ZAKŁAD MIKRO- I NANOTECHNOLOGII PÓŁPRZEWODNIKÓW SZEROKOPRZERWOWYCH

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

Zespół: dr hab. Adam Barcz, prof. nadzw. w ITE, e-mail: barcz@ite.waw.pl
dr hab. inż. Wojciech Jung, prof. nadzw. w ITE, e-mail: jung@ite.waw.pl
dr hab. inż. Eliana Kamińska, prof. nadzw. w ITE,
e-mail: eliana@ite.waw.pl
dr hab. Kamil Kosiel, prof. nadzw. w ITE, e-mail: kosiel@ite.waw.pl
dr Michał Borysiewicz, e-mail: mbory@ite.waw.pl
dr inż. Marek Guziewicz, e-mail: margu@ite.waw.pl
dr Karolina Pągowska, e-mail: pagowska@ite.waw.pl
dr inż. Anna Szerling, e-mail: szerling@ite.waw.pl
mgr inż. Marek Ekielski, e-mail: ekielski@ite.waw.pl
mgr Krystyna Gołaszewska, e-mail: krystyg@ite.waw.pl
mgr inż. Jakub Grochowski, e-mail: grochowski@ite.waw.pl
mgr inż. Marcin Juchniewicz, e-mail: marcinj@ite.waw.pl
dr inż. Mariusz Kaczmarczyk,
mgr inż. Jakub Kaczmarski, e-mail: kaczmarski@ite.waw.pl
mgr Maciej Kozubal, e-mail: mkozubal@ite.waw.pl
mgr inż. Renata Kruszka, e-mail: kruszka@ite.waw.pl
mgr inż. Marcin Myśliwiec, e-mail: mmysliwiec@ite.waw.pl
mgr inż. Andrzej Taube, e-mail: ataube@ite.waw.pl

1. Projekty badawcze realizowane w 2014 r.

Działalność statutowa

Projekt C. Technologia struktur elektronicznych z półprzewodników szerokoprzerwowych (kierownik projektu: prof. dr hab. inż. Anna Piotrowska)

- Zadanie C1. Niekonwencjonalne materiały półprzewodnikowe o nowej funkcjonalności (Etap II)
- Zadanie C2. Wytwarzanie i charakteryzacja struktur z tlenków Zr, Ti i Co dla zastosowań izolacyjnych i sensorów
- Zadanie C3. Badanie efektów implantacji jonowej w półprzewodnikach szerokoprzerwowych (Etap II)
- Zadanie C5. Strukturyzacja In-Ga-Zn-O z wykorzystaniem technologii nanostemplowania oraz trawienia suchego
- Zadanie C7. Optymalizacja procesów osadzania i charakteryzacja dielektrycznych warstw atomowych w zastosowaniu do tlenków podbramkowych i pasywacji w tranzystorach polowych na bazie AlGaN/GaN

- Technika magnetronowego rozpylania katodowego dla wytwarzania roztworów stałych na bazie ZnO (projekt badawczy służący rozwojowi młodego naukowca w ITE)

Inne projekty

- Tranzystory mikrofalowe HEMT AlGaN/GaN na monokrystalicznych podłożach GaN (Pol-HEMT), PBS1/A3/9/2012
- Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych (InTechFun), POIG.01.03.01--00159/08-00
- 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)
- Nowoczesne materiały i innowacyjne metody dla przetwarzania i monitorowania energii MIME (POIG 01.01.02-00-108/09-00)
- Jednomodowe lasery kaskadowe do zastosowań w spektroskopii molekularnej (LIDER/34/70/L-3/11/NCBR/2012)
- Badania nad układami metal-półprzewodnik oraz ich zastosowaniem w inżynierii falowodów plazmonowych dla laserów kaskadowych emitujących promieniowanie z terahercowego zakresu częstotliwości (UMO-2011/03/D/ST7/03146)
- Nanostruktury GaN wytwarzane w procesie selektywnego trawienia ICP, których formowanie inicjowane jest obecnością nanopowłoki tytanowej (UMO-2013/N/ /ST7/02801)
- Tranzystory HEMT AlGaN/GaN na podłożu krzemowym do zastosowań w elektronice mocy – modelowanie, konstrukcja, demonstrator (VENTURES/2013-11/9).

Zakład prowadził działalność edukacyjną we współpracy z Politechniką Warszawską i Uniwersytetem Marii Curie-Skłodowskiej w Lublinie.

2. Statutowy projekt badawczy Technologia struktur elektronicznych z półprzewodników szerokoprzerwowych

Zadanie C1. Niekonwencjonalne materiały półprzewodnikowe o nowej funkcjonalności

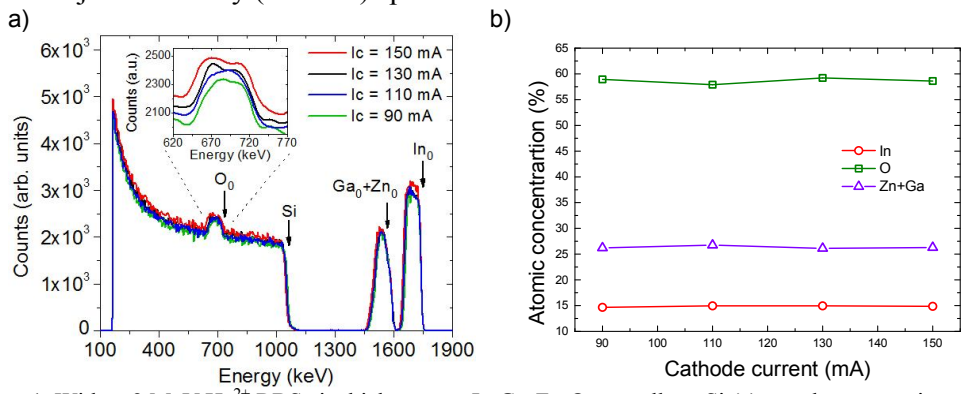
Kierownik zadania: dr hab. inż. Eliana Kamińska, prof. nadzw. w ITE

Opracowanie technologii wytwarzania i strukturyzacji cienkich warstw amorficznych In-Ga-Zn-O (IGZO) dla zastosowań w elektronice przezroczystej

W 2014 r. kontynuowano badania zależności między parametrami procesu osadzania katodowego a właściwościami transportowymi i stechiometrią warstw

IGZO. Dotychczasowe eksperymenty pozwoliły na optymalizację ciśnienia roboczego i zawartości tlenu w plazmie Ar/O_2. Obecnie koncentrowano się na badaniu wpływu prądu katody na właściwości materiału. Warstwy IGZO grubości 100 nm wytwarzano techniką reaktywnego magnetronowego rozpylania katodowego w modzie RF z wykorzystaniem ceramicznego targetu $InGaZnO_4$. W trakcie procesów wartość prądu katody wynosiła kolejno: 90 mA, 110 mA, 130 mA, 150 mA. Skład warstw badano techniką spektrometrii jonów rozpraszanych wstecznie (RBS), gęstość wyznaczono przy użyciu techniki odbicia promieni X (XRR), a właściwości transportowe zostały określone z pomiarów efektu Halla w geometrii van der Pauwa.

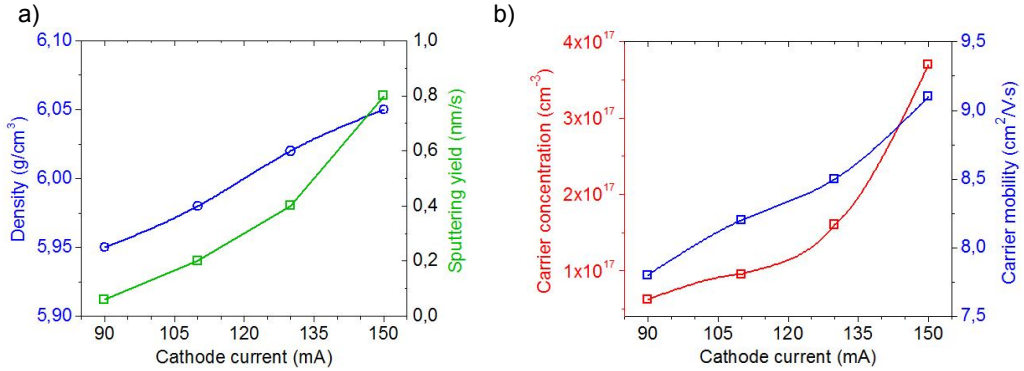
Na rys. 1a przedstawiono widma 2 MeV He^{2+} RBS warstw IGZO osadzonych na podłożach z monokrystalicznego krzemu. Symbole pierwiastków oznaczone indeksem „0” oznaczają atomy występujące na powierzchni próbki, symbole bez indeksu reprezentują materiał występujący w objętości próbki. Stąd wniosek, że cienka warstwa składa się z atomów In, Ga, Zn oraz O. Rysunek 1b przedstawia koncentrację atomową warstw IGZO wyznaczoną za pomocą symulacji wykonanych w pakiecie SIMNRA na podstawie zmierzonych widm RBS. Z uwagi na niewielką różnicę mas atomowych Ga i Zn nie można jednoznacznie określić koncentracji atomowej tych pierwiastków. W badanym zakresie zmian prądu katody koncentracja indu i tlenu pozostaje niezmieniona. Wzrost prądu katody powoduje nieznaczny (~1% at.) spadek zawartości tlenu w warstwach.



Rys. 1. Widma 2 MeV He^{2+} RBS cienkich warstw In-Ga-Zn-O na podłożu Si (a) oraz koncentracja atomowa warstw IGZO w funkcji prądu katody (b)

Wyniki pomiarów gęstości wytworzonych warstw pokazano na rys. 2a. Wraz ze wzrostem prądu katody obserwuje się wzrost gęstości IGZO, co jest związane z faktem, że wzrost prądu katody w trakcie procesu rozpylania zwiększa prawdopodobieństwo balistycznego transportu rozpylonych cząstek targetu w plazmie. Cząstki targetu docierające do podłoża posiadają większą średnią energię kinetyczną, co powoduje wydłużenie drogi migracji i wzrost ruchliwości powierzchniowej atomów na podłożu. Wpływa to na warunki kondensacji warstwy powodując zmniejszenie czasu relaksacji struktury i przyczynia się do wzrostu gęstości warstw, ograniczając tym samym ilość defektów strukturalnych. Rysunek 1b

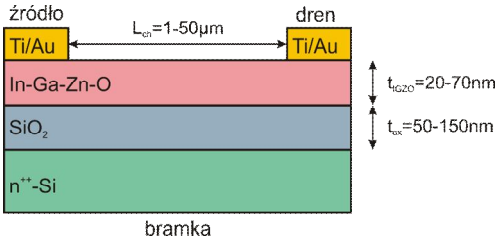
przedstawia wpływ prądu katody w trakcie osadzania IGZO na koncentrację oraz ruchliwość IGZO. Wzrost zarówno koncentracji i ruchliwości nośników swobodnych w funkcji prądu katody może być spowodowany tym, że IGZO o większej gęstości posiada mniejszą ilość defektów reprezentowanych przez stany energetyczne zlokalizowane w przerwie energetycznej, mogące pułapkować swobodne elektrony.



Rys. 2. Gęstość oraz szybkość osadzania warstw IGZO w funkcji prądu katody (a) oraz koncentracja i ruchliwość nośników swobodnych w warstwach IGZO w funkcji prądu katody (b)

Projektowanie konstrukcji przezroczystych cienkowarstwowych tranzystorów polowych i jej eksperymentalna weryfikacja

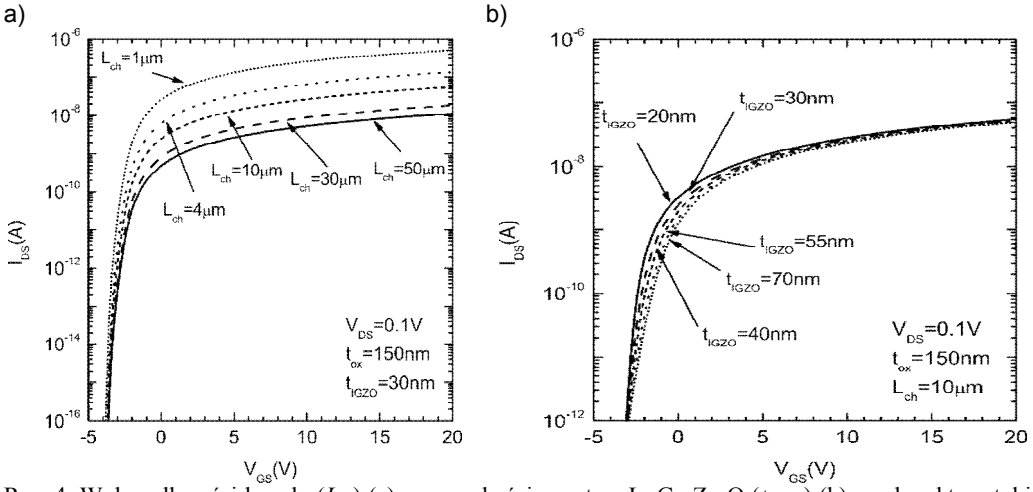
Za pomocą środowiska ATLAS firmy Silvaco przeprowadzono symulacje komputerowe struktur TFT z kanałem IGZO. Zastosowano model zawierający zależność ruchliwości w kanale tranzystora od koncentracji nośników oraz temperatury. Parametry modelu uzyskuje się z danych eksperymentalnych w postaci jednej charakterystyki przejściowej ($I_{DS} = f(V_{GS})$).



Rys. 3. Przekrój poprzeczny symulowanej struktury tranzystora TFT In-Ga-Zn-O

Na podstawie dopasowania parametrów modelu, tak aby charakterystyki symulowane jak najlepiej odzwierciedlały charakterystyki zmierzone, uzyskuje się zależność gęstości stanów w przerwie energetycznej IGZO od energii. Rysunek 3 przedstawia przekrój przez strukturę symulowanego tranzystora TFT IGZO w konfiguracji „bottom-gate". W ramach przeprowadzonych prac sprawdzono wpływ parametrów konstrukcyjnych tranzystora TFT IGZO na parametry elektryczne przyrządu: długość kanału L_{ch} w zakresie od 1 μm do 50 μm, grubość warstwy IGZO t_{IGZO} od 20 nm do 70 nm, grubość dielektryka bramkowego w zakresie od 50 nm do 150 nm. Parametry modelu, wyznaczone za pomocą dopasowania charakterystyk symulowanych do zmierzonych, stanowiły punkt wyjścia do dalszych symulacji.

Rysunek 4a przedstawia wpływ długości kanału na parametry tranzystora TFT IGZO (t_{IGZO} = 30 nm, t_{ox} = 150 nm). Jak można zauważyć, wraz ze zmniejszaniem się długości kanału prąd w stanie włączenia tranzystora rośnie, co jest związane ze zmniejszeniem się rezystancji kanału. Widać także gwałtowne zmniejszanie się wartości napięcia progowego dla długości kanału powyżej 10 μm. Przy zmniejszeniu długości kanału z 50 μm do 1 μm napięcie progowe V_{TH} zmniejsza się z wartości 1,2 V do 0,2 V. Obserwowany trend związany jest z występowaniem zjawiska krótkiego kanału (dla L_{ch}< 30 μm).



Rys. 4. Wpływ długości kanału (L_{ch}) (a) oraz grubości warstwy In-Ga-Zn-O (t_{IGZO}) (b) na charakterystyki przejściowe oraz parametry tranzystora TFT In-Ga-Zn-O

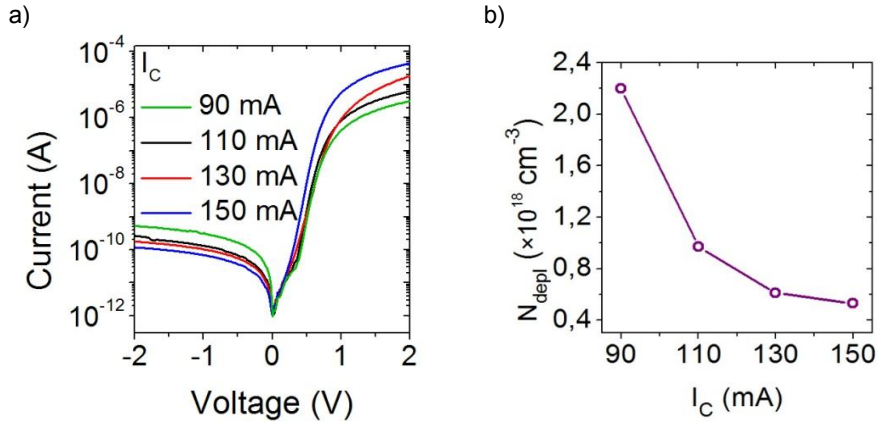
Rysunek 4b przedstawia wpływ grubości warstwy IGZO na charakterystyki przejściowe oraz parametry elektryczne tranzystora TFT (L_{ch} = 10 μm, t_{ox} = 150 nm). Wraz ze wzrostem grubości kanału prąd w stanie włączenia tranzystora zmienia się w niewielkim zakresie (poniżej 15%). Można za to zauważyć zmianę napięcia progowego oraz prądu drenu w zakresie podprogowym tranzystora. Napięcie progowe zmniejsza się z wartości ok. 1,5 V do wartości 0,6 V przy zmniejszeniu grubości warstwy aktywnej z 70 nm do 20 nm. Zmiany napięcia progowego wynikają ze zwiększonego oddziaływania efektywnego ładunku zgromadzonego w dielektryku (Q_{eff}) na nośniki w kanale tranzystora.

Optymalizacja parametrów przezroczystego złącza Schottky'ego dla tranzystora MESFET IGZO

W 2014 r. opracowano technologię przezroczystego złącza Schottky'ego $Ru_{16}Si_{16}O_{68}/InGaZn_{0,7}O_6$ wytwarzanego w temperaturze pokojowej. Przeprowadzono prace mające na celu optymalizację parametrów bariery Schottky'ego oraz jej wykorzystanie w tranzystorze polowym ze złączem metal-półprzewodnik MESFET. Tabela 1 przedstawia właściwości wytworzonych złączy m-s.

