWSKA A.: Wytwarzanie i charakteryzacja cienkich warstw tlenku hafnu dla zastosowań w technologii MOSFET w węgliku krzemu. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 677–682.

[P52] TAUBE A., KORWIN-MIKKE K., GUTT T., MAŁACHOWSKI T., PASTERNAK I., WZOREK M., ŁASZCZ A., PŁUSKA M., RZODKIEWICZ W., PIOTROWSKA A., GIERAŁTOWSKA S., SOCHACKI M., MROCZYŃSKI R., DYNOWSKA E., SZMIDT J.: Wytwarzanie i charakteryzacja cienkich warstw tlenku hafnu dla zastosowań w technologii MOSFET w węgliku krzemu. *Elektronika* 2011 vol. LII nr 9 s. 117–120.

[P53] TAUBE A., KRUSZKA R., BORYSIEWICZ M., GIERAŁTOWSKA S., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: High Quality Gate Insulator/GaN Interface for Enhancement-Mode Field Effect Transistor. *Acta Phys. Pol.* A (złoż. do red.).

[P54] TAUBE A., SOCHACKI M., SZMIDT J.: Konstrukcja i modelowanie tranzystorów wertykalnych w węgliku krzemu. *Elektronika* 2011 vol. LII nr 9 s. 45–49.

[P55] TAUBE A., SOCHACKI M., SZMIDT J.: Konstrukcja i modelowanie tranzystorów wertykalnych DIMOSFET w węgliku krzemu. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 557–562.

[P56] WZOREK M., CZERWIŃSKI A., KUCHUK A., RATAJCZAK J., PIOTROWSKA A., KĄTCKI J.: Badania elektronomikroskopowe kontaktów omowych do węglika krzemu wytwarzanych na bazie niklu. *Elektronika* 2011 vol. LII nr 9 s. 37–40.

[P57] WZOREK M., CZERWIŃSKI A., KUCHUK A., RATAJCZAK J., PIOTROWSKA A., KĄTCKI J.: TEM Characterisation of Silicide Phase Formation in Ni-Based Ohmic Contacts to 4H n-SiC. *Mater. Trans.* 2011 vol. 52 s. 315–318.

[P58] WZOREK M., CZERWIŃSKI A., KUCHUK A., RATAJCZAK J., PIOTROWSKA A., KĄTCKI J.: Ni-Based Ohmic Contacts to Silicon Carbide Examined by Electron Microscopy. *Solid State Phenom.* (złoż. do red.).

[P59] WZOREK M., ŁASZCZ A., CZERWIŃSKI A., RATAJCZAK J., PŁUSKA M., BORYSIEWICZ M., TAUBE A., GIERAŁTOWSKA S., KUCHUK A., KORWIN-MIKKE K., PIOTROWSKA A., KĄTCKI J.: Badania elektronomikroskopowe struktur półprzewodnikowych wytwarzanych w oparciu o SiC i ZnO. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 540–545.

[P60] ZAREMBA G., ADAMUS Z., JUNG W., KAMIŃSKA E., BORYSIEWICZ M., KORWIN-MIKKE K.: Wpływ defektów o głębokich poziomach na wysokość bariery w diodzie Schottky'ego 4H-SiC. *Elektronika* 2011 vol. LII no. 9 s. 106–109.

[P61] ZAREMBA G., ADAMUS Z., JUNG W., KAMIŃSKA E., BORYSIEWICZ M., KORWIN-MIKKE K.: Wpływ defektów o głębokich poziomach na wysokość bariery w diodzie Schottky'ego 4H-SiC. Mat. konf. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011, CD, s. 659–664.

[P62] ZAREMBA G., ADAMUS Z., JUNG W., KAMIŃSKA E., BORYSIEWICZ M., KORWIN-MIKKE K.: The Role of Deep Level Traps in Barrier Height of 4H-SiC Schottky Diode. *Mater. Sci. a. Eng.* B (złoż. do red.).