Tabela 1. Właściwości wytworzonych złączy Schottky'ego			
Prąd katody [mA]	Wysokość bariery Schottky'ego [eV]	Współczynnik idealności złącza [A/A]	Koncentracja ładunku w obszarze zubożonym [cm^{-3}]
90	0,79	2,32	$2{,}2\cdot10^{18}$
110	0,82	2,16	$9{,}7\cdot10^{17}$
130	0,86	1,85	$6{,}1\cdot10^{17}$
150	0,90	1,79	$5{,}3\cdot10^{17}$

Rysunek 5a ilustruje wyniki pomiarów charakterystyk elektrycznych I-V i ich zależności od prądu katody w trakcie rozpylania IGZO. Na rys. 5b przedstawiono koncentrację ładunku w obszarze zubożonym złącza (N_{depl}) wyznaczoną z pomiarów C-V.



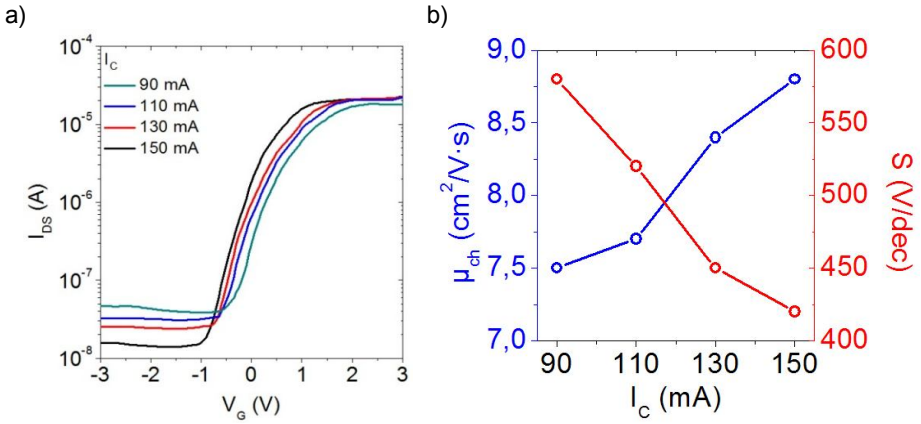
Rys. 5. Charakterystyki I-V złączy Schottky'ego Ru-Si-O/IGZO (a) oraz zależność N_{depl} w funkcji prądu katody w trakcie osadzania IGZO (b)

Wraz ze wzrostem prądu katody obserwuje się poprawę parametrów złączy Schottky'ego, w tym wzrost wysokości bariery i spadek współczynnika idealności. Ponadto, wraz ze wzrostem prądu katody, następuje spadek ilości stanów pułapkowych w przerwie energetycznej IGZO, co może mieć związek ze zwiększoną gęstością warstw IGZO, które cechuje mniejsza ilość defektów strukturalnych.

Technologię przezroczystego złącza Schottky'ego zastosowano w konstrukcji tranzystora typu MESFET w konfiguracji „top-gate". Kanał tranzystora stanowi warstwa IGZO grubości 30 nm. Kontakty źródła i drenu stanowi dwuwarstwa Ti/Au grubości 15/50 nm. Rodziny charakterystyk przejściowych przyrządów pracujących przy napięciu dren-źródło równym 2 V w funkcji prądu katody w trakcie osadzania kanału IGZO przedstawiono na rys. 6a.

Wytworzone tranzystory pracują w trybie normalnie włączonym, a napięcie bramka-dren potrzebne do przełączenia przyrządu zawiera się w zakresie od –1 V

do 1 V. Wraz ze wzrostem prądu katody w trakcie osadzania IGZO z 90 mA do 150 mA można zaobserwować przesunięcie się napięcia włączenia tranzystorów od –0,5 V do –1,0 V. Jest to spowodowane wzrostem koncentracji swobodnych elektronów w warstwie kanału, co zostało potwierdzone wynikami pomiarów efektu Halla przedstawionych na rys. 1b. Ponieważ prąd wyłączenia tranzystora (I_{OFF}) zależy od prądu upływu przez barierę Schottky'ego stanowiącą bramkę przyrządu, I_{OFF} maleje z $3{,}8\cdot10^{-8}$ do $1{,}4\cdot10^{-8}$ V wraz ze wzrostem wysokości bariery oraz prądu katody w trakcie osadzania IGZO.



Rys. 6. Rodziny charakterystyk przejściowych (a) oraz parametry elektryczne (b) tranzystora MESFET z warstwą aktywną IGZO wytwarzaną przy różnych prądach katody

Wyznaczone parametry elektryczne tranzystorów zostały przedstawione na rys. 6b. Wraz ze wzrostem prądu katody z 90 mA do 150 mA można zaobserwować monotoniczny wzrost ruchliwości nośników w kanale od μ_{ch} = 7,5 cm^2/Vs do μ_{ch} = = 8,8 cm^2/Vs oraz spadek wartości nachylenia charakterystyki przejściowej w zakresie podprogowym (parametr S) z poziomu S = 580 V/Dec do S = 420 V/Dec.

Wzrost prądu katody w trakcie osadzania IGZO umożliwia wytworzenie warstw o większej gęstości i mniejszej ilości defektów strukturalnych, co skutkuje zmniejszoną gęstością stanów w przerwie energetycznej. Dzięki temu obserwuje się lepsze parametry złącza Schottky'ego stanowiącego bramkę tranzystora, tj. wyższą barierę potencjału, niższy współczynnik idealności i mniejszą ilość stanów pułapkowych w obszarze zubożonym złącza. Prowadzi to do poprawy parametrów elektrycznych tranzystorów MESFET z kanałem IGZO.

Zadanie C2. Wytwarzanie i charakteryzacja struktur z tlenków Zr, Ti i Co dla zastosowań izolacyjnych i sensorów

Kierownik zadania: dr inż. Marek Guziewicz

Celem zadania było zbadanie procesów wytwarzania warstw ZrO_2, TiO_2 i CoO_x o określonych parametrach fizycznych, przydatnych do zastosowań w elektronice i sensoryce.

Warstwy ZrO_2 wytwarzano metodą ALD na stanowisku TFS 200 firmy Beneq z prekursorów TEMAZr i H_2O dla Zr i tlenu, w modzie termicznym. Podłożami były n-Si(111) oraz n-SiC 4H z warstwą epitaksjalną typu n ($5 \cdot 10^{15}$ cm^{-3}). Charakteryzacja warstw obejmowała pomiary ich grubości (d), pomiary elektryczne C-V i I-V dla wyznaczania stałej dielektrycznej ε i pola krytycznego E_{kr} na przebicie ($E_{kr} = U_b/d$), elipsometryczny pomiar współczynnika nałamania n. Zbadano termiczną stabilność struktury amorficznej warstw osadzonych na Si metodą XRD oraz skład wybranych warstw metodami RBS i EDX.

Parametry procesów wzrostu oraz wyniki charakteryzacji elektrycznej warstw ZrO_2 zestawiono w tab. 2. Warstwy osadzane w temperaturze 80 ÷ 120°C charakteryzują się względną stałą dielektryczną $\varepsilon_r \cong 24$ i wartością natężenia pola przebicia E_{kr} = 2,6 MV/cm. Dla warstwy grubości 42 nm osadzanej w 150°C przenikalność dielektryczna osiągnęła wyjątkowo wysoką wartość ε_r =35 @ 1kHz, przy czym pole przebicia wynosiło E_{kr} = 3,2 MV/cm.

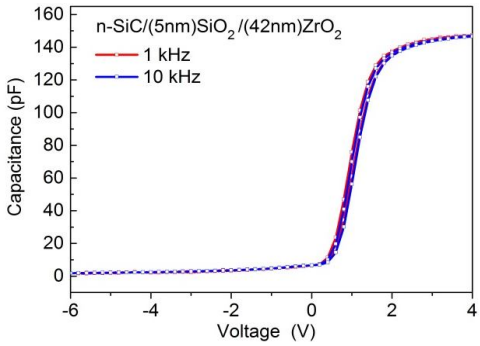
Tabela 2. Parametry wzrostu ALD warstw ZrO_2 i ich cechy fizyczne - struktura, przenikalność ε_r i pole krytyczne

Nr	Symbol	T_S [°C]	d [nm]	Szybkość wzrostu [nm/cykl]	Struktura krystaliczna	E_{kr} [V/cm]	ε_r
1	#73	80	93	0,21	amorficzna	2,7	24
2	#60	100	60	0,157	amorficzna	2,5	24
3	#61	100	142	0,157	amorficzna	4,6	16
4	#70	120	93	0,155	amorficzna	-	-
5	#111	120	200	0,158	amorficzna	-	-
6	#100	150	100	0,16	amorficzna	**3,2**	**35**
7	#101	150	42	0,14	amorficzna	3,7	25
8	#112	150	193	0,153	amorficzna	–	–
9	#19	200	58	0,11	polikrystaliczna	3,4	25
10	#21	250	52	0,87	polikrystaliczna	3,0	32
11	#22	300	60	0,1	polikrystaliczna	3,5	–

Podłoże: n-Si(111) o rezystywności 2 Ω·cm z kontaktem omowym Ni(100nm) od spodu
Parametry ALD (czasy podawania prekursorów i płukania Ar): t_{TEMAZr} = 2 × 500 ms, t_{Ar} =3s , t_{H2O} = 300 ms, t_{Ar} =3 s
Metalizacja bramki Ti(30nm)/Al(120nm) lub Mo(10nm)/Au(130nm), Ø 200 µm

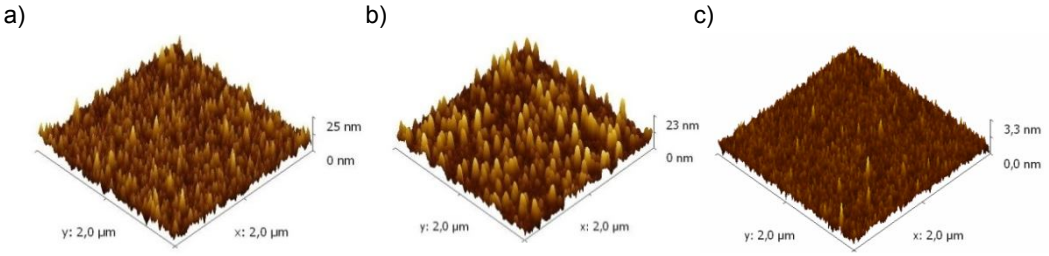
Stwierdzono, że obecność warstwy podkładowej SiO_2 (5 nm) na podłożu zwiększa pole przebicia do 3,7 MV/m, ale zmniejsza wypadkową przenikalność dielektryczną dwuwarstwy do ε_r = 22. Przykładowa charakterystyka C-V struktury

MIS n-SiC/ZrO_2/metalizacja pokazana na rys. 7 świadczy o dobrej jakości tej warstwy jako dielektryka bramkowego, praktycznie nie zawierającej wbudowanych ładunków. Przedstawione na rys. 8 morfologie powierzchni warstw ZrO_2 osadzonych w zakresie temperatur 80 ÷ 150°C wskazują na mniejszą chropowatość warstw osadzanych w 150°C. Warstwy te charakteryzują się strukturą amorficzną. Stwierdzono obecność polikrystalicznych (struktura kubiczna) wytrąceń w warstwach po ich wygrzewaniu w 300°C (Ar lub O_2, $t \geq 15$ min.), a także w warstwach ZrO_2 osadzanych w temperaturach w zakresie 250 ÷ 300°C. Mimo polikrystalicznego charakteru warstwy osadzane w 250°C oznaczają się wysoką wartością $\varepsilon_r = 32$, jak i wartością pola krytycznego $E_{kr} \geq 3$ MV/cm.

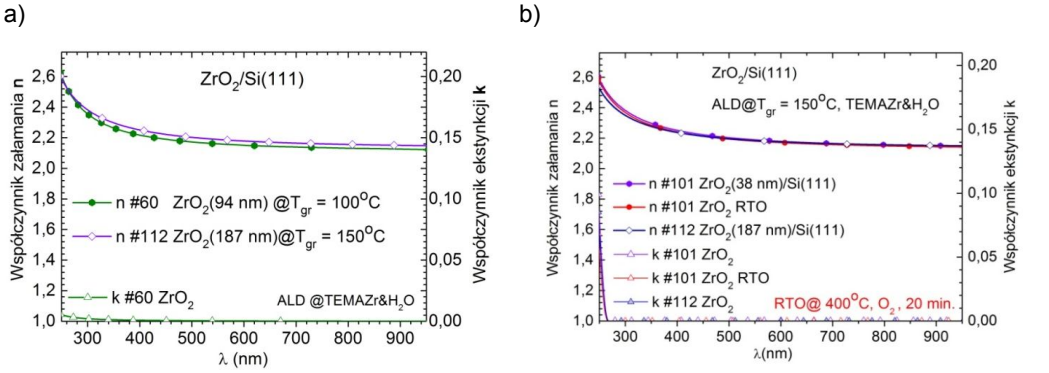


Rys. 7. Charakterystyka C-V struktury kondensatora MIS: n-SiC/SiO_2/ZrO_2/Mo/Au. Parametry procesu ALD osadzania ZrO_2: T_s = 150°C; czasy impulsów TEMAZr 2x500 ms, płukanie 3 s, H_2O 250 ms, płukanie 2 s. Kontakt omowy do n-SiC: Ni (100 nm) ht @ 1050°C, Ar, 3 min. Pomiar C-V na strukturze o średnicy 200 µm

Badania składu warstw metodą RBS z zastosowaniem symulacji widm SIMNRA wskazują na skład atomowy bliski stechiometrii O/Zr = 2,0 dla warstw osadzonych w 120°C oraz na zwiększoną o 3% at. zawartość Zr w warstwach osadzanych w 150°C.



Rys. 8. Morfologia powierzchni warstw ZrO_2 osadzonych na (111)Si: a) #73, T_S = 80°C, d = 85 nm, RMS = = 2,5 nm; b) #60, T_S = 100°C, d = 94 nm, RMS = 2,9 nm; c) #101, T_S = 150°C, d = 42 nm, RMS = 0,9 nm



Rys. 9. Parametry optyczne n i k wyznaczone metodą elipsometrii dla warstw ZrO_2 osadzanych w 100°C i 150°C (a) oraz po wygrzaniu warstwy w 400°C, O_2, 20 min. (b)

Elipsometryczne pomiary współczynnika załamania n warstw ZrO_2 osadzanych w temperaturze 100 ÷ 150°C wskazują na powtarzalne wartości n w zakresie od 2,12 do 2,17 przy długości fali λ = 630 nm (rys. 9). Wygrzanie amorficznej warstwy w 400°C, O_2 przez 20 min. powoduje krystalizację warstwy, ale nie zmienia współczynnika załamania n, co ilustruje rys. 9b.

Warstwy TiO_2 wytwarzano metodą reaktywnego magnetronowego rozpylania katodowego w stanowiskach Gamma 1000C i L560.Wzorzec stanowiła warstwa wytworzona metodą ALD w Instytucie Fizyki PAN. Podłożami były Si(111), Al_2O_3(0001) i kwarc. Celem było określenie warunków wzrostu warstwy o stechiometrii TiO_2 i strukturze tetragonalnej anatazu oraz otrzymanie przezroczystych warstw elektrycznie przewodzących przez domieszkowanie Nb.

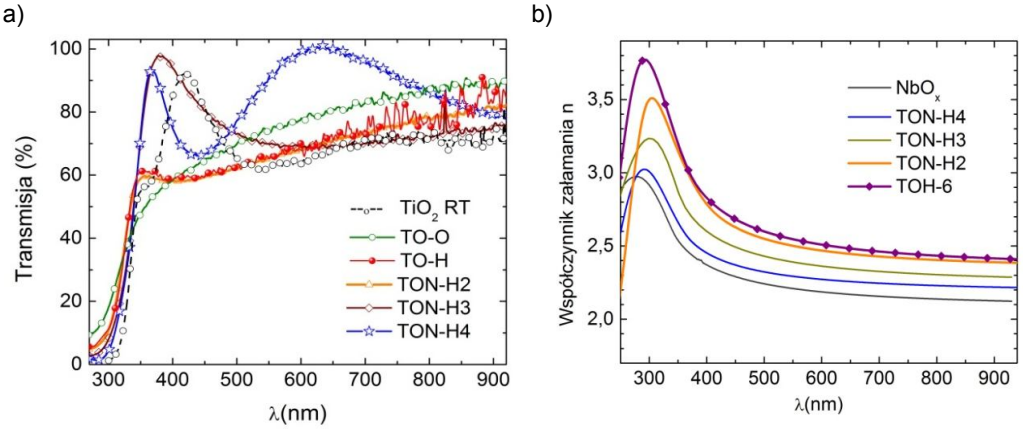
Warstwy TiO_2 charakteryzowano metodami optycznymi (elipsometria i transmisja) oraz elektrycznymi (pomiary I-V, C-V). Na ich podstawie wyznaczono optyczną przerwę energetyczną E_g, współczynnik załamania n, względną przenikalność dielektryczną ε_r oraz rezystywność ρ. W tab. 3 zamieszczono wyniki badań metodą EDX lub RBS składu wybranych warstw TiO_2 (osadzonych w Gamma 1000C) oraz wyznaczone stałe przenikalności ε_r i szerokości przerwy E_g.