[P63] ZAREMBA G., ADAMUS Z., JUNG W., KAMIŃSKA E., BORYSIEWICZ M., KORWIN-MIKKE K.: The Role of Deep Level Traps in Barrier Height of 4H-SiC Schottky Diode. Proc. of the Int. Conf. „Microtechnology and Thermal Problems in Electronics" MicroTherm 2011. Łódź, 28.06–1.07.2011 (złoż. do red.).

[P64] ZIELONY E., PLACZEK-POPKO E., ROZNICKA A., GUMIENNY Z., SZATKOWSKI J., DYBA P., PACUSKI W., KRUSE C., HOMMEL D., GUZIEWICZ M.: Deep Levels Induced by CdTe/ZnTe Quantum Dots. *Acta Phys. Pol.* A 2011 vol. 119 nr 5 s. 630–632.

Prezentacje konferencyjne 2011

[K1] ABALOSHEVA I., ZAYTSEVA I., ALESZKIEWICZ M., CIEPLAK M. Z., SYRYANYY Y., GIERŁOWSKI P., ABAL'OSHEV O., SŁYSZ W., GUZIEWICZ M., BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., HEJDUK K., RZODKIEWICZ W., RATAJCZAK J., BAR J., WĘGRZECKI M., GRABIEC P., GRODECKI R., WĘGRZECKA I., SOBOLEWSKI R.: Superconducting Thin Films with High Critical Current Densities. 4th Forum Sci. & Technol. Days Poland – East. Białowieża, 12–14.04.2011 (plakat).

[K2] BARAŃSKA A., KOSIEL K., PASTERNAK I., GUTOWSKI P., BUGAJSKI M., KURZYDŁOWSKI K.: Wpływ domieszkowania krzemem na morfologię powierzchni warstw epitaksjalnych GaAs. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (plakat).

[K3] BARAŃSKA A., SZERLING A., HEJDUK K., KUBACKA-TRACZYK J., KOSIEL K., BUGAJSKI M., RZODKIEWICZ W., GOŁASZEWSKA-MALEC K.: The Intrisic Stresses of Ni/AuGe/Ni/Au Ohmic

Contact to n^+(GaAs). IV Workshop on Physics and Technology of Semiconductor Lasers. Kazimierz Dolny, 23–26.10.2011 (plakat).

[K4] BĄK-MISIUK J., MISIUK A., BARCZ A., ROMANOWSKI P.: Solid Phase Epitaxial Re-Growth of Amorphous Layer in Si:Si Annealed under Enhanced Hydrostatic Pressure. XIV Int. Conf. "Gettering and Defect Engineering in Semiconductor Technology". Loipersdorf, Niemcy, 25–30.09.2011 (plakat).

[K5] BOROWICZ P., KUCHUK A., ADAMUS Z., BORYSIEWICZ M., EKIELSKI M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., LATEK M.: Badania strukturalne warstw węglowych w niklowych kontaktach omowych za pomocą widzialnej i nadfioletowej spektroskopii ramanowskiej. X Kraj. Konf. Elektroniki, Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (plakat).

[K6] BORYSIEWICZ M., DYNOWSKA E., KOLKOVSKY V., DYCZEWSKI J., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: ZnO Thin Films of Different Crystalline Structures Grown on Si(100) Substrates by Reactive DC Sputter Deposition. 40th „Jaszowiec" Int. School & Conf. on the Physics of Semiconductors. Krynica Zdrój, 25.06–1.07.2011 (plakat).

[K7] BORYSIEWICZ M., DYNOWSKA E., KOLKOVSKY V., DYCZEWSKI J., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Investigation of Thin ZnO Film Growth on Si(100) Substrates via Reactive DC Sputtering in the Function of Oxygen Content in the Sputtering Gas and Total Gas Pressure. 10th Int. Conf. on Reactive Sputter Deposition. Linköping, Szwecja, 8–9.12.2011 (plakat).

[K8] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Influence of Gas Mixture Composition and Pressure on the Properties of Ar-O-Zn Plasma during ZnO Sputter Deposition in DC and RF Modes. 6th Symp. on Vacuum-Based Science and Technology. Koszalin-Kołobrzeg, 19–22.09.2011 (plakat).