Tabela 3. Zestawienie parametrów procesów osadzania TiO_2 z targetu Ti (P_{pDC} = 400 W, przepływy gazów f_{O2}/f_{Ar} = 10/10 sccm) i warstw zawierających Nb (co-sputtering przy mocy P_{DC} na Nb), wyznaczony skład at. warstw metodą EDX lub RBS oraz wartości ε_r i E_g

Parametr	ID								
	TO-O	TO-H	TON-H2	TON-H3	TO-NH4	TON-H61	TON-H62	TON-H63	TON-H64
$T_{podłoża}$ [°C]	200	400	400	400	400	600	600	600	550
P_{DC}(Nb)/ P_{pDC}(Ti)	–	–	0,05	0,075	0,5	0.025	0,05	0.033	0.04
d [nm]	40	43	47,5	50	136	53	55 (nom.)	55 (nom.)	55 (nom.)
% at. O/Nb/Ti	–	70/0/30	71,4/3,2/25,4	72/7/21	73/19/7,5*	71/2/27	71/4/25	–	69/3,6/25,4*
ε_r**	–	27,3	35	29	22,6	–	–	–	–
E_g [eV]	3,82	3,79	3,84	3,86	3,92		3,81***	3,77	–

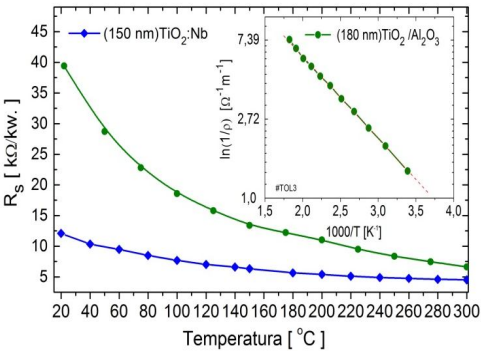
*Pomiar RBS; **ε_r(TiO_2)@ 1kHz; *** pomiar po wygrzewaniu w 450°C, 20 min.

Można zauważyć korelacje zwiększonej przerwy E_g i zawartości Nb, a także zmniejszonego współczynnika załamania n (rys. 10) wraz ze zwiększeniem mocy zasilania P_{DC} targetu Nb. Struktura warstw osadzanych na kwarcu i krzemie jest przeważnie amorficzna lub słabo wykrystalizowana.



Rys. 10. Transmisja optyczna (a) oraz współczynnik załamania *n* (b) warstw TiO_2 z Nb na podłożu kwarcowym. Symbole ID warstw w tab. 3, warstwa TiO_2 RT osadzana w L560 w temperaturze pokojowej f_{O2}/f_{Ar} = 0,5; warstwa TOH-6 osadzana w 600°C bez domieszki; warstwa NbO_x osadzana w temperaturze pokojowej przy mocy P_{DC} = 200 W i f_{O2}/f_{Ar} = 1

Z kolei warstwy osadzane na podłożu Al_2O_3(0001) w temperaturze 400÷ ÷ 600°C są polikrystaliczne, przy czym te osadzone w temperaturze 600°C mają strukturę anatazu i charakteryzują się silną teksturą [112]. Rezystywności warstw wymienionych w tab. 3 mają przeważnie wartość >5 GΩ·m/□ (dla warstwy „TO-O" osadzonej w 200°C, $R_s \cong 7$ MΩ·m/□). Przyczyną tego jest znaczny nadmiar tlenu w warstwie (O/Ti > 2), jak wynika z wyznaczonego składu tych warstw. Stosowanie mniejszego przepływu tlenu f_{O2}/f_{Ar} = = 0,5 powoduje znaczący spadek rezystywności warstw (ρ = 1,3 Ω·cm dla osadzanych przy P_{RF} = 200 W i T_s = RT lub ρ = 0,65 Ω·cm dla osadzonych przy T_s = 350°C) i tworzenie stechiometrycznego związku TiO_2, co potwierdziły pomiary RBS składu atomowego (warstwa TOL3@ T_s =350°C, f_{O2}/f_{Ar} = 34 sccm/68 sccm). Najniższą wartość ρ = 0,07 Ω·cm wykazała warstwa wytworzona metodą ALD na szafirze (T_s = 220°C, domieszkowana Nb do 3% at.) charakteryzująca się strukturą polikrystaliczną o fazie anatazu. Metalizacja Ti/Au (50 nm/130 nm) zapewnia liniowy kontakt do przewodzących warstw TiO_2 (ρ = 180 mΩ·cm). Rezystywność kontaktu wynosi $r_c = 1{,}5 \cdot 10^{-4}$ Ω·cm^2. Badania zmiany rezystancji powierzchniowej R_s w funkcji temperatury dla wybranych warstw TiO_2 potwierdzają ich przewodnictwo typu n. Pomiary rezystywności warstwy niedomieszkowanej



Rys. 11. Zmiany rezystancji powierzchniowej R_s warstw w funkcji temperatury dla niedomieszkowanej warstwy (180 nm)TiO_2 osadzonej na szafirze w L560 @ T_S =350°C, f_{O2}/f_{Ar} = 34 sccm/68 sccm, P_{RF}(Ti)=200W oraz warstwy (150 nm)TiO_2 domieszkowanej Nb (3% at.) osadzonej na szafirze metodą ALD @ T_S =220°C

i roztworów stałych TiO_2 z Nb(3% at.) w funkcji temperatury pozwoliły na wyznaczenie energii aktywacji nośników odpowiednio 0,52 eV i 0,3 eV (rys. 11). Zróżnicowane wartości energii aktywacji wskazują na różne źródła donorów w warstwie niedomieszkowanej i w roztworze TiO_2-Nb.

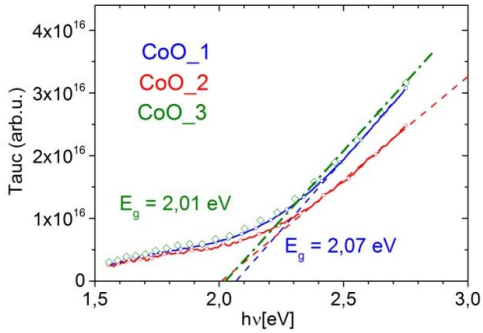
Warstwy **CoO_x** osadzano metodą reaktywnego magnetronowego rozpylania katodowego w stanowisku L560 przy mocy P_{RF} = 150 W na katodzie Co, kontrolowanym przepływie gazów O_2 i Ar, w temperaturze pokojowej. Stabilną plazmę podczas osadzania utrzymywano przy ciśnieniu roboczym $p_{tot} \geq 10$ µbar.

W tab. 4 podano warunki osadzania i wyznaczone podstawowe parametry warstw CoO.

Tabela 4. Parametry osadzania CoO (moc źródła P_{RF} zasilania katody, przepływy gazów f_{O2}/f_{Ar}, ciśnienie całkowite p_{tot}) i wyznaczone parametry warstw (rezystywność oraz przerwa E_g)

Parametr	ID		
	CoO-1	CoO-2	CoO-3
P_{RF}(Co)	150	150	150
f_{O2}/f_{Ar} [sccm/sccm]	30/200	100/200	200/200
p_{tot} [µbar]	11,2	12	12,5
d [nm]	80	90	100
v [nm/min.]	4,0	4,5	5,0
ρ [mΩ·cm]	5,2	5,9	5,6
E_g [eV]	2,07	2,01	2,01

Transmisja tych warstw jest na poziomie 14% @ 630 nm, a wyznaczona przerwa energetyczna $E_g \cong 2{,}0$ eV (rys. 12). Struktura krystaliczna warstw w obrazie dyfrakcji rentgenowskiej jest słabo uwidoczniona i sugeruje obecność fazy CoO.



Rys. 12. Wyznaczona z pomiaru absorpcji przerwa energetyczna dla warstw CoO po osadzeniu

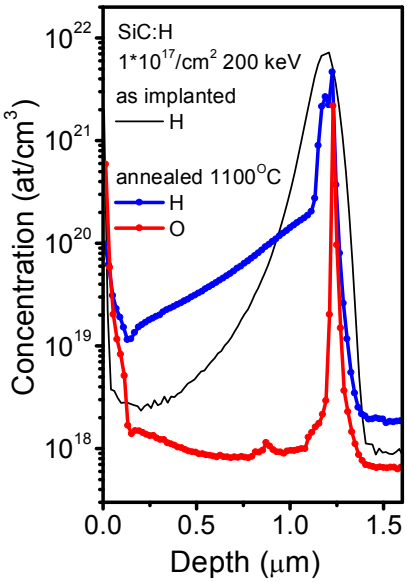
Wartości rezystywności ρ warstw tlenku kobaltu osadzonych w RT są stosunkowo niskie i zbliżone do siebie, co sugeruje podobny stopień utlenienia Co w tych warstwach. Wygrzanie w tlenie w T = 300°C (t = 10 min.) spowodowało obniżenie ρ o ok. 10%. Wartość rezystywności ~5,0 ± 0,4 mΩcm wskazuje na możliwość zastosowań w elektrochemii.

Zadanie C3. Badanie efektów implantacji jonowej w półprzewodnikach szerokoprzerwowych (Etap II)

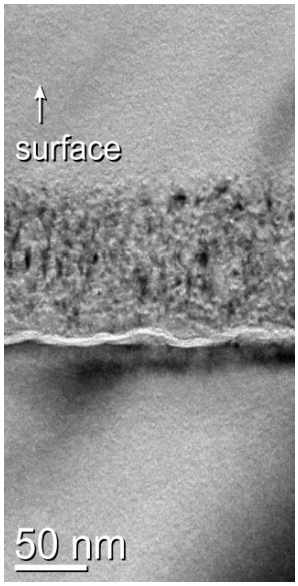
Kierownik zadania: dr hab. Adam Barcz, prof. nadzw. w ITE

Badania efektów implantacji jonowej w półprzewodnikach szerokoprzerwowych prowadzone były w dwóch kierunkach. Z jednej strony były to badania o charakterze podstawowym, zmierzające do wyjaśnienia natury powstawania defektów w GaN i SiC oraz kinetyki ich anihilacji. W szczególności istotne jest określenie warunków, w jakich powstają defekty punktowe, których populacja wpływa na rezystywność półprzewodnika, a w jakich tworzone są defekty rozciągłe zmieniające strukturę krystalograficzną w sposób nieodwracalny. Z drugiej strony prowadzone były prace nad wykorzystaniem powyższych zjawisk do celów technologicznych: izolacji planarnej przyrządów na bazie GaN oraz geterowania kontaminacji przez warstwę mikrownęk w SiC utworzoną poprzez implantację protonów. Równolegle prowadzone były badania stopnia mieszania jonowego w układzie ZnO/GaN, mające na celu wytworzenie unikalnych materiałów o właściwościach odmiennych kryształów ZnO i GaN.

W trakcie badań nad efektami implantacji wodoru do węglika krzemu wykazano, że w przypadku niskich dawek ruchliwość atomowa atomów wodoru krytycznie zależy od typu domieszkowania półprzewodnika. Zależność ruchliwości od typu domieszkowania może być wyjaśniona tzw. efektem poziomu Fermiego, tj. różnicą w populacji zjonizowanych defektów punktowych, a zatem podlegającej statystyce Fermiego-Diraca.



Rys. 13. Profile głębokościowe SIMS dla wodoru i tlenu w 4H SiC poddanym wygrzewaniu w 1100°C w argonie



Rys. 14. Obraz TEM z próbki na rys. 13, widoczna warstwa porowata oraz zagrzebany tlenek

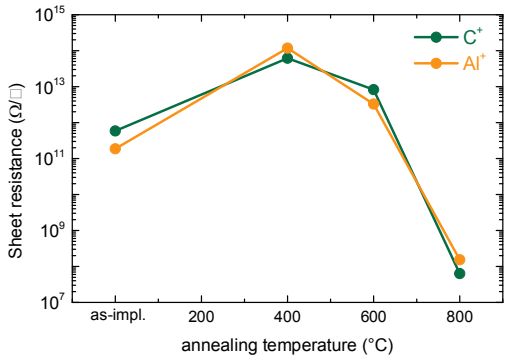
Najciekawszym, a zarazem najmniej spodziewanym wynikiem tych badań było wykrycie w obrębie warstwy porowatej wytworzonej przez implantację wysokiej dawki wodoru oraz znacznej zawartości tlenu, mimo że pierwiastek ten praktycznie nie występuje w heksagonalnym SiC, a wygrzewania prowadzono w atmosferze czystego argonu (rys. 13 i 14).

W wyniku dalszych eksperymentów ustalono, że jedynym źródłem tlenu może tu być zanieczyszczenie argonu powietrzem, w szczególności parą wodną, a transport molekuł zawierających tlen zachodzi nie poprzez klasyczną dyfuzję skrośną, czyli prostopadłą do powierzchni, lecz przez migrację poprzeczną, począwszy od krawędzi próbki wzdłuż przepuszczalnej dla gazów warstwy porowatej. To pierwszy taki przypadek opisany w literaturze [Barcz A., Kozubal M., Jakieła R., Ratajczak J., Dyczewski J., Gołaszewska K., Wojciechowski T., Celler G. K.: *J. Appl. Phys.*, 115, p.223710 (2014)].

Zastosowanie implantacji do izolacji obszarów czynnych w strukturach przyrządów półprzewodnikowych na bazie GaN

Prace badawcze prowadzone w 2013 r. w pozwoliły opracować technologię wytwarzania izolacji obszarów czynnych w strukturach tranzystorowych HEMT AlGaN/GaN przy użyciu implantacji jonami Al^+. Badania realizowane w roku 2014 miały na celu opracowanie i zastosowanie implantacji jonami C^+, scharakteryzowanie uzyskanych struktur pod względem elektrycznym i strukturalnym oraz porównanie z wynikami otrzymanymi dla implantacji Al^+. Jony Al^+ są w azotku galu domieszkami izoelektronowymi, natomiast jony C^+ głębokimi akceptorami.

Heterostrukturę HEMT Al_2O_3/GaN/GaN:C/GaN/AlN/$Al_{0,16}Ga_{0,84}N$ poddano dwustopniowej implantacji jonami węgla: dawką $D_1 = 4\cdot10^{13}$ cm^{-2} jonów o energii E = 250 keV oraz dawką $D_2 = 5\cdot10^{13}$ cm^{-2} jonów o energii E = 520 keV. Dawki i energie jonów C^+ dobrane zostały tak, aby rozkłady wakansów pokrywały się z rozkładami otrzymanymi dla jonów Al^+. Maską do implantacji była warstwa rezystu ma-P 1240 grubości 3 μm. Symulacje przeprowadzono w programie SRIM. Charakteryzacja warstw uzyskanych w wyniku implantacji obejmowała pomiary RBS, XRD, spektroskopię Ramana i pomiary elektryczne.



Rys. 15. Zależność rezystancji warstw implantowanych C^+ lub Al^+ od temperatury wygrzewania poimplantacyjnego

Po procesach implantacji próbki zostały wygrzane w temperaturze 400°C, 600°C i 800°C w atmosferze N_2 przez 10 min. Na rys. 15 przedstawiono zależność rezystancji warstwy implantowanej jonami węgla od temperatury wygrzewania. Dla porównania pokazano również analogiczne wyniki uzyskane w poprzednim etapie

projektu dla implantacji jonami glinu. Oporność warstw implantowanych jonami C^+ i niewygrzewanych wynosiła $R_s = 5{,}8 \cdot 10^{14}$ Ω/□. Są to wartości o ponad osiem rzędów większe niż dla próbek nieimplantowanych. Wygrzewanie w temperaturze 400°C spowodowało wzrost R_s do wartości $6{,}2 \cdot 10^{13}$ Ω/□, a izolacja pozostawała stabilna aż do temperatury 600°C. Warstwy izolacyjne wykonane metodą implantacji były porównywalnej jakości dla obydwu użytych jonów Al^+ i C^+.

Dla każdej z wygrzanych próbek zmierzono zależność oporności od temperatury i wyznaczono energię aktywacji E_A. Podobnie jak dla oporności, E_A osiąga maksymalną wartość dla wygrzewania w 400°C. Pomiary RBS, zarówno ramanowskie, jak i XRD, wykazały obecność zniszczeń poimplantacyjnych. Defekty relaksowały w dużej mierze już po wygrzewaniu w temperaturze 400°C.

Otrzymane wyniki wskazują, że wydajność defektowania nie zależy w zasadniczy sposób od rodzaju implantowanych jonów. Implantacja glinem pozwala osiągnąć podobny rozkład wakansów dla mniejszej dawki implantacji niż w przypadku węgla, co stanowi o większej atrakcyjności implantacji Al^+.

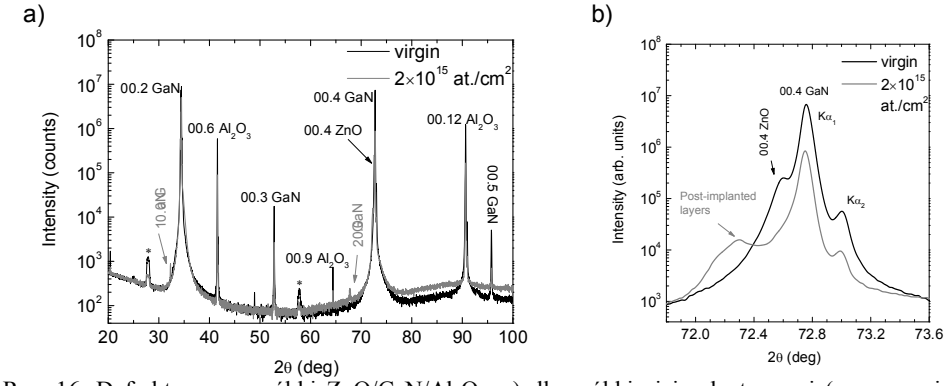
Zastosowanie metody RBS\c do analizy mieszania jonowego ZnO/GaN

Motywacją podjęcia prac było poznanie mechanizmu mieszania jonowego ZnO/GaN oraz wytworzenie materiałów o unikalnych właściwościach. Celem zadania było zbadanie zachowania warstw ZnO/GaN pod wpływem bombardowania jonowego oraz porównanie z wynikami uzyskanymi dla kryształów GaN oraz ZnO.