[K9] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., KUCHUK A., WZOREK M., BARCZ A., DYNOWSKA E., DI FORTE-POISSON M.-A., GIESEN C.: Fundamentals and Practice of Metal Contacts to Wide Bandgap Semiconductor Devices. German Polish Conf. on Crystal Growth. Frankfurt, Niemcy, 14–18.03.2011 (ref. zapr.).

[K10] BORYSIEWICZ M., WOJCIECHOWSKI T., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: A Comparison of the Properties of DC and RF Ar-O-Zn Plasmas During Reactive ZnO Magnetron Spuettering. 10th Int. Conf. on Reactive Sputter Deposition. Linköping, Szwecja, 8–9.12.2011 (plakat).

[K11] DOMANOWSKA A., KLIMASEK A., LISIECKA E., BIDZIŃSKI P., ADAMOWICZ B., SZEWCZENKO J., TAUBE A., KORWIN-MIKKE K., GIERAŁTOWSKA S., ŻYWICKI J.: Profilowanie składu chemicznego tlenkowych warstw pasywacyjnych metodą spektromikroskopii elektronów Augera. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (plakat).

[K12] DOMANOWSKA A., MICZEK M., UCKA R., MATYS M., ADAMOWICZ B., ŻYWICKI J., TAUBE A., KORWIN-MIKKE K., GIERAŁTOWSKA S., SOCHACKI M.: Surface Photovoltage and Auger Electron Spectromicroscopy Studies of HfO_2/SiO_2/4H-SiC and HfO_2/Al_2O_3/4H-SiC Structures. VII Int. Workshop on Semiconductor Surface Passivation. Kraków, 11–15.09.2011 (plakat).

[K13] EKIELSKI M., SIDOR Z., JUCHNIEWICZ M., KRUSZKA R., KAŹMIERCZAK P., WIELGUS M., WZOREK M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: 3-D Patterning of GaN Using Nanoimprint Lithography. E-MRS 2011 Fall Meet. Warszawa, 19–23.09.2011 (ref. zapr.).

[K14] EKIELSKI M., SIDOR Z., JUCHNIEWICZ M., PASTERNAK I., WZOREK M., PIOTROWSKA A.: Fabrication of Polymer Stamp for UV Nanoimprint Technology. German Polish Conf. on Crystal Growth. Frankfurt, Niemcy, 14–18.03.2011 (plakat).

[K15] EKIELSKI M., SIDOR Z., JUCHNIEWICZ M., PŁUSKA M., PIOTROWSKA A.: Optymalizacja procesu NIL pod kątem wytwarzania wzorów o wymiarach krytycznych 200 nm na krzemie o orientacji (100). X Kraj. Konf. Elektroniki, Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (plakat).

[K16] GOŁASZEWSKA-MALEC K., KISZKURNO J., JUNG W., KUCHUK A., GUZIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Pomiary oporności właściwej kontaktów omowych do n-SiC metodą c-TLM. X Kraj. Konf. Elektroniki Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (plakat).

[K17] GROCHOWSKI J., GUZIEWICZ M., BORYSIEWICZ M., SIDOR Z., KRUSZKA R., PIOTROWSKA A.: Influence of Capping SiO_2 Layer on Stability of NiO Thin Film under Thermal Stress. 34th Int. Spring Seminar on Electronics Technology. Tatrzańska Łomnica, Słowacja, 11–15.05.2011 (ref.).

[K18] GUZIEWICZ M., JUNG W., GROCHOWSKI J., BORYSIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., PIOTROWSKA A., KRUSZKA R., BARAŃSKA A., WITKOWSKI B., DOMAGAŁA J., GRYZIŃSKI M., TYMIŃSKA K., STONERT A.: Capability of Semiconducting NiO Films in Gamma Radiation Dosimetry. E-MRS 2011 Fall Meet. Warszawa, 19–23.09.2011 (plakat).

[K19] GUZIEWICZ M., JUNG W., GROCHOWSKI J., BORYSIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KRUSZKA R., WITKOWSKI B., DOMAGAŁA J., GRYZIŃSKI M., TYMIŃSKA K., TULIK P., PIOTROWSKA A.: Influence of Thermal and Gamma Radiation on Electrical Properties of Thin NiO Films Formed by RF Sputtering. Eurosensors XXV. Ateny, Grecja, 4–7.09.2011 (plakat, kom.).

[K20] GUZIEWICZ M., JUNG W., KRUSZKA R., GOŁASZEWSKA-MALEC K., PIOTROWSKA A., DOMAGAŁA J., WACHNICKI L., GUZIEWICZ E., GODLEWSKI M.: Fabrication and Characterization of n-ZnO/p-SiC Heterojunction Diode. The 2011 Int. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials. Cleveland, USA, 11–16.09.2011 (ref.).

[K21] GUZIEWICZ M., SŁYSZ W., BORYSIEWICZ M., KRUSZKA R., SIDOR Z., JUCHNIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., DOMAGAŁA J., RZODKIEWICZ W., RATAJCZAK J., BAR J., WĘGRZECKI M., SOBOLEWSKI R.: Fabrication and Properties of Ultrathin NbN and NbTiN Films for Superconducting Photodetectors. E-MRS 2011 Fall Meet. Warszawa, 19–23.09.2011 (plakat).

[K22] GUZIEWICZ M., WACHNICKI L., GODLEWSKI M., GUZIEWICZ E., JUNG W., KRUSZKA R., PIOTROWSKA A., DOMAGAŁA J., GRYZIŃSKI M., TULIK P., TYMIŃSKA K., STONERT A.: Semiconducting Properties of Thin ZnO Films after Gamma Exposition. E-MRS Spring Meet. Nicea, Francja, 9–13.05.2011 (plakat).

[K23] JUCHNIEWICZ M., DYBKO A.: Bezkontaktowy konduktometr mikroprzepływowy z nowym rodzajem elektrod. X Kraj. Konf. Elektroniki Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (plakat).

[K24] JUNG W., GOŁASZEWSKA-MALEC K., ŻYTKIEWICZ Z. R., SOBAŃSKA M., KLOSEK K.: Wyznaczanie profilu koncentracji nośników i domieszek w strukturach 2DEG na bazie GaN. X Kraj. Konf. Elektroniki Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (plakat).

[K25] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., DYNOWSKA E., DYCZEWSKI J., BARCZ A., GROCHOWSKI J., DŁUŻEWSKI P., JAKIEŁA R.: Fabrication of p-Type Conducting ZnO-IrO-SiO Transparent Amorphous Thin Films. 2011 MRS Fall Meet. Boston, USA, 28.11–2.12.2011 (ref.).

[K26] KISIEL R., SZCZEPAŃSKI P., FIREK P., GUZIEWICZ M., KRAJEWSKI T.: Mechanical and Thermal Properties of SiC – Ceramics Substrate Interface. 35th Int. Conf. of IMAPS – CPMT IEEE Poland. Gdańsk Sobieszewo, 21–24.09.2011 (plakat).

[K27] KISIEL R., SZCZEPAŃSKI Z., SOCHACKI M., CHMIELEWSKI M., GUZIEWICZ M., STROJNY A., FAŁAT T., JAKUBOWSKA M., TYMICKI E., JAROSZ M.: Thermal Properties of SiC- Ceramics Substrate Interface Made by Silver Glass Composition. 34th Int. Spring Sem. on Electronics Technology. Tatrzańska Łomnica, Słowacja, 11–15.05.2011 (plakat).

[K28] KISIEL R., SZMIDT J., SOCHACKI M., GUZIEWICZ M.: Overview of SiC Die Assembly Technologies for High Temperature Electronics. 35th Int. Conf. of IMAPS – CPMT IEEE Poland. Gdańsk Sobieszewo, 21–24.09.2011 (ref. zapr.).