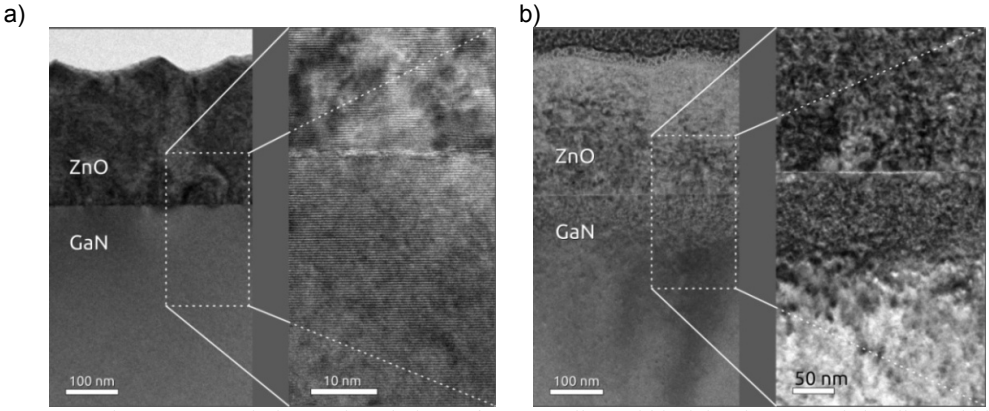
Warstwy ZnO zostały osadzone na podłożach GaN/Al_2O_3 dwiema metodami: ALD oraz magnetronowego rozpylania katodowego. Badane próbki poddano implantacji jonami Al^+ o energii 200 keV w zakresie dawek $1 \cdot 10^{15} \div 1 \cdot 10^{16}$ cm^{-2}. Energia implantacji została tak dobrana, aby maksymalny poziom zniszczeń został umieszczony na interfejsie pomiędzy warstwami. W eksperymencie zastosowano szereg technik charakteryzacji: RBS i RBS\c (kanałowanie jonów), SIMS, XRD, TEM. Metody te zostały użyte do analizy próbek zarówno przed implantacją, jak i po implantacji.

Pomiary XRD (rys. 16a) ujawniły przekrywanie się pików 00.4 ZnO i 00.4 GaN, co świadczy o bardzo dobrej jakości krystalograficznej warstwy ZnO. Wynik jest zgodny z tym uzyskanym z RBS\c. Porównano wyniki dla warstwy nieimplantowanej oraz implantowanej. Zaobserwowano, że zmniejszyła się intensywność 00.4 dla ZnO oraz 00.4 dla GaN dla próbki implantowanej (rys. 16b). Pojawiający się nowy sygnał (z lewej strony) pochodzi od warstwy uszkodzonej. W tym obszarze parametr sieci jest większy niż dla GaN oraz ZnO.

Metoda TEM (rys. 17) posłużyła do obserwacji transformacji strukturalnych pod wpływem bombardowania jonami Al^+. Zdjęcia ukazały kolumnową strukturę ZnO na podłożu GaN oraz umożliwiły obserwację interfejsu między warstwami. Obraz TEM dla próbki implantowanej (rys. 16b) ujawnił porowatość warstwy oraz obecność mikroluk, których nie obserwuje się w próbce nieimplantowanej (rys. 16a).



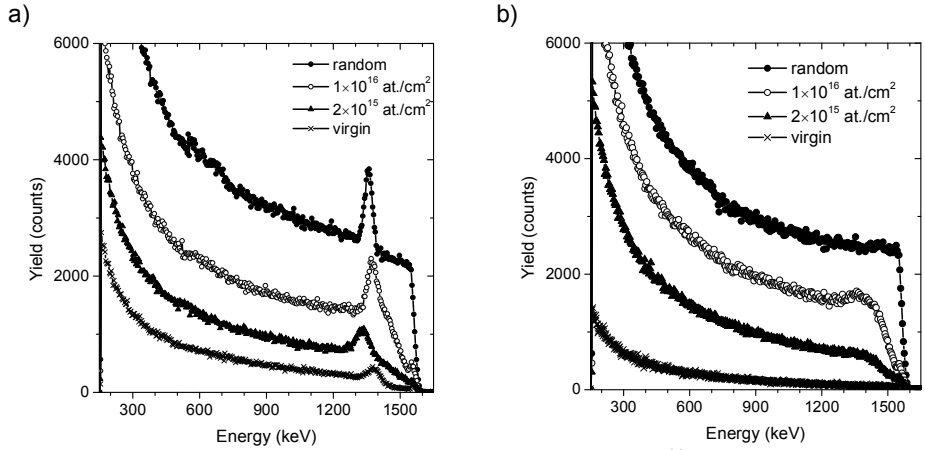
Rys. 16. Dyfraktogramy próbki ZnO/GaN/Al_2O_3: a) dla próbki nieimplantowanej (oznaczonej kolorem czarnym) i dla próbki implantowanej dawką $2{\cdot}10^{15}$ cm^{-2} o energii 200 keV (oznaczonej kolorem szarym); b) powiększenie najbardziej interesującego obszaru



Rys. 17. Obrazy TEM międzypowierzchni ZnO/GaN: a) dla próbki nieimplantowanej, b) dla próbki implantowanej jonami Al^+dawką $1{\cdot}10^{16}$ cm^{-2} o energii 200 keV (b)

Na rys. 18 pokazane są widma random i aligned dla struktury ZnO(200nm)/GaN i podłożowego ZnO poddanych implantacji jonami Al^+ różnymi dawkami. Sygnały pochodzące od pierwiastków Zn i Ga pokrywają się i dlatego widoczny jest jeden pik. Zgodnie z oczekiwaniami wraz we wzrostem dawki jonów Al obserwujemy monotoniczne podniesienie widma spowodowane wzrostem koncentracji defektów w strukturze ZnO/GaN (rys. 18a). Podobne zachowanie obserwuje się dla próbki ZnO (rys. 18b). Jedyną charakterystyczną cechą wyróżniającą strukturę ZnO/GaN jest tworzenie się piku w zakresie energii 1300 ÷ 1500 keV. Odpowiada to defektom powstałym podczas implantacji. Na podstawie stosunku wydajności widma aligned do wydajności widma random został wyznaczony parametr χ_{min}. Jest on miarą jakości krystalicznej warstwy ZnO i wynosi 4,2%.

Analiza SIMS dla nieimplantowanej struktury ZnO/GaN potwierdza jej stabilność do temperatury 800°C. Implantacja jonami Al^+ powoduje stosunkowo niewielkie mieszanie warstw, ale jednocześnie wygrzewanie w temperaturze 800°C prowadzi do całkowitego złuszczenia warstwy ZnO.



Rys. 18. Widma random i aligned zmierzone wiązką jonów $4He^{++}$ o energii 2 MeV: a) struktury ZnO(200nm)/GaN, b) struktury ZnO

Przedstawione wyniki pozwalają na wyciągnięcie wniosków na temat charakteru gromadzenia się uszkodzeń powstałych pod wpływem bombardowania jonowego w materiałach GaN, ZnO oraz ZnO/GaN. Ze względu na to, że w morfologii występują pojedyncze krystality zorientowane wzdłuż osi c możliwe było zastosowanie metody RBS\c jako głównego narzędzia do oceny jakości krystalograficznej warstw pod wpływem bombardowania jonowego. Różnica w koncentracji uszkodzeń radiacyjnych w próbce ZnO/GaN w porównaniu z kryształami GaN oraz ZnO może być efektem dodatkowego odkształcenia spowodowanego niedopasowaniem sieciowym dwóch materiałów. Badania pokazują, że stopień wymieszania warstw ZnO i GaN jest stosunkowo niewielki. Może to wynikać z szybkiej rekombinacji, co skutecznie uniemożliwia przeniesienie obcych atomów na duże odległości. Ilustruje to konflikt między termodynamiką a kinetyką. Nawet gdy energetycznie ZnO i GaN mogą tworzyć roztwory stałe, to podczas implantacji mieszanie składników obu kryształów jest utrudnione ze względu na szybką rekombinację zachodząca już w kaskadach zderzeniowych. Niemniej jednak bombardowanie jonami Al może mieć wpływ na tworzenie interfejsu ZnO i GaN, który po wygrzewaniu prowadzi do złuszczenia warstwy ZnO. Nie obserwujemy tego w przypadku samego wygrzewania próbki.

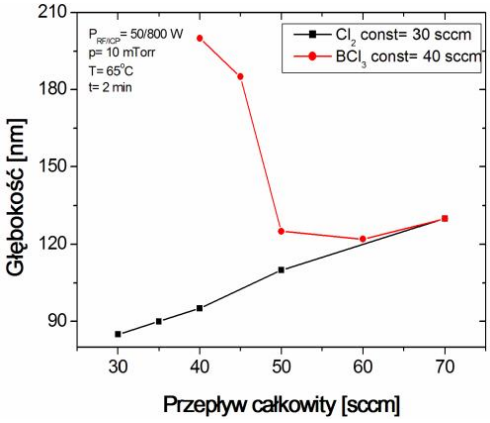
Zadanie C5. Strukturyzacja In-Ga-Zn-O z wykorzystaniem technologii nanostemplowania oraz trawienia suchego

Kierownik zadania: mgr inż. Marek Ekielski

Oprócz technologii umożliwiającej wytwarzanie wysokiej jakości In-Ga-Zn-O równie ważną kwestią są procesy strukturyzacji tego materiału. Celem zadania było opracowanie procesu wytwarzania w tlenku In-Ga-Zn-O struktur submikrometrowych technikami litografii nanostemplowania (NIL) oraz trawienia suchego RIE/ICP w plazmach chlorowych.

Prace prowadzono na warstwach In-Ga-Zn-O grubości 500 nm, osadzanych na podłożu krzemowym o orientacji 100 metodą reaktywnego rozpylania katodowego z targetu $InGaZnO_4$. W badaniach użyte były stemple polimerowe z folii IPS®, wytworzone z wykorzystaniem matrycy niklowej oraz matrycy krzem/OrmoComp, uzyskanej poprzez replikację matrycy kwarcowej. Wymiary krytyczne wzorów stempli wynosiły 300 nm. W procesach stemplowania stosowano rezyst TU2-120, który był również maską do trawień płytkich. Trawienia głębokie prowadzono przez maskę metaliczną, którą stanowiła warstwa Ni grubości 50 nm.

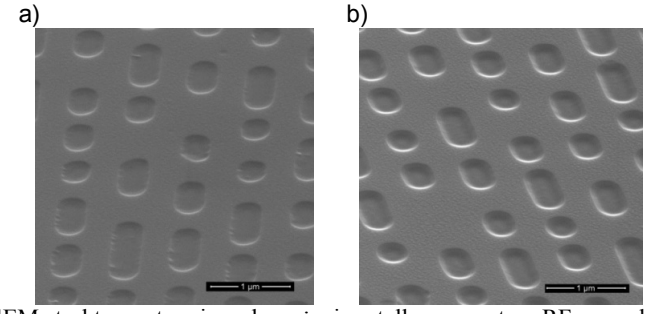
Na rys. 19 przedstawiono zależność uzyskanych głębokości trawienia w funkcji składu mieszaniny BCl_3/Cl_2. Parametry trawienia, takie jak ciśnienie, moc, temperatura oraz czas trawienia, dla każdego z procesów były stałe i równe odpowiednio: p = 10 mTorr, P_{RF}/P_{ICP} = = 50 W/800 W, T = 65°C, t = 2 min. Największe szybkości trawienia uzyskano dla plazmy BCl_3 generowanej przy przepływie gazu 40 sccm.



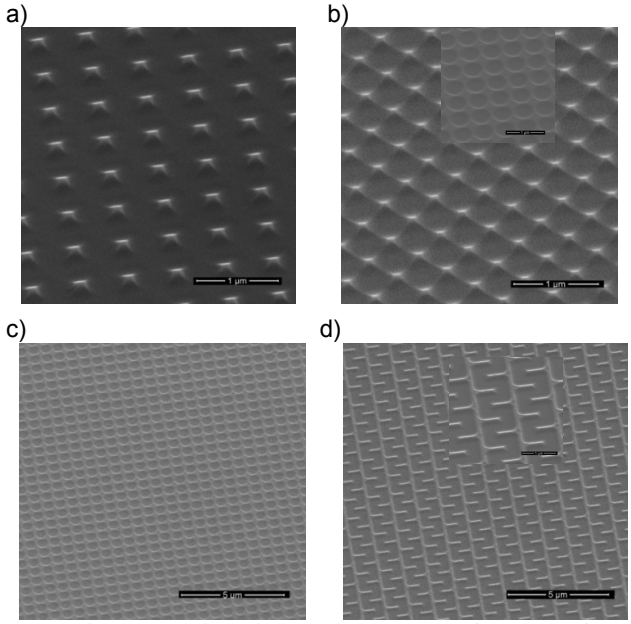
Rys. 19. Zależność głębokości trawienia od składu mieszaniny gazowej

Ze względu na niską grubość rezystu TU2-120, wynosząca ok. 120 nm, trawienia płytkie prowadzone były przy niewielkich mocach ICP, jak również przy wykorzystaniu samego generatora RF. Trawienia prowadzono w temperaturze pokojowej. Ciśnienie oraz przepływ BCl_3 dla wszystkich procesów trawienia płytkiego były stałe i równe p = 10 mTorr oraz f_{BCl3} = 40 sccm. Na rys. 20a przedstawiono obraz SEM struktury trawionej z wykorzystaniem tylko generatora RF o mocy 50 W w czasie 10 min. W procesie tym uzyskano głębokość ok. 20 nm. Na rys. 20b oraz 21a–d przedstawiono obrazy SEM struktur trawionych z wykorzystaniem mocy PRF/PICP = 100/300 W w czasie 2 min. oraz 4 min. Uzyskano głębokości odpowiednio ok. 50 nm oraz ok. 100 nm. Trawienie przy niewielkich mocach RF oraz ICP przebiegało w sposób izotropowy, co szczególnie wyraźnie widać na obrazach SEM przedstawionych na rys. 21a i b.

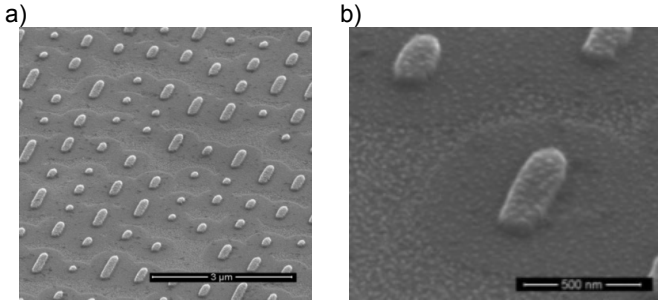
Do procesów głębokiego trawienia wzorów w warstwie IGZO niezbędne było zastosowanie metalicznej maski trawienia. Ze względu na niskie rozmiary wzorów warstwa Ni formowana była w procesie nanostemplowania i lift-off z zastosowaniem warstwy pośredniej rezystu LOL2000 osadzanej na powierzchni IGZO. Amorficzny charakter IGZO w sposób istotny determinuje możliwość stosowania roztworów chemicznych ograniczając je do rozpuszczalników organicznych. Roztwór MFCD26 na bazie TMAH (wodorotlenek tetrametyloamoniowy) stosowany do rozpuszczenia warstwy LOL reaguje z powierzchnią IGZO, co przedstawiono na rys. 22.



Rys. 20. Obrazy SEM struktur wytrawionych z użyciem tylko generatora RF o przyłożonej mocy: a) P_{RF}= = 50 W w czasie 10 min.; b) P_{RF}/P_{ICP}= 100/300 W w czasie 2 min.

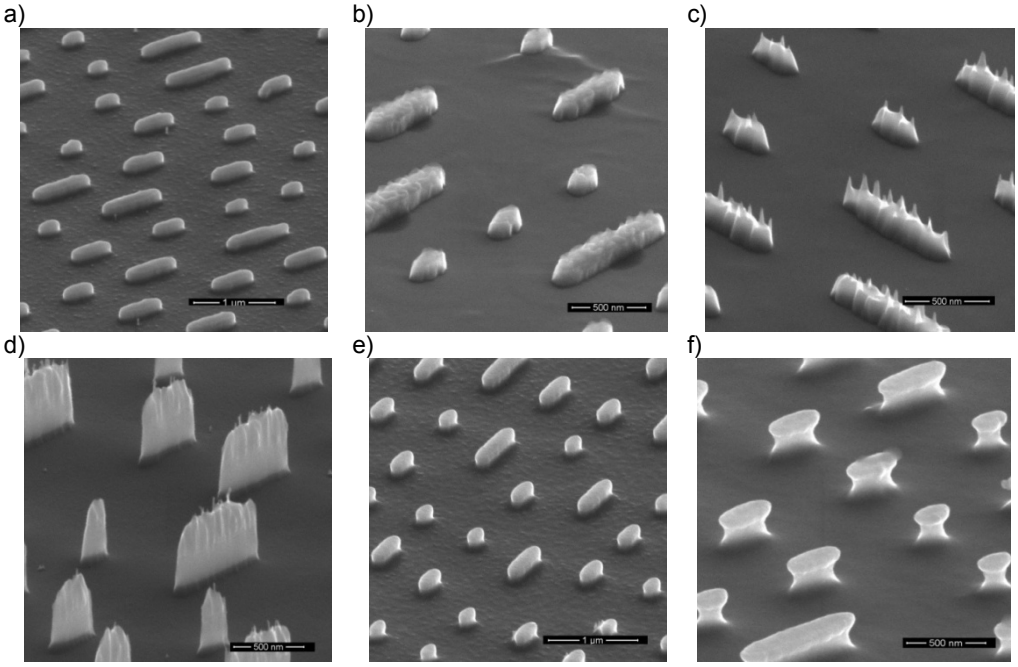


Rys. 21. Obrazy SEM struktur wytrawionych z użyciem mocy P_{RF}/P_{ICP} = 100/300 W w czasie 4 min.



Rys. 22. Obrazy SEM maski Ni ukształtowanej w procesie NIL/lift-off w MFCD26 w czasie 10 min.

Uzyskane nierówności powierzchni przenoszone są w głąb materiału w trakcie procesu trawienia (rys. 23). Wygładzenie powierzchni uzyskano zwiększając moc P_{RF}/P_{ICP}. Zwiększenie mocy powoduje zmniejszenie selektywności trawienia względem maski.