[K29] KORWIN-MIKKE K., KRUSZKA R., KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., WZOREK M., PIOTROWSKA A.: Inductively Coupled Plasma, ICP) Etching of Submicrometer Patterns in GaN. German Polish Conf. on Crystal Growth. Frankfurt, Niemcy, 14–18.03.2011 (kom.).

[K30] KRUSZKA R., GOŁASZEWSKA-MALEC K., TAUBE A., PASTERNAK I., KORWIN-MIKKE K., WZOREK M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Procesy trawienia suchego ICP w plazmie BCl_3 cienkich warstw HfO_2 wytworzonych techniką reaktywnego rozpylania katodowego. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (plakat).

[K31] KRUSZKA R., KORWIN-MIKKE K., PASTERNAK I., WZOREK M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Trawienia półprzewodników szerokoprzerwowych GaN i SiC. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (ref.).

[K32] KUCHUK A., GOŁASZEWSKA-MALEC K., GUZIEWICZ M., WZOREK M., KLADKO V. P., PIOTROWSKA A.: The Formation Mechanism of Ni-Based Ohmic Contacts to 4H-n-SiC. The 2011 Int. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials. Cleveland, USA, 11–16.09.2011 (plakat).

[K33] ŁASZCZ A., CZERWIŃSKI A., RATAJCZAK J., TAUBE A., GIERAŁTOWSKA S., PIOTROWSKA A., KĄTCKI J.: Study of Oxides Formed in the HfO2/Si Structure for High-k Dielectric Applications. The XIV Int. Conf. on Electron Microscopy. Wisła, 26–30.06.2011 (plakat).

[K34] ŁAWNICZAK-JABŁOŃSKA K., KLEPKA M., WOLSKA A., BORYSIEWICZ M.: Synchrotron Radiation Studies as an Aid in Elaboration of the Proper Technology for Metallisation in Electronic Devices. E-MRS Spring Meet. Strasbourg, Francja, 9–13.05.2011 (plakat).

[K35] ŁAWNICZAK-JABŁOŃSKA K., KLEPKA M., WOLSKA A., DYNOWSKA E., BORYSIEWICZ M.: Wyznaczanie faz powstających w trakcie procesów technologicznych nanoszenia warstw Ti-Si-C na szafir. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (plakat).

[K36] ŁAWNICZAK-JABŁOŃSKA K., DYNOWSKA E., KLEPKA M., WOLSKA A., BORYSIEWICZ M.: Wpływ obsadzenia pozycji atomowych na szerokość i położenie rentgenowskich pików dyfrakcyjnych na przykładzie Ti_3SiC_2. 53 Konwers. Krystalograficzne. Wrocław, 30.06–1.07.2011 (plakat).

[K37] ŁAWNICZAK-JABŁOŃSKA K., KLEPKA M., WOLSKA A., DYNOWSKA E., BORYSIEWICZ M.: Optimisation of Technology for Contact Metallisation in Electronic Devices – XRD and EXAFS Studies. IX Kraj. Symp. Użytkowników Promieniowania Synchrotronowego. Warszawa, 26–27.09.2011 (plakat).

[K38] MIHALOVITS P., PIOTROWSKA A.: InTechFun – aspekty finansowe i prawne Projektu, postęp w realizacji specyficznych zadań Programu Operacyjnego Innowacyjna Gospodarka. X Kraj. Konf. Elektroniki, Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (ref.).

[K39] MISIUK A., BARCZ A., BĄK-MISIUK J., ULYASHIN A. G.: Hydrogen Accumulation/Release Versus Nanostructure of Si:He. E-MRS Spring Meet. Nicea, Francja, 9–13.05.2011 (plakat).

[K40] MISIUK A., BARCZ A., BĄK-MISIUK J., ULYASHIN A. G.: Out-Diffusion of Hydrogen from Plasma-Processed Oxygen-Implanted Silicon. E-MRS 2011 Fall Meet. Warszawa, 19–23.09.2011 (kom.).

[K41] MROCZYŃSKI R., TAUBE A., GIERAŁTOWSKA S., GUZIEWICZ E., GODLEWSKI M.: Application of Deposited by ALD HfO_2 and Al_2O_3 Layers in Double-Gate Dielectric Stacks for Non-Volatile Semiconductor Memory,NVSM) Devices. VII Int. Workshop on Semiconductor Surface Passivation. Kraków, 11–15.09.2011 (plakat).

[K42] MYCIELSKI A., KOCHANOWSKA D., WITKOWSKA-BARAN M., SZADKOWSKI A., WITKOWSKA B., KALISZEK W., MARCINIAK A., DOMAGAŁA J., JAKIEŁA R., NOWAKOWSKI P., DUŻYŃSKA A.,

KAMIŃSKA A., SUCHOCKI A., KAMINSKI P., KOZŁOWSKI M., SIDOR Z., JUCHNIEWICZ M., KAMIŃSKA E.: Manufacturing by Bridgman Method of the 2-Inch-(Cd,Mn)Te Crystal Rods, and Their Characterization. 2011 IEEE Nuclear Science Symp. and Medical Imaging Conf. Workshop on Room-Temperature Semiconductor X-Ray and Gamma-Ray Detection. Walencja, Hiszpania, 23–29.10.2011 (ref. zapr.).

[K43] MYŚLIWIEC M., SOCHACKI M., KISIEL R., GUZIEWICZ M., WZOREK M.: TiAl-Based Ohmic Contacts on p-Type SiC. 34th Int. Spring Sem. on Electronics Technology. Tatrzańska Łomnica, Słowacja, 11–15.05.2011 (plakat).

[K44] PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E.: Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych – Panorama Projektu PO IG 01.03.01-00-159/08 InTechFun. X Kraj. Konf. Elektroniki Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (ref.).

[K45] PISKORSKI K., RZODKIEWICZ W., GUZIEWICZ M., GUTT T., PRZEWŁOCKI H. M.: Band Offset Measurements in the TiN-LaLuO-Si System. Network of Excellence SINANO-NANOSIL Meet. WP1 More Moore, FP 1.3. Grenoble, Francja, 11–13.01.2011 (ref.).

[K46] PUSTELNY T., STRUK P., GOŁASZEWSKA-MALEC K., EKIELSKI M., PIOTROWSKA A.: Struktury fotoniczne na bazie ZnO. X Kraj. Konf. Elektroniki Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (plakat).

[K47] SANKOWSKA I., DOMAGAŁA J., YEFANOV O., JASIK A., REGIŃSKI K., SEECK O. H.: X-Ray Measurements of Type II InAs/GaSb Superlattice in a Wide Angular Range Using the P08 Beamline at PETRAIII. 9th Nat. Meet. of Synchrotron Radiation Users. Warszawa, 26–27.09.2011 (ref.).

[K48] SŁYSZ W., GUZIEWICZ M., BORYSIEWICZ M., BAR J., WĘGRZECKI M., GRABIEC P., WĘGRZECKA I., SIKORA F., SOBOLEWSKI R.: Weak Signals Superconducting Detectors. Special Forum & Exhib. on Best of East – for Eastern Partnership. Challenges and Opportunities for Collaboration European Union – Poland – Eastern Europe Countries. Warszawa, 28–30.11.2011 (plakat).

[K49] SŁYSZ W., GUZIEWICZ M., BORYSIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., JUCHNIEWICZ M., RZODKIEWICZ W., RATAJCZAK J., BAR J., WĘGRZECKI M., GRABIEC P., GRODECKI R., WĘGRZECKA I., CIEPLAK M. Z., ZAYTSEVA I., DORENBOS S., SCHOUTEN R., ZWILLER V., KITAYGORSKY J., JUKNA A., SOBOLEWSKI R.: Ultrathin NbN Films for Superconducting Detectors. E-MRS 2011 Fall Meet. Warszawa, 19–23.09.2011 (ref. zapr.).