Rys. 23. Obrazy SEM struktur wytrawionych w różnych warunkach: a) $p = 20$ mTorr, $P_{RF}/P_{ICP} = 50/800$ W, $t = 4$ min.; b) $p = 10$ mTorr, $P_{RF}/P_{ICP} = 200/2000$ W, $t = 30$ s; c) $p = 10$ mTorr, $P_{RF}/P_{ICP} = 200/2000$ W, $t = 50$ s; d) $p = 10$ mTorr, $P_{RF}/P_{ICP} = 50/800$ W, $t = 8$ min.; e) $p = 20$ mTorr, $P_{RF}/P_{ICP} = 50/800$ W, $t =$ $= 6$ min.; f) $p = 20$ mTorr, $P_{RF}/P_{ICP} = 50/800$ W, $t = 7$ min.

Zadanie C7. Optymalizacja procesów osadzania i charakteryzacja dielektrycznych warstw atomowych w zastosowaniu do tlenków podbramkowych i pasywacji w tranzystorach polowych na bazie AlGaN/GaN

Kierownik zadania: dr hab. Kamil Kosiel, prof. nadzw. w ITE

Celem zadania jest opracowanie technologii osadzania cienkich warstw dielektryków metodą ALD (Atomic Layer Deposition) z myślą o zastosowaniu w ramach technologii tranzystorów AlGaN/GaN MIS-HEMT w charakterze warstw izolujących i/lub pasywujących.

W 2014 r. prowadzono procesy osadzania cienkich warstw Al_2O_3, SiO_2, HfO_2, oraz AlN. Do osadzania warstw zastosowano urządzenie TFS-200 firmy Beneq. W zakresie podstawowym zbadano kinetykę procesu ALD (szybkość wzrostu warstw w funkcji temperatury procesu, T_s). Do testów używane były podłoża krzemowe typu n, o orientacji (100) lub (111) i o oporze właściwym w zakresie $2 \div 5$ Ω·cm. Wykonano także testy osadzania na podłożach GaAs i Al_2O_3.

Grubość wykonanych warstw pozostawała w zakresie $20 \div 150$ nm. Grubość wyznaczano z pomiaru elipsometrycznego w zakresie spektralnym $240 \div 930$ nm (elipsometr Sentech SE800E, Z03) lub w zakresie $138 \div 1240$ nm (elipsometr HORIBA JobinYvon, Z11), określając przy tym współczynnik załamania otrzy-

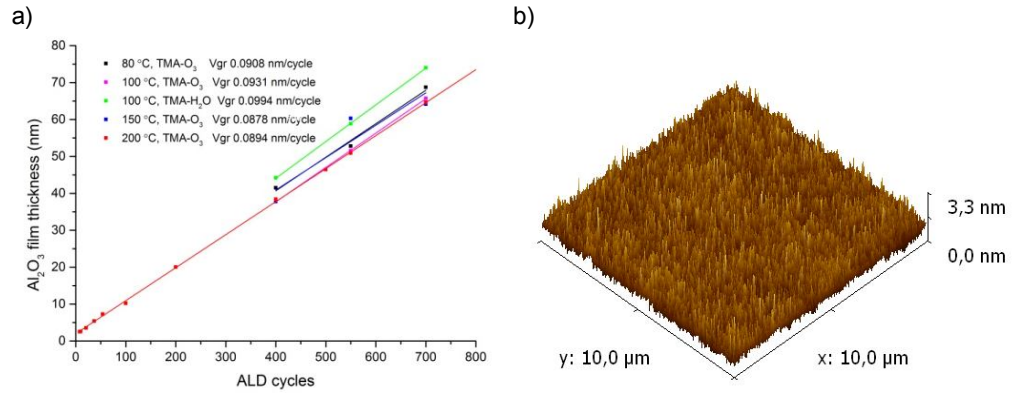
manych materiałów. Dodatkowo dla wybranych warstw wykonano przybliżony pomiar grubości za pomocą profilometru mechanicznego.

Właściwości elektryczne warstw (wartości napięcia/pola przebicia dielektryka, prąd upływu kondensatora oraz charakterystyki pojemnościowo-napięciowe) zbadano na strukturach z wykonaną metalizacją dwustronną (średnica kolistych metalizacji Au/Ti tworzących kontakt z dielektrykiem wynosiła ϕ =200 µm). Wyznaczono wartość względnej przenikalności elektrycznej warstw. Dla próbek reprezentujących poszczególne typy warstw zbadano jakościowo stopień krystaliczności (metodą XRD). Zbadano topografię powierzchni warstw i wyznaczono stopień chropowatości RMS metodą AFM. Sprawdzono wstępnie odporność chemiczną wybranych warstw na odczynniki chemiczne.

Warstwy tlenków

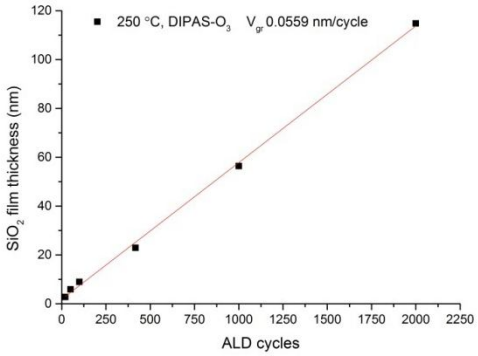
Al_2O_3 osadzano z zastosowaniem prekursorów TMAl (trimetyloglinu) i H_2O, w zakresie T_s = 80 ÷ 200°C lub z zastosowaniem prekursorów TMAl i O_3 (ozonu), w takim samym zakresie T_s.

Szybkość wzrostu v_{wzr} warstw osadzanych z zastosowaniem O_3 jest niezależna od T_s (z dokładnością do powtarzalności v_{wzr} w serii procesów ALD) i ma wartość 0,095 nm/cykl (rys. 24a). Szybkość wzrostu warstw osadzanych z zastosowaniem H_2O jest o kilkanaście procent wyższa, co sugeruje nieco inną stechiometrię powstającej warstwy. Niemniej współczynniki załamania dla warstw Al_2O_3, wykonanych z zastosowaniem każdego z tych prekursorów tlenu, są podobne, a ich typowa wartość to ~1,62 (dla λ = 930 nm). Badania XRD wskazują na amorficzną budowę warstw Al_2O_3. Powierzchnia warstw badana metodą AFM (rys. 24b) wskazuje na ok. dwukrotny wzrost chropowatości w stosunku do wyjściowej powierzchni podłoża Si. Powierzchnie warstw otrzymanych z zastosowaniem H_2O są gładsze (*RMS* < 0,3 nm dla powierzchni 100 µm^2) niż warstw otrzymanych z zastosowaniem O_3 (*RMS* > 0,3 nm dla 100 µm^2). W każdym przypadku *RMS* rośnie ze wzrostem grubości warstwy.



Rys. 24. Zależność grubości warstwy Al_2O_3 od liczby cykli ALD (a), obraz AFM powierzchni Al_2O_3 (TMAl+ O_3, T_s= 200°C, 550 cykli); *RMS* = 0,374 nm (b)

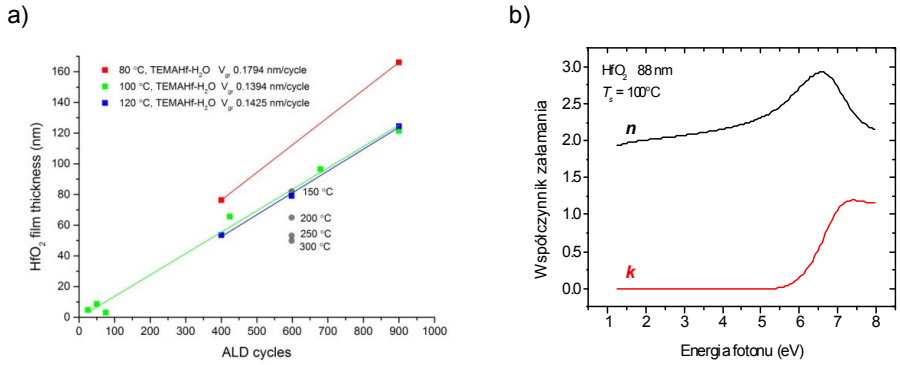
Wyższe wartości pola przebicia otrzymano dla warstw wykonywanych z zastosowaniem ozonu. Pole przebicia warstw Al_2O_3 rośnie statystycznie ze wzrostem T_s i osiąga 8 MV/cm dla T_s = 200°C. Wyjaśnienia wymaga bardzo wysokie pole przebicia dla niektórych warstw wykonanych w bardzo niskiej temperaturze T_s ~ ~ 80°C. Zjawisko to jest jednak wysoce niepowtarzalne.



Rys. 25. Zależność grubości warstwy SiO_2 od liczby cykli ALD

SiO_2 osadzano z zastosowaniem prekursorów DIPAS (diizopropyloaminosilanu) i O_3, dla T_s = 250°C. Szybkość wzrostu warstw to ok. 0,065 nm/cykl (rys. 25). Typowa wartość współczynnika załamania dla wykonanych warstw SiO_2 wynosi 1,45 (dla λ = 930 nm).

HfO_2 osadzano z zastosowaniem prekursorów TEMAHf (tetrakis(etylometyloamino)hafnu) i H_2O, w zakresie T_s = = 80 ÷ 300°C. Szybkość wzrostu warstw HfO_2 maleje ze wzrostem T_s od 0,19 nm/cykl do 0,08 nm/cykl (rys. 26a), co sugeruje uwarunkowanie termodynamiczne szybkości procesu wzrostu. Pomiary elipsometryczne wskazują na obecność chropowatej warstwy powierzchniowej, grubości do paru procent nominalnej grubości warstw. Warstwy mają w badanym zakresie λ współczynnik załamania $n > 2$ (rys. 26b).

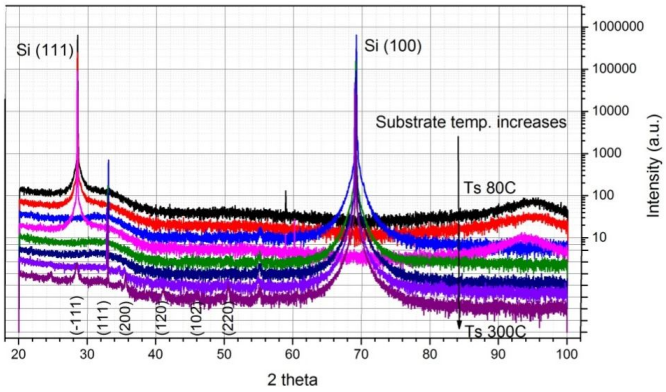


Rys. 26. Zależność grubości warstw HfO_2 od liczby cykli ALD (a) oraz zależność widmowa zespolonego współczynnika załamania dla warstwy HfO_2 grubości 88 nm, wykonanej w T_s = 100°C (b)

Pole przebicia warstw HfO_2 rośnie ze spadkiem T_s i dla T_s = 100°C przekracza wartość 5 MV/cm. Względna przenikalność elektryczna warstw ma zakres 9 ÷ 20. Jednocześnie ze spadkiem T_s obserwuje się zwiększenie niejednorodności grubości warstw, tj. różnicy grubości pomiędzy obszarem przykrawędziowym (do ok. 1 mm od krawędzi płytki w przypadku T_s = 80°C) a resztą warstwy.

Badania XRD (rys. 27) wskazują na polikrystaliczną budowę warstw HfO_2 wykonanych w T_s = 300°C (krystalizuje w układzie jednoskośnym). Badania dla

warstw otrzymanych w niższych T_s nie wskazują na zajście procesu krystalizacji. Badania będą jednak wykonane powtórnie z zastosowaniem wydłużonego czasu pomiaru w celu uzyskania potwierdzenia tego wniosku.

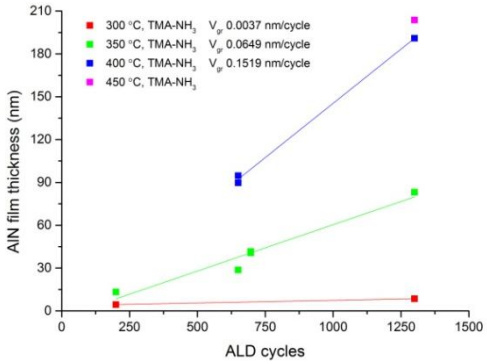


Rys. 27. Seria wyników HRXRD dla warstw HfO_2 osadzonych w różnych temperaturach T_s od 80°C do 300°C na podłożach Si(100) lub Si(111). Zaznaczono sygnały odpowiadające określonym orientacjom krystalograficznym HfO_2.

Prądy upływu kondensatorów zawierających opisane warstwy tlenkowe mają wartości rzędu pikoamperów.

Warstwy azotku

AlN osadzano z zastosowaniem prekursorów TMAl i NH_3 (amoniaku), w zakresie T_s = 300 ÷ 400°C. Jak się wydaje do jego krystalizacji potrzebna jest $T_s \geq$ ≥ 350°C. Szybkość wzrostu AlN w temperaturze T_s = 350°C wynosi ok. 0,065 nm/cykl i nieznacznie rośnie w funkcji T_s, co sugerowałoby kinetyczne uwarunkowanie procesu ALD (rys. 28). Typowa wartość współczynnika załamania dla wykonanych warstw AlN to 2,13 (dla λ = 930 nm).



Rys. 28. Zależność grubości warstwy AlN od liczby cykli ALD

Bieżące eksperymenty skupiają się na wytworzeniu dwuwarstwowych struktur dielektryków zbudowanych z warstwy o właściwościach pasywujących (SiO_2, Al_2O_3) oraz warstwy o wysokiej względnej przenikalności elektrycznej $\varepsilon > 15$ (HfO_2, ZrO_2). Celem jest opracowanie optymalnej dielektrycznej struktury podbramkowej oraz technologii jej wykonania. Prowadzone są prace nad wytwarzaniem bardzo cienkich (grubości rzędu pojedynczych nanometrów) warstw SiO_2 i Al_2O_3. Otrzymano już warstwy grubości poniżej 3 nm. W przypadku tak cienkich warstw wartość współczynnika załamania spada do 1,54 dla Al_2O_3 i 1,23 dla SiO_2, co sugeruje, że na uzyskany wynik ma

wpływ zauważalna w tej skali chropowatość powierzchni warstw lub zmieniona stechiometria w stosunku do składu nominalnego.

Wykonano już strukturę Al_2O_3/HfO_2 na podłożu Si oraz na GaN z zastosowaniem zoptymalizowanego profilu temperatury T_s (pod kątem uzyskania maksymalnego pola przebicia obu dielektrycznych komponentów struktury).

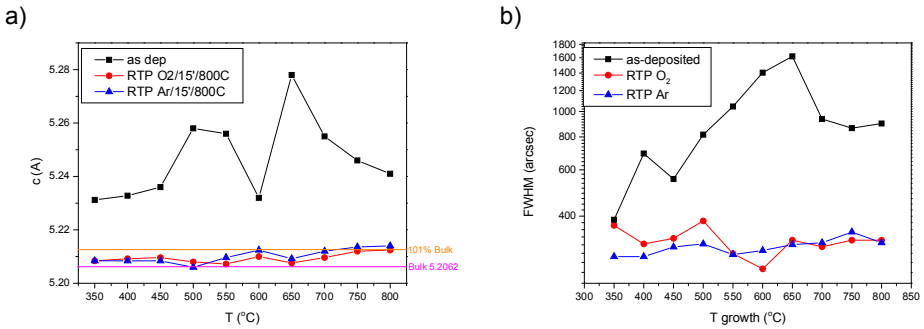
Technika magnetronowego rozpylania katodowego dla wytwarzania roztworów stałych na bazie ZnO

Projekt badawczy służący rozwojowi młodego naukowca w ITE
Kierownik projektu: dr inż. Michał Borysiewicz

Projekt jest bezpośrednią kontynuacją zadania realizowanego w 2013 r. Warstwy ZnO były wytwarzane techniką magnetronowego rozpylania katodowego zarówno w podwyższonej, jak i w pokojowej temperaturze. Własności materiałów i struktur weryfikowano metodami analizy strukturalnej (XRD), mikrostrukturalnej (AFM), optycznej (transmisja optyczna, fotoluminescencja), transportowej (pomiar efektu Halla) oraz elektrycznej (pomiar charakterystyk I-V i C-V).

Wpływ temperatury osadzania na jakość warstwy ZnO

W 2013 r. rozpoczęto pracę nad analizą wpływu temperatury podłoża warstwy ZnO na jej cechy strukturalne. Badano warstwy osadzane na podłoże Al_2O_3 o temperaturze 550 ÷ 800°C, a następnie wygrzewane w piecu RTP w temperaturze 800°C w przepływie Ar albo O_2. W 2014 r. dokończono tę analizę wytwarzając warstwy w zakresie temperatur 350 ÷ 500°C.

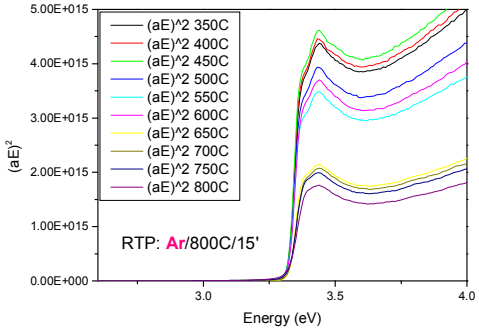


Rys. 29. a) Stałe sieci c wyznaczone na podstawie pomiarów dyfrakcji rentgenowskiej dla próbek bezpośrednio po osadzeniu oraz po wygrzewaniu RTP w przepływie argonu i w przepływie tlenu; b) szerokość połówkowa linii 00.2 ZnO w funkcji temperatury podłoża podczas osadzania

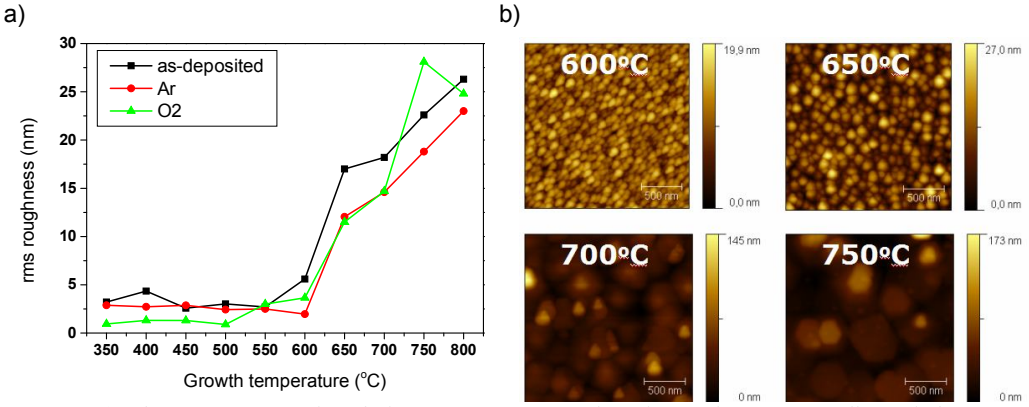
Wszystkie warstwy krystaliczne posiadają strukturę wurcytu o pojedynczej teksturze w kierunku 0001. Stała sieci dla całej serii próbek po wygrzewaniach nie odbiega od wartości dla ZnO objętościowego o więcej niż 1% (rys. 29a). W szczególności stałe sieci najbliższe tej wartości zaobserwowano dla wygrzewanych warstw osadzanych w 500°C (próbka wygrzewana w argonie) i 550°C (próbka wygrzewana w tlenie). Widać, że warstwy bezpośrednio po osadzeniu mają stałe

sieci istotnie odbiegające od wartości objętościowej. Biorąc pod uwagę znaczne zmniejszenie szerokości połówkowej linii dyfrakcyjnej ZnO 00.2 po wygrzewaniu (rys. 29b) można stwierdzić, że wygrzewanie RTP poprawia istotnie jakość warstw.

Pomiary transmisji optycznej wykonane w temperaturze pokojowej wykazują dla wszystkich próbek transmisję ponad 90% w obszarze powyżej przerwy energetycznej. Wyznaczone na ich podstawie widma absorpcji optycznej pokazano na rys. 30 na przykładzie warstw wygrzewanych w argonie. Widoczne są wielokrotne linie ekscytonowe dla każdej z warstw oraz spadek absorpcji wraz ze wzrostem temperatury osadzania. Przerwa widoczna między linią dla warstwy hodowanej w 600°C oraz 650°C jest związana z powstaniem nieciągłości w warstwie wraz ze wzrostem temperatury podłoża. Pomiędzy tymi temperaturami następuje przejście od wzrostu niewielkich kolumn, łatwo ulegających koalescencji podczas wygrzewania, do wzrostu dużych krystalitów, które po wygrzewaniu nie ulegają koalescencji, ale zachowują się jak odrębne kryształy. Zmierzone wartości chropowatości powierzchni oraz obrazy AFM dla warstw osadzanych w wysokich temperaturach potwierdzają tę hipotezę (rys. 31a i b).

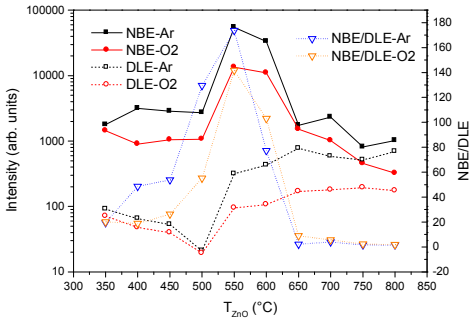


Rys. 30. Absorpcja warstw wygrzewanych w przepływie Ar dla różnych temperatur wzrostu



Rys. 31. a) Chropowatość powierzchni wyznaczona na podstawie pomiarów AFM dla próbek po osadzeniu oraz wygrzewaniu RTP w przepływie argonu i w przepływie tlenu w funkcji temperatury wzrostu warstwy;. b) obrazy AFM powierzchni 2 μm x 2 μm dla warstw po osadzeniu w temperaturze 600 ÷ 750°C

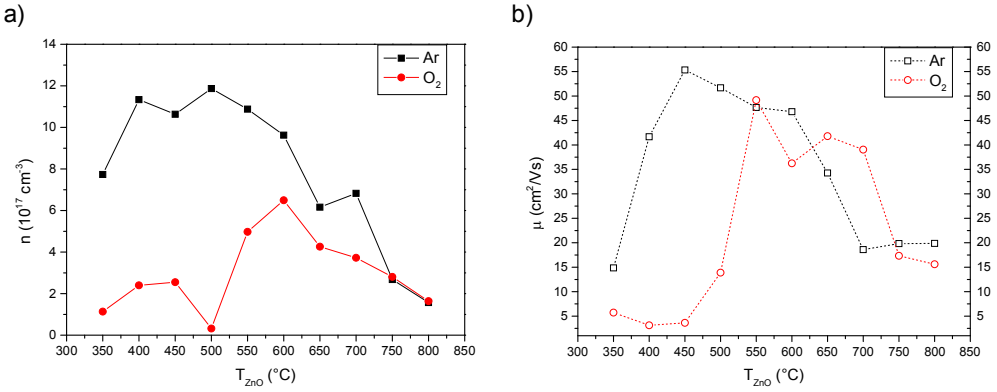
Badania fotoluminescencji przyniosły dalsze informacje dotyczące jakości krystalicznej warstw. Każda z warstw charakteryzowała się podobnym widmem – silną emisją krawędziową (NBE) oraz słabszą emisją z głębokich poziomów (DLE). Na podstawie wcześniejszych analiz linię DLE można zidentyfikować jako pochodzącą od luk cynkowych. Warstwy wygrzewane w argonie charakteryzowały



Rys. 32. Wyniki pomiarów luminescencji – natężenie emisji krawędziowej (NBE), natężenie emisji z głębokich poziomów (DBE) oraz stosunek obu sygnałów w funkcji temperatury wzrostu warstwy dla warstw wygrzewanych w przepływie argonu i w przepływie tlenu

się silniejszym sygnałem luminescencji od warstw wygrzewanych w tlenie. Najsilniejszą emisję krawędziową oraz najwyższą wartość stosunku natężenia emisji NBE do DLE zaobserwowano dla warstw osadzanych w temperaturze 550°C i 600°C (rys. 32). Dla tych próbek emisja NBE była o rząd wielkości wyższa niż dla warstw wytwarzanych w temperaturze 350 ÷ 500°C oraz 650 ÷ 800°C. O ile w przypadku warstw osadzanych w niższych temperaturach natężenie emisji NBE i DBE jest w zasadzie stałe, o tyle wraz ze wzrostem temperatury podłoża powyżej 650°C widoczny jest jednoczesny spadek natężenia linii NBE oraz wzrost natężenia linii DBE. Zachowanie takie jest dobrze skorelowane z morfologią warstw, w szczególności określaną przez chropowatość powierzchni AFM, i wynika ze wzrostu dużych pojedynczych krystalitów zamiast ciągłych warstw.

Wyniki pomiarów własności transportowych przedstawiono na rys. 33. Warstwy posiadały wysokie ruchliwości – nawet 55 $cm^2/V{\cdot}s$ dla warstwy osadzonej w 450°C i wygrzewanej w przepływie argonu. Wartości ruchliwości szybko zmniejszają się wraz ze wzrostem temperatury powyżej 600°C, podobnie dla wygrzewania w przepływie argonu i w przepływie tlenu. Istotna różnica jest natomiast obserwowana w zakresie temperatur 350 ÷ 500°C, gdzie warstwy wygrzewane w przepływie tlenu charakteryzują się dużo niższą ruchliwością niż warstwy wygrzewane w przepływie argonu.



Rys. 33. Koncentracja nośników (a) oraz ruchliwość (b) w funkcji temperatury wzrostu dla warstw wygrzewanych w przepływie argonu i w przepływie tlenu

Koncentracja nośników warstw wygrzewanych w przepływie argonowym (rzędu 10^{18} cm^{-3}) jest wyższa od tej dla warstw wygrzewanych w przepływie tlenowym

(rzędu $3 \cdot 10^{17}$ cm^{-3}). Dla warstw osadzanych w temperaturze 350 ÷ 600°C koncentracja jest w przybliżeniu stała (Ar) albo rośnie (O_2). Po przekroczeniu temperatury 600°C dla obu zestawów próbek koncentracja spada w funkcji temperatury i zbliża się do podobnych wartości. Zachowanie koncentracji w funkcji temperatury można ponownie korelować z chropowatością warstw. Jednakże znacznie wyższe wartości obserwowalne dla warstw wygrzewanych w Ar nie znajdują prostego wytłumaczenia.

Z dużym prawdopodobieństwem można założyć następujący scenariusz. Źródłem nośników w warstwach nie może być klasyczny płytki donor – atom wodoru w pozycji międzywęzłowej (H_i), ponieważ w temperaturze znacznie niższej niż zastosowana temperatura wygrzewania (800°C) ulega on wydyfundowaniu z ZnO. Nie może on być zatem odpowiedzialny za koncentracje swobodnych elektronów na poziomie 10^{18} cm^{-3}. Podobna dyfuzja miałaby miejsce w przypadku innych płytkich donorów – atomów cynku w położeniu międzywęzłowym. Luki tlenowe są z kolei głębokimi donorami i ich obecność nie może prowadzić do takich koncentracji. Luki cynkowe są głębokimi akceptorami, które nie dają wkładu do przewodnictwa, mogą natomiast kompensować swobodne elektrony. Jak wspomniano wyżej, sygnał od luk cynkowych jest obserwowany w widmach fotoluminescencji dla badanych próbek. Co jednakże istotne, jest on w zasadzie stały w zakresie temperatur 350 ÷ 450°C i jednakowy dla warstw wygrzewanych zarówno w atmosferze argonowej, jak i w atmosferze tlenowej. Zatem luki te nie są kreowane podczas wygrzewania poosadzeniowego i kompensują podobną liczbę swobodnych nośników w obu partiach próbek. Rozbieżności w wartościach koncentracji muszą wobec tego mieć bezpośrednie przełożenie na różnice koncentracji płytkich donorów w obu partiach.

Na podstawie wcześniej prowadzonych badań spektroskopii masowej jonów wtórnych należy stwierdzić, że jedynym pierwiastkiem nieintencjonalnie obecnym w warstwach ZnO jest aluminium ulegające dyfuzji z podłoża Al_2O_3. Aluminium podstawiające Zn jest płytkim donorem w ZnO i najpopularniejszą intencjonalną domieszką donorową tego materiału. Zatem różnice koncentracji elektronów między próbkami wygrzewanymi w przepływie Ar i w przepływie O_2 wynikają z różnic w procesie dyfuzji Al z podłoża do warstwy w tych warunkach. Spadek koncentracji powyżej 600°C należy wiązać z opisywanym wcześniej zmniejszeniem ciągłości warstw.

Struktury z pojedynczą barierą ZnMgO

Wytworzono serię struktur na podłożu Al_2O_3 w oparciu o opracowane wcześniej podejście wysokotemperaturowe z zastosowaniem warstw nukleacyjnych Al_2O_3/ /MgO/ZnO_{LT}/ZnO_{HT}, gdzie poszczególne warstwy były osadzane odpowiednio w 800°C, 350°C oraz 500°C albo 600°C. Zbadanie dwóch różnych temperatur wzrostu warstwy ZnO_{HT} wynikało z obserwacji, że przy temperaturze 500°C warstwy mają najniższą chropowatość (*rms* = 0,89 nm), ale też niższą koncentrację

nośników ($3{,}2\cdot10^{16}$ cm^{-3}), natomiast warstwy osadzone w temperaturze 600°C mają chropowatość na poziomie 3,65 nm, ale wyższą o rząd koncentrację nośników ($6{,}9\cdot10^{17}$ cm^{-3}) i najmniejszą szerokość połówkową linii 00.2 w XRD, równą 252 sekund łuku. Zastosowano warstwy ZnO najwyższej jakości (wg różnych kryteriów), jakie mogą być wytworzone w Zakładzie. Nominalna grubość warstw wynosiła 1 nm MgO, 6 nm ZnO_{LT} oraz 200 nm ZnO_{HT}. Na takie struktury osadzono cienkie warstwy 25 nm ZnMgO o zawartości Mg ok. 15% atomowych. Osadzanie warstw ZnMgO prowadzone było w zakresie temperatur od 350°C do 600°C.

Pomiary obrazów dyfrakcyjnych próbek potwierdziły wysoką jakość warstw ZnO, jedną orientację i niską szerokość połówkową linii. Nie zaobserwowano linii pochodzących od warstw ZnMgO ani żadnych różnic między próbkami zawierającymi warstwy ZnMgO osadzane w różnych temperaturach.

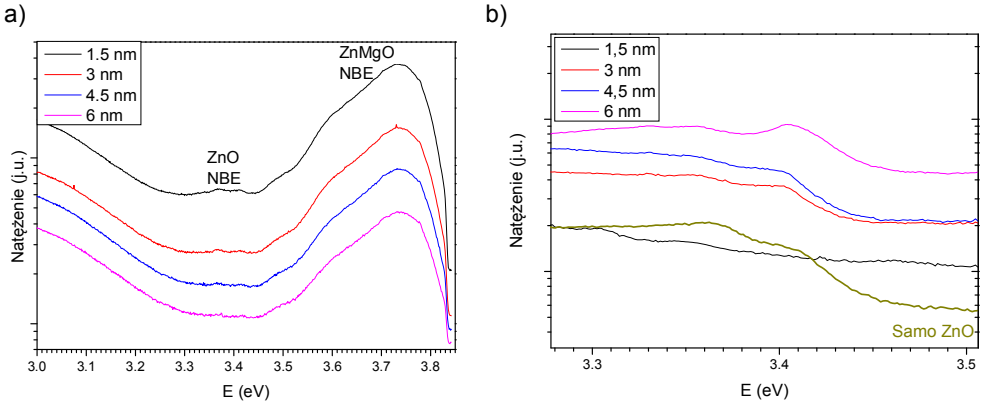
Weryfikacja obecności dwuwymiarowego gazu elektronowego prowadzona była za pomocą sondy rtęciowej. Niestety, dla badań w zakresie od –10 V do 10 V wszystkie próbki wykazywały stałą w funkcji polaryzacji pojemność rzędu 3 pF. W przypadku wystąpienia gazu pojemność zwiększyłaby się do ok. 100 pF dla określonej polaryzacji, typowo dla tego rodzaju struktur mniejszej niż 10 V.

Struktury typu studni kwantowej ZnMgO/ZnO/ZnMgO

Do wytworzenia struktur ze studniami kwantowymi wykorzystano ponownie warstwy o najwyższej jakości na podłożach szafirowych, osadzane w podejściu wielowarstwowym i wysokotemperaturowym, gdzie warstwa ZnO_{HT} była osadzana w 500°C dla uzyskania jak najmniejszej chropowatości powierzchni.

Struktura próbek była następująca: Al_2O_3/MgO(1nm)/ZnO_{LT}(6nm)/ /ZnO_{HT}(200nm)/ZnMgO(50nm)/ZnO(x nm)/ZnMgO(50nm), gdzie ZnMgO o zawartości Mg ok. 10% stanowiło barierę, natomiast grubość warstwy ZnO odpowiadającej studni wynosiła nominalnie 1,5 nm, 3 nm, 4,5 nm oraz 6 nm. Wzrost był przerywany po warstwie ZnO_{HT} w celu przeprowadzenia wygrzewania w przepływie tlenowym w piecu RTP i otrzymania warstwy monokrystalicznej o niskiej chropowatości powierzchni. Następnie kontynuowano wzrost struktury bariera/ /studnia/bariera w temperaturze 500°C. Widma fotoluminescencji mierzone w temperaturze 5 K dla wytworzonych struktur przedstawiono na rys. 34a.

Zarejestrowane widma odbiegają istotnie od spodziewanych dla idealnej struktury wykonanego typu. W obszarze krawędziowym (rys. 34b) występuje szeroka emisja będąca dalekim zboczem emisji DLE, takiej samej dla wszystkich struktur i dla podłoża warstwy referencyjnej ZnO/Al_2O_3. Obserwowana jest więc jedynie emisja z warstwy 100 nm ZnO oraz, w wyższych energiach, emisja z barier ZnMgO. Brak jest emisji charakterystycznej dla studni kwantowych. Do wyjaśnienia konieczne jest przeprowadzenie badań za pomocą transmisyjnego mikroskopu elektronowego w celu stwierdzenia obecności studni pomiędzy barierami, a także określenia jakości interfejsów między barierami ZnMgO a studnią ZnO.