[K50] SŁYSZ W., GUZIEWICZ M., BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., DOMAGAŁA J., HEJDUK K., RZODKIEWICZ W., RATAJCZAK J., BAR J., WĘGRZECKI M., GRABIEC P., GRODECKI R., WĘGRZECKA I., SOBOLEWSKI R.: Ultrathin NbN Films Designed for Superconducting Single-Photon Detectors. SPIE Europe Optics a. Optoelectronics 2011. Praga, Czechy, 18–20.04.2011 (plakat).

[K51] TAUBE A., KORWIN-MIKKE K., GIERAŁTOWSKA S., GUTT T., MAŁACHOWSKI T., WZOREK M., ŁASZCZ A., PŁUSKA M., DYNOWSKA E., SOCHACKI M., MROCZYŃSKI R., PASTERNAK I., RZODKIEWICZ W., SZMIDT J., PIOTROWSKA A.: Wytwarzanie i charakteryzacja cienkich warstw tlenku hafnu dla zastosowań w technologii MOSFET w węgliku krzemu. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (plakat).

[K52] TAUBE A., KRUSZKA R., BORYSIEWICZ M., GIERAŁTOWSKA S., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: High Quality Gate Insulator/GaN Interface for Enhancement-Mode Field Effect Transistor. E-MRS 2011 Fall Meet. Warszawa, 19–23.09.2011 (ref.).

[K53] TAUBE A., SOCHACKI M., SZMIDT J.: Konstrukcja i modelowanie tranzystorów wertykalnych DIMOSFET w węgliku krzemu. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (ref.).

[K54] WIELGUS M.: Removing Trend from 2D Metrological Data with a Bidimensional Empirical Mode Decomposition. Young Scientists Towards the Challenges of Modern Technology. Warszawa, 19–22.09.2011 (ref.).

[K55] WIELGUS M., EKIELSKI M.: Nanoimprint Lithography analitycznie i numerycznie. III Interdyscyplinarne Warsztaty Matematyczne. Będlewo, 27–29.05.2011 (ref.).

[K56] WZOREK M., CZERWIŃSKI A., KUCHUK A., RATAJCZAK J., PIOTROWSKA A., KĄTCKI J.: Ni-Based Ohmic Contacts to Silicon Carbide Examined by Electron Microscopy. The XIV Int. Conf. on Electron Microscopy. Wisła, 26–30.06.2011 (plakat).

[K57] WZOREK M., ŁASZCZ A., CZERWIŃSKI A., RATAJCZAK J., PŁUSKA M., BORYSIEWICZ M., TAUBE A., GIERAŁTOWSKA S., KUCHUK A., KORWIN-MIKKE K., PIOTROWSKA A., KĄTCKI J.: Badania elektronomikroskopowe struktur półprzewodnikowych wytwarzanych w oparciu o SiC i ZnO. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (ref.).

[K58] ZAREMBA G., ADAMUS Z., JUNG W., KAMIŃSKA E., BORYSIEWICZ M., KORWIN-MIKKE K.: Wpływ defektów o głębokich poziomach na wysokość bariery w diodzie Schottky'ego 4H-SiC. X Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 5–9.06.2011 (plakat).

[K59] ZAREMBA G., ADAMUS Z., JUNG W., KAMIŃSKA E., BORYSIEWICZ M., KORWIN-MIKKE K.: The Role of Deep Level Traps in Barrier Height of 4H-SiC Schottky Diode. The Int. Conf. on Microtechnology and Thermal Problems in Electronics MicroTherm. Łódź, 28.06–1.07.2011 (ref.).

Patenty 2011

[PA1] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., GROCHOWSKI J.: Nanokrystaliczna warstwa ZnIrSiO oraz sposób wytwarzania tej warstwy. Nr zgł. P.396936 z dn. 11.09.2011.

[PA2] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Target do wytwarzania przezroczystych warstw półprzewodnikowych ZnIrSiO oraz sposób wytwarzania targetu. Nr zgł. P.396935 z dn. 11.09.2011.

[PA3] BORYSIEWICZ M.: Sposób wytwarzania porowatej wysokorezystywnej warstwy półprzewodnikowej. Nr zgł. P.396991 z dn. 15.11.2011.