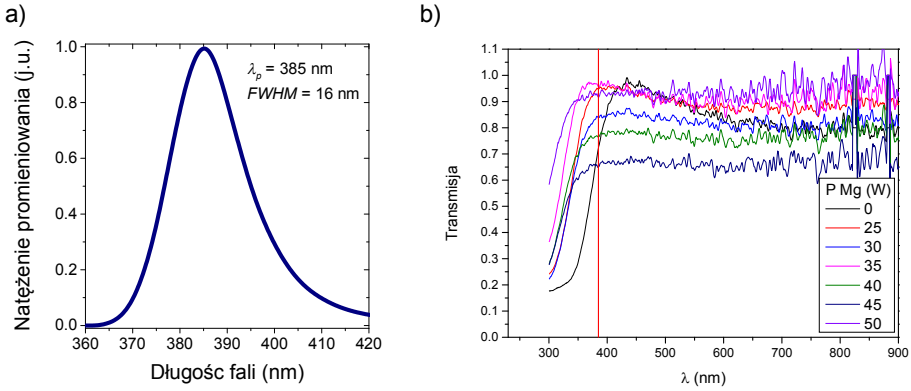
Rys. 34. Widma fotoluminescencji struktur bariera/studnia/bariera: a) widma w zakresie emisji krawędziowej ZnO i bariery ZnMgO; b) obszar emisji krawędziowej ZnO wraz z widmem referencyjnym ZnO/Al_2O_3 zastosowanego jako podłoże

Przezroczyste metalizacje ZnMgO:Al

Warstwy ZnMgO:Al były wytwarzane na drodze równoczesnego rozpylania katodowego z tarczy kompozytowej o standardowym składzie 92% wagowych ZnO i 2% wagowych Al_2O_3 (AZO) oraz z tarczy Mg. Na tarczę AZO podawano moc 125 W, natomiast zawartość Mg w warstwie regulowano zmieniając moc podawaną na tarczę Mg od 25 W do 50 W. 25 W było minimalną mocą, przy której była kreowana plazma. Rozpylanie prowadzono w czystym argonie, przy ciśnieniu 11 mTorr. Podłoża kwarcowe utrzymywano w temperaturze pokojowej. Wytworzono warstwy o zawartości Mg od 11,3 (25 W) do 15,8 % at. Mg (45 W). Skład wyznaczono na podstawie pomiarów i symulacji RBS. Celem prac było wytworzenie warstwy o podwyższonej w stosunku do AZO transmisji dla światła o długości fali 385 nm (rys. 35a). Długość fali odpowiada światłu emitowanemu przez wykonaną w Zakładzie w ramach projektu POIG InTechFun diodę elektroluminescencyjną opartą na strukturach azotkowych, której jasność świecenia jest ograniczana przez niewielką transmisję przezroczystego kontaktu wykonanego z AZO.

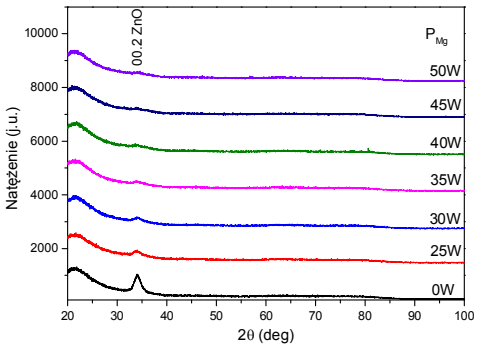
Zgodnie z doniesieniami literaturowymi wytworzenie zamiast AZO stopu ZnMgO domieszkowanego Al prowadzi do zwiększenia przerwy energetycznej materiału, a tym samym przesuwa krawędź absorpcji w stronę krótkich fal, co powinno zwiększyć przezroczystość kontaktu dla światła o emitowanej długości fali. Widma transmisji optycznej zmierzone dla wykonanych warstw przedstawiono na rys. 35b.

Zgodnie z oczekiwaniem warstwy ZnMgO:Al mają krawędź absorpcji przesuniętą w stronę krótszych fal w stosunku do warstw AZO. W szczególności warstwa wytworzona przy mocy 25 W podawanej na tarczę Mg wykazuje transmisję dla światła o długości fali 385 nm na poziomie 93% zamiast 70% dla AZO bez Mg. Warstwa charakteryzuje się niską rezystywnością rzędu 30 Ω/□.



Rys. 35. a) Widmo promieniowania użytej diody elektroluminescencyjnej, b) widma transmisji optycznej dla wytworzonych warstw ZnMgO:Al na kwarcu. Czerwoną linią oznaczono 385 nm.

Zachowanie warstw o wyższej zawartości Mg jest nietrywialnie. Przede wszystkim początkowo widać obniżenie przezroczystości w widzialnym zakresie światła – warstwy robią się szare, natomiast dla mocy 50 W warstwy odzyskują przezroczystość. To, w połączeniu w brakiem monotonicznej zależności między krawędzią absorpcji a mocą podawaną na target w zakresie 30 ÷ 45 W, prowadzi do hipotezy mówiącej, że Mg nie ulega prawidłowemu wbudowaniu w sieć ZnO dla tych mocy i obserwowane mogą być wytrącenia metaliczne Mg (co potwierdza niska rezystywność tych warstw). Dla mocy 50 W zamiast metalicznego Mg w próbce występuje mieszanina ZnO i MgO o szerokiej przerwie, co widać w zdecydowanym przesunięciu krawędzi absorpcji dla tej próbki i zwiększeniu jej przezroczystości w zakresie widzialnym, a także w jej wysokiej rezystywności rzędu kΩ/□.

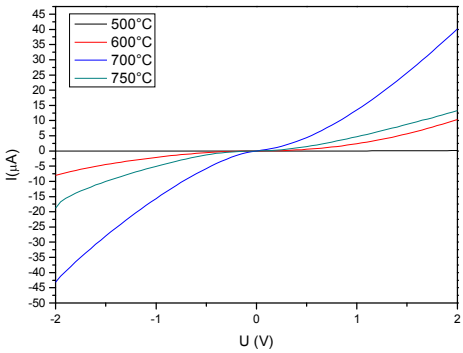


Rys. 36. Dyfraktogramy warstw AZO oraz ZnMgO:Al na kwarcu w funkcji mocy podawanej na katodę Mg

Teza o niewbudowywaniu się Mg w podsieć Zn wynika z obserwacji pomiarów dyfrakcji rentgenowskiej badanych warstw (rys. 36). Zamiast przesuwania się linii ZnO, związanego ze zmianą stałej sieci w wyniku podstawienia Zn przez mniejszy atom Mg, widoczne jest osłabienie linii dyfrakcyjnej 00.2 ZnO. Oznacza to zmniejszenie uporządkowania krystalicznego warstwy wskutek pojawienia się wytrąceń fazy metalicznej albo MgO. Ponieważ w dyfraktogramach nie pojawiają się dodatkowe linie od tych wytrąceń, muszą one mieć rozmiary nanoskalowe.

Wykonano złącze ZnMgO:Al/p-GaN/Al_2O_3. Warstwa GaN została wyhodowana metodą MOCVD w IWC PAN. Koncentracja dziur w warstwie GaN wynosiła 10^{16} cm^{-3}. Warstwy ZnMgO:Al wytworzono przy mocy 25 W podawanej na kato-

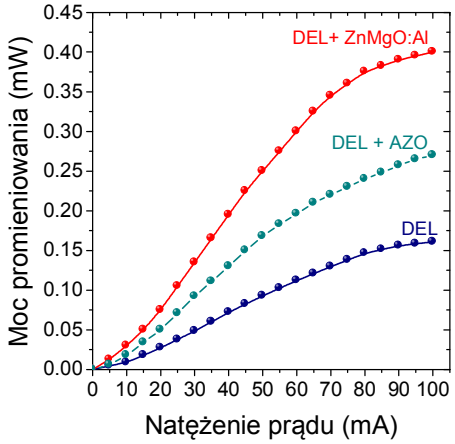
dę Mg. Zbadano wpływ temperatury jednominutowego wygrzewania poosadzeniowego w azocie na charakterystyki I-V złącza. Wygrzewania przeprowadzono w zakresie temperatur od 300°C do 800°C (rys. 37). Natężenie prądu przy polaryzacji 1 V osiąga maksimum dla temperatury 700°C, natomiast krzywa I-V odbiega od linii prostej w okolicy 0 V. W żadnej z temperatur nie jest obserwowana charakterystyka liniowa.



Rys. 37. Charakterystyki prądowo-napięciowe warstw ZnMgO:Al po wygrzewaniu w przepływie azotowym w funkcji temperatury wygrzewania

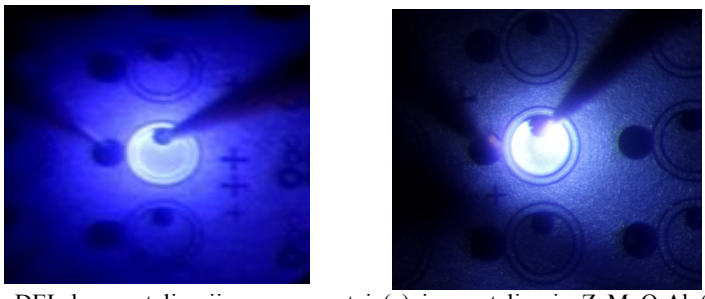
Należy zauważyć, że poza obszarem polaryzacji bardzo bliskim zeru charakterystyki I-V mają kształt liniowy. DEL, których materiał ma znaleźć zastosowanie jako kontakt, pracują przy polaryzacji w zakresie 5 ÷ 10 V. Wobec tego opracowane kontakty powinny spełnić swoją rolę.

Pomiary mocy promieniowania w funkcji natężenia prądu płynącego przez diodę pozwoliły zaobserwować zależność przedstawioną na rys. 38. Dzięki zastosowaniu warstwy ZnO o poszerzonej przerwie energetycznej zwiększono mierzoną moc promieniowania przy polaryzacji 100 mA na 0,40 mW z 0,16 mW (o 250%) w porównaniu do DEL bez przezroczystego kontaktu i z 0,27 mW (o 150%) w porównaniu do DEL z kontaktem przezroczystym z AZO. Zdjęcia świecących DEL przy natężeniu prądu 50 mA zaprezentowano na rys. 39.



Rys. 38. Moc promieniowania w funkcji natężenia prądu mierzona dla konstrukcji DEL z kontaktami metalicznymi (DEL), z kontaktami metalicznymi i AZO (DEL+AZO) oraz z kontaktami metalicznymi i ZnMgO:Al (DEL+ZnMgO:Al)

a) b)



Rys. 39. Zdjęcia DEL bez metalizacji przezroczystej (a) i z metalizacją ZnMgO:Al (b) przy prądzie ustalonym na 50 mA

3. Współpraca międzynarodowa

W 2014 r. Zakład współpracował z następującymi instytucjami:

- Groupe d'Etude des Semiconducteurs Université Montpellier 2, Francja;
- Alcatel-Thales III-V Lab., Marcoussis & Palaiseau, Francja;
- University of Bath, Wielka Brytania;
- University of Cambridge, Cambridge, Wielka Brytania
- Institute of Advanced Materials, Devices and Nanotechnology, Rutgers University, USA;
- Rensselaer Polytechnic Institute, Troy, New York, USA;
- Chalmers tekniska högskola, Göteborg, Szwecja;
- Center for Quantum Devices (CQD) at Northwestern University, Evanston, USA;
- Uninova Instituto de Desenvolvimento de Novas Tecnologias, Lizbona, Portugalia.

Publikacje'2014

[P1] AMARASINGHE V. P., WIELUNSKI L., BARCZ A., FELDMAN L.C., CELLER G. K.: Properties of H^+ Implanted 4H-SiC as Related to Exfoliation of Thin Crystalline Films. *ECS J. of Solid State Sci. a. Technol.* 2014 vol. **3** nr 3 s. P37–P42.

[P2] BARCZ A., JAKIEŁA R., CELLER G. K., KOZUBAL M.: Incorporation of Oxygen in SiC Implanted with Hydrogen. *Nucl. Instr.& Methods in Phys. Res. B* (złoż. do red.).

[P3] BARCZ A., JAKIEŁA R., CELLER G.K., KOZUBAL M.: Incorporation of Oxygen in SiC Implanted with Hydrogen. Proc. of the Conf. "Ion Beam Modification of Materials 2014". Leuven, Belgia, 14–19.09.2014 (złoż. do red.).

[P4] BARCZ A., KOZUBAL M., JAKIEŁA R., RATAJCZAK J., DYCZEWSKI J., GOŁASZEWSKA-MALEC K., WOJCIECHOWSKI T., CELLER G. K.: Diffusion and Impurity Segregation in Hydrogen - Implanted Silicon Carbide. *J. of Appl. Phys.* 2014 vol. **115** s. 223710-9.

[P5] BARCZ A., PĄGOWSKA K., KOZUBAL M., GUZIEWICZ E., BORYSIEWICZ M., DYCZEWSKI J., JAKIEŁA R., RATAJCZAK J., SNIGURENKO D., DYNOWSKA E.: Response of GaN/ZnO Heterostructure to Ion Irradiation. *Acta Phys. Pol. A* (złoż. do red.).

[P6] BOROWICZ P., KUCHUK A., ADAMUS Z., BORYSIEWICZ M., EKIELSKI M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., LATEK M.: The Role of Carbon Structures in Ohmic Contacts Studied by Raman Spectroscopy. Analysis of Carbon Film Structure Observed for Silicon Carbide/Carbon and Silicide/Carbon Interfaces. MicroTherm 2013 - Microtechnology and Thermal Problems in Electronics, w serii: *J. of Physics: Conf. Ser.* 2014 t. **494** s. 204–209.

[P7] BORYSIEWICZ M., DYNOWSKA E., WOJCIECHOWSKI T., WZOREK M., JAKIEŁA R., GOŁASZEWSKA--MALEC K., STRUK P., PUSTELNY T., WOJTOWICZ T., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Cienkie warstwy ZnO wytwarzane techniką magnetronowego rozpylania katodowego: mikrostruktura i funkcjonalność. Mat. konf. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014, s. 266–272.

[P8] BORYSIEWICZ M., MYŚLIWIEC M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Thermal Stability of Multilayer Ti_2AlN-Based Ohmic Contacts to n-GaN in Ambient Air. *Solid-St. Electron.* 2014 vol. **94** s. 15–19.

[P9] BORYSIEWICZ M., WOJCIECHOWSKI T., DYNOWSKA E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Investigation of Porous Zn Growth Mechanism during Zn Reactive Sputter Deposition. *Acta Phys. Pol. A* 2014 vol. **125** nr 5 s. 1144–1148.

[P10] BORYSIEWICZ M., WOJCIECHOWSKI T., DYNOWSKA E., WIELGUS M., BAR J., WOJTOWICZ T., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Nanocoral ZnO Films Fabricated on Flexible Poly(vinyl Chloride) Using a Carrier Substrate. *Thin Solid Films* 2014 vol. **550** s. 145–148.

[P11] BORYSIEWICZ M., WZOREK M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., DYNOWSKA E., WOJCIECHOWSKI T., JAKIEŁA R., WOJTOWICZ T., STRUK P., PUSTELNY T.: Cienkie warstwy ZnO wytwarzane techniką magnetronowego rozpylania katodowego: mikrostruktura i funkcjonalność. *Elektronika* 2014 vol. **LV** nr 9 s. 16–19.

[P12] BORYSIEWICZ M., WZOREK M., WOJCIECHOWSKI T., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Photoluminescence of Nanocoral ZnO Films. *J. of Luminesc.* 2014v ol. **147** s. 367–371.

[P13] EKIELSKI M., JUCHNIEWICZ M., PŁUSKA M., WZOREK M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Nanometer Scale Patterning of GaN Using Nanoimprint Lithography and Inductively Coupled Plasma Etching. *Microelectron. Eng.* (złoż. do red.).

[P14] GROCHOWSKI J., HANYU Y., ABE K., KACZMARSKI J., DYCZEWSKI J., HIRAMATSU H., KUMOMI H., HOSONO H., KAMIYA T.: Origin of Lower Film Density and Larger Defect Density in Amorphous In-Ga-Zn-O Deposited at High Total Pressure. *J. of Display Technol.* (złoż. do red.).

[P15] GROCHOWSKI J., KACZMARSKI J., TAUBE A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Symulacje cienko- warstwowych tranzystorów polowych z kanałem z amorficznego In-Ga-Zn-O. *Elektronika* 2014 vol. **LV** nr 9 s. 20–24.

[P16] GROCHOWSKI J., KACZMARSKI J., TAUBE A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Symulacje cienko- warstwowych tranzystorów polowych z kanałem z amorficznego In-Ga-Zn-O. Mat. konf. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014, s. 309–314.

[P17] GROCHOWSKI J., KAMIŃSKA E., KACZMARSKI J., PIOTROWSKA A.: Przezroczysty amorficzny pół- przewodnik tlenkowy Zn-Ir-Si-O. *Elektronika* 2014 vol. **LV** nr 9 s. 30–33.

[P18] GROCHOWSKI J., KAMIŃSKA E., KACZMARSKI J., PIOTROWSKA A.: Przezroczysty amorficzny półprzewodnik tlenkowy Zn-Ir-Si-O. Mat. konf. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014, s. 285–290.

[P19] GUTOWSKI P., SANKOWSKA I., KUBACKA-TRACZYK J., GOŁASZEWSKA-MALEC K., GRZONKA J., BUGAJSKI M.: Epitaksja struktur laserów kaskadowych. *Elektronika* 2014 vol. **LV** nr 11 s. 31–33.

[P20] JANIAK F., DYKSIK M., MOTYKA M., RYCZKO K., MISIEWICZ J., KOSIEL K., BUGAJSKI M.: Advanced Optical Characterization of AlGaAs/GaAs Superlattices for Active Regions in Quantum Cascade Lasers. *Optic. a. Quant. Electron.* 2014 (złoż. do red.).

[P21] KACZMARSKI J., GROCHOWSKI J., KAMIŃSKA E., TAUBE A., DYCZEWSKI J., JUNG W., DYNOWSKA E., PIOTROWSKA A.: Transparent Amorphous Ru-Si-O Schottky Contacts to In-Ga-Zn-O. *J. of Display Technol.* (złoż. do red.).

[P22] KACZMARSKI J., GROCHOWSKI J., KAMIŃSKA E., TAUBE A., JUNG W., PIOTROWSKA A.: In-Ga-ZnO MESFET with Transparent Amorphous Ru-Si-O Schottky Barrier. *Phys. Stat. Sol. - Rapid Res. Lett.* 2014vol. **8** nr 7 s. 625–628.

[P23] KACZMARSKI J., GROCHOWSKI J., KAMIŃSKA E., TAUBE A., KOZUBAL M., JUNG W., PIOTROWSKA A., DYNOWSKA E.: Diody Schottky ego i tranzystory MESFET na bazie In-Ga-Zn-O z przezroczystą bramką Ru-Si-O. *Elektronika* 2014 vol. **LV** nr 9 s. 24–26.

[P24] KACZMARSKI J., GROCHOWSKI J., KAMIŃSKA E., TAUBE A., KOZUBAL M., JUNG W., PIOTROWSKA A., DYNOWSKA E.: Diody Schottky'ego i tranzystory MESFET na bazie In-Ga-Zn-O z przezroczystą bramką Ru-Si-O. Mat. konf. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014, s. 274–279.

[P25] KANDYLA M., CHATZIMANOLIS CH., GUZIEWICZ M., KOMPITSAS M.: Nanocomposite NiO:Pd Hydrogen Sensors with sub-ppm Detection Limit and Low Operating Temperature. *Mater. Lett.* 2014 vol. **119** s. 51–55.

[P26] KARBOWNIK P., TRAJNEROWICZ A., SZERLING A., WÓJCIK-JEDLIŃSKA A., WASIAK M., PRUSZYŃSKA-KARBOWNIK E., KOSIEL K., GRONOWSKA I., SARZAŁA R. P., BUGAJSKI M.: Direct Au-Au Bonding Technology for High Performance GaAs/AlGaAs Quantum Cascade Lasers. *Optic. a. Quant. Electron.* (złoż. do red.).

[P27] KISIEL R., GUZIEWICZ M., MYŚLIWIEC M., KWIETNIEWSKI N.: Materials and Technological Aspects of High-Temperature SiC Package Reliability. Proc. of the 38th Int. Conf. of IMAPS-CPMT Poland, Rzeszów-Czarna,, 21-24.09.2014, s. 1–4.

[P28] KRÓL K., SOCHACKI M., STRUPIŃSKI W., TUREK M., ŻUK J., PRZEWŁOCKI H. M., TAUBE A., SZMIDT J.: Characterization of Slow States Using Modified Capacitance Technique in Thermal Oxides Fabricated on Nitrogen Implanted 4H-SiC(0001). MicroTherm 2013 - Microtechnology and Thermal Problems in Electronics, w serii *J. of Phys.: Conf. Ser.* 2014 t. **494**, s. 50.

[P29] MUSZALSKI J., BRODA A., TRAJNEROWICZ A., WÓJCIK-JEDLIŃSKA A., SARZAŁA R.P., WASIAK M., GUTOWSKI P., SANKOWSKA I., KUBACKA-TRACZYK J., GOŁASZEWSKA-MALEC K.: Switchable Double Wavelength Generating Vertical External Cavity Surface-Emitting Laser. *Optics Express* vol. **22** nr 6 s. 6447–6452.

[P30] PŁUSKA M., CZERWIŃSKI A., WZOREK M., JUCHNIEWICZ M., KĄTCKI J.: Identification and Reduction of Acoustic-Noise Influence on Focused Ion Beam (FIB). *Nucl. Instr.& Methods in Phys. Res. B* (złoż. do red.).

[P31] PRZYWÓSKA S., GUZIEWICZ M., JUCHNIEWICZ M., KRUSZKA R., PISKORSKA-HOMMEL E., DOMAGAŁA J., MARIN A., OSICEANU P., KLIMOV A., BAR J., SŁYSZ W.: Composition Analysis of Epitaxial NbTiN Films for Superconductor Photon Detectors. Proc. of the 38th Int. Conf. of IMAPS-CPMT Poland. Rzeszów-Czarna, 21–24.09.2014, s. 1–4.

[P32] STRUK P., PUSTELNY T., GOŁASZEWSKA-MALEC K., BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., WOJCIECHOWSKI T., PIOTROWSKA A.: ZnO - Wide Bandgap Semiconductor and Possibilities of Its Application in Optical Waveguide Structures. *Metrol. a. Measur. Syst.* 2014 vol. **XXI** nr 3 s. 401–412.

[P33] SZERLING A., KOSIEL K., SZYMAŃSKI M., WASILEWSKI Z., GOŁASZEWSKA-MALEC K., ŁASZCZ A., PŁUSKA M., TRAJNEROWICZ A., SAKOWICZ M., WALCZAKOWSKI M., PAŁKA N., JAKIEŁA R., PIOTROWSKA A.: Processing of AlGaAs/GaAs QC Structures for Terahertz Laser. Terahertz Emitters, Receiver and Applications V, w serii *Proc. of SPIE* 2014 t. **9199** s. 91990.

[P34] SZYMAŃSKI M., SZERLING A., KOSIEL K.: Theoretical Investigation of Metal-Metal Waveguides for Terahertz Quantum-Cascade Lasers. *Optic. a. Quant. Electron.* 2014 (złoż. do red.).

[P35] TAUBE A., GUTT T., GIERAŁTOWSKA S., ŁASZCZ A., WZOREK M., SOCHACKI M., KRÓL K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Effect of SiO_2 and Al_2O_3 Buffer Layer on the Properties of HfO_2 Gate Dielectric Stacks on 4H-SiC. MicroTherm 2013 - Microtechnology and Thermal Problems in Electronics, w serii: *J. of Phys.: Conf. Ser.* 2014 t. **494**, s. 44.

[P36] TAUBE A., GUZIEWICZ M., KOSIEL K., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KRÓL K., KRUSZKA R., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Charakterystyka struktur MOS $AlsO_3$ i Al_2O_3/SiO_2 na podłożach 4H-SiC. Mat. konf. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014, s. 86–91.

[P37] TAUBE A., GUZIEWICZ M., KOSIEL K., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KRÓL K., KRUSZKA R., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Characterization of Al_2O_3/4H-SiC and Al_2O_3/SiO_2/4H-SiC MOS Structures. *Bull. of the Polish Acad. of Sci.: Techn. Sci.* (złoż. do red.).

[P38] TAUBE A., KAMIŃSKA E., KOZUBAL M., KACZMARSKI J., WOJTASIAK W., JASIŃSKI J., BORYSIEWICZ M., EKIELSKI M., JUCHNIEWICZ M., GROCHOWSKI J., MYŚLIWIEC M., DYNOWSKA E., BARCZ A., PRYSTAWKO P., ZAJĄC M., KUCHARSKI R., PIOTROWSKA A.: Ion Implantation for Isolation of AlGaN/GaN HEMTs Using C or Al. *Phys. Stat. Sol. A* (złoż. do red.).

[P39] TAUBE A., KOZUBAL M., KACZMARSKI J., JUCHNIEWICZ M., BARCZ A., DYCZEWSKI J., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E., BORYSIEWICZ M., PRYSTAWKO P., JASIŃSKI J., BOROWICZ P., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: High Resistivity Isolation for AlGaN/GaN HEMT Using Al Double-Implantation. Compound Semiconductor Materials a. Devices. Symp. T. 2013 MRS Fall Meet., w serii: *Mat. Res. Soc. Symp. Proc*. 2014 t. **1635** s. 14-1635-t6.

[P40] TAUBE A., SOCHACKI M., SZMIDT J., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Modelling and Simulation of Normally-Off AlGaN/GaN MOS-HEMTs. *Int. J. of Electron. a. Telecommun.* 2014 vol. **60** nr 3 s. 253–258.

[P41] TAUBE A., SOCHACKI M., SZMIDT J., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Modelowanie normalnie wyłączonych tranzystorów MOS-HEMT AlGaN/GaN. Mat. konf. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014, s. 80–85.

[P42] URBAŃCZYK D., WÓJCIK-JEDLIŃSKA A., KOSIEL K., BUGAJSKI M.: Fotoluminescencyjne badania wpływu temperatury na własności emisyjne periodycznych nanostruktur fotonicznych. *Elektronika* 2014 vol. **LV** nr 11 s. 57–59.

[P43] WZOREK M., CZERWIŃSKI A., RATAJCZAK J., BORYSIEWICZ M., KUCHUK A., PIOTROWSKA A., KĄTCKI J.: Microstructure Characterization of Si/Ni Contact Layers on n-Type 4H-SiC by TEM and XEDS. Silicon Carbide and Related Materials 2013, w serii *Mat. Sci. Forum* 2014 t. **697-699**, s. 697–701.

Prezentacje'2014

[K1] BARCZ A., JAKIEŁA R., CELLER G. K., KOZUBAL M.: Incorporation of Oxygen in SiC Implanted with Hydrogen. Ion Beam Modification of Materials 2014. Leuven, Belgia, 14–19.09.2014 (kom.).

[K2] BARCZ A., PĄGOWSKA K., GUZIEWICZ E., BORYSIEWICZ M., KOZUBAL M., DYCZEWSKI J., JAKIEŁA R., RATAJCZAK J., SNIGURENKO D., DYNOWSKA E.: Response of GaN/ZnO Heterostructure to Ion Irradiation. Xth Int. Conf. Ion Implantation a. Other Applications of Ions a. Electrons. Kazimierz Dolny, 23–26.06.2014 (plakat).

[K3] BORYSIEWICZ M., DYNOWSKA E., WOJCIECHOWSKI T., WZOREK M., JAKIEŁA R., GOŁASZEWSKA-MALEC K., STRUK P., PUSTELNY T., WOJTOWICZ T., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Cienkie warstwy ZnO wytwarzane techniką magnetronowego rozpylania katodowego: mikrostruktura i funkcjonalność. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014 2014 (ref. zapr.).

[K4] BRODA A., MUSZALSKI J., TRAJNEROWICZ A., WÓJCIK-JEDLIŃSKA A., GUTOWSKI P., SANKOWSKA I., KUBACKA-TRACZYK J., JASIK A., GOŁASZEWSKA-MALEC K.: Investigation on Wavelength Switching in VECSEL with Two-Mode Microcavity. The Int. Conf. on Semiconductor Mid-IR Materials a. Optics. Marburg, Niemcy, 26.02–1.03.2014 (ref.).

[K5] DYKSIK M., MOTYKA M., JANIAK F., RYCZKO K., MISIEWICZ J., KOSIEL K., BUGAJSKI M.: Optical Properties of AlGaAs/GaAs Superlattices for Quantum Cascade Lasers for Midi Infrared and

Terahertz Range. Int. Quantum Cascade Lasers School a. Workshop. Policoro, Włochy, 7–12.09.2014 (plakat).

[K6] GEBSKI M., KUZIOR O., DEMS M., WASIAK M., SZERLING A., WÓJCIK-JEDLIŃSKA A., PAŁKA N., ZHANG D. H., CZYSZANOWSKI T.: High-Contrast Grating Vertical Cavity Surface-Emitting Lasers. XII Int. Conf. on Nanostructured Materials. Moskwa, Rosja, 13–18.07.2014 (ref. zapr.).

[K7] GROCHOWSKI J., HANYU Y., ABE K., KACZMARSKI J., DYCZEWSKI J., HIRAMATSU H., KUMOMI H., HOSONO H., KAMIYA T.: Effect of Total Pressure on Density, Defect Structure and Thin-Film Transistor Characteristics of Amorphous In-Ga-Zn-O Fabricated by Sputtering. 10th Int. Thin-Film Transistor Conf. Delft, Belgia, 23–24.01.2014 (plakat).

[K8] GROCHOWSKI J., KACZMARSKI J., KAMIŃSKA E., BORYSIEWICZ M., PĄGOWSKA K., PIOTROWSKA A.: Transport Properties and Trap States Density in Sputter-Deposited Amorphous In-Ga-Zn-O. 43th "Jaszowiec" Int. School and Conf. on the Physics of Semiconductors. Jaszowiec, 7–12.06.2014 (plakat).

[K9] GROCHOWSKI J., KACZMARSKI J., TAUBE A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Symulacje cienkowarstwowych tranzystorów polowych z kanałem z amorficznego In-Ga-Zn-O. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014 (plakat)

[K10] GROCHOWSKI J., KAMIŃSKA E., KACZMARSKI J., PIOTROWSKA A.: Przezroczysty amorficzny półprzewodnik tlenkowy Zn-Ir-Si-O. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014 (ref.).

[K11] GUTOWSKI P., PIERŚCIŃSKI K., TRAJNEROWICZ A., KARBOWNIK P., SANKOWSKA I., KUBACKA-TRACZYK J., GOŁASZEWSKA-MALEC K., PIERŚCIŃSKA D., BUGAJSKI M.: Mid-Infrared AlInAs/InGaAs/InP (λ = 9.5 mm) QCLs Grown by MBE: Technology and Device Characterization 20 Years of Quantum Cascade Laser Anniversary Workshop. Zurych, Szwajcaria, 17–18.01.2014 (plakat).

[K12] GUTOWSKI P., SANKOWSKA I., KUBACKA-TRACZYK J., GOŁASZEWSKA-MALEC K., BUGAJSKI M., GRZONKA J.: Epitaksja struktur laserów kaskadowych. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014 (kom.).

[K13] GUZIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KRUSZKA R., WZOREK M., MYŚLIWIEC M., JASTRZĘBSKI C., DOMAGAŁA J., PIOTROWSKA A.: Effect of Thermal Formation of Ohmic Contact on Strain in AlGaN/GaN Structure. 38th Int. Conf. of IMAPS-CPMT Poland. Rzeszów-Czarna, 21–24.09.2014 (plakat).

[K14] GUZIEWICZ E., KRAJEWSKI T., SCHIFANO R., SNIGURENKO D., DOMAGAŁA J., GUZIEWICZ M., JUNG W., KRUSZKA R.: Diode Junctions Based on n-Type ZnO Grown by Atomic Layer Deposition. 38th Int. Conf. of IMAPS-CPMT Poland. Rzeszów-Czarna, 21-24.09.2014 (plakat).

[K15] KACZMARSKI J., GROCHOWSKI J., KAMIŃSKA E., TAUBE A., KOZUBAL M., DYNOWSKA E., PIOTROWSKA A.: Amorphous Transparent Schottky Contacts to In-Ga-Zn-O. 10th Int. Thin-Film Transistor Conf. Delft, Belgia, 23–24.01.2014 (plakat).

[K16] KACZMARSKI J., GROCHOWSKI J., KAMIŃSKA E., TAUBE A., KOZUBAL M., JUNG W., PIOTROWSKA A., DYNOWSKA E.: Diody Schottky'ego i tranzystory MESFET na bazie In-Ga-Zn-O z przezroczystą bramką Ru-Si-O. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014 (ref.).

[K17] KACZMARSKI J., GROCHOWSKI J., TAUBE A., KOZUBAL M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Processing heterostruktury HEMT na bazie ZnO. Przezroczysty tranzystor TFT na elastycznym podłożu. VI Konf. „Kwantowe nanostruktury półprzewodnikowe do zastosowań w biologii i medycynie". Warszawa, 7–8.05.2014 (ref.).

[K18] KISIEL R., GUZIEWICZ M., MYŚLIWIEC M., KWIETNIEWSKI N.: Materials and Technological Aspects of High-Temperature SiC Package Reliability. 38th Int. Conf. of IMAPS-CPMT Poland. Rzeszów-Czarna, 21–24.09.2014 (ref.).

[K19] KOSIEL K.: Selected Issues of Technology of IR Semiconductor Lasers. The Int. School of Nanophotonics and Photovoltaics. Tbilisi, Gruzja, 28.08–3.09.2014 (ref. zapr.).

[K20] PŁUSKA M., CZERWIŃSKI A., WZOREK M., JUCHNIEWICZ M., KĄTCKI J.: Identification and Reduction of Acoustic-Noise Influence on Focused Ion Beam (FIB). 14th Int. Conf. on Nuclear Microprobe Technology and Applications. Padwa, Włochy, 6–11.07.2014 (plakat).

[K] PROKARYN P., KŁOS H., JANUS P., DOBROWOLSKI R., EKWIŃSKA M., SZERLING A., KOSIEL K., GRABIEC P.: High Accuracy Chip-to-Chip Bonding Using Wafer Bonder. 4th Nat. Conf. on Nano- a. Micromechanics. Wrocław, 8–10.07.2014 (plakat).

[K21] PRZYWÓSKA S., GUZIEWICZ M., JUCHNIEWICZ M., KRUSZKA R., PISKORSKA-HOMMEL E., DOMAGAŁA J., MARIN A., OSICEANU P., KLIMOV A., BAR J., SŁYSZ W.: Composition Analysis of Epitaxial NbTiN Films for Superconductor Photon Detectors. 38th Int. Conf. of IMAPS-CPMT Poland. Rzeszów-Czarna, 21–24.09.2014 (plakat).

[K22] SŁYSZ W., GUZIEWICZ M., KLIMOV A., PUZNIAK P., JUCHNIEWICZ M., BORYSIEWICZ M., KRUSZKA R., WĘGRZECKI M., BAR J., ŁASZCZ A., CZERWIŃSKI A., SOBOLEWSKI R.: Proximitized NbN/NiCu and NbTiN/NiCu Superconductor/Ferromagnet Nano-Bilayers for Single Photon Detection. Xth Int. Conf. Ion Implantation a. Other Applications of Ions a. Electrons. Kazimierz Dolny, 23–26.06.2014 (plakat).

[K23] SZERLING A., KOSIEL K., SZYMAŃSKI M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., BORYSIEWICZ M., PROKARYN P., ŁASZCZ A., PŁUSKA M., PĄGOWSKA K., KRUSZKA R., WALCZAKOWSKI M., PAŁKA N., WASILEWSKI Z., JAKIEŁA R., PIOTROWSKA A.: Ultrathin Metallic Layers for THz-QCLs Technology. Science and Applications of Thin Films. Conf. a. Exh. Cesme, Turcja, 15–19.09.2014 (ref.).

[K24] SZERLING A., KOSIEL K., SZYMAŃSKI M., WASILEWSKI Z., TRAJNEROWICZ A., GOŁASZEWSKA-MALEC K., ŁASZCZ A., PŁUSKA M., WÓJCIK-JEDLIŃSKA A., URBAŃCZYK D., WALCZAKOWSKI M., PAŁKA N.: Falowody metaliczne dla struktur laserowych AlGaAs/GaAs emitujących promieniowanie terahercowe. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014 (plakat).

[K25] SZERLING A., KOSIEL K., SZYMAŃSKI M., WASILEWSKI Z., TRAJNEROWICZ A., GOŁASZEWSKA-MALEC K., SAKOWICZ M., ŁASZCZ A., PŁUSKA M., WALCZAKOWSKI M., PAŁKA N., PIOTROWSKA A.: Processing of AlGaAs/GaAs QC Structures for Terahertz Laser. SPIE Optics + Photonics 2014. Terahertz Emitters, Receivers, and Applications V. San Diego, USA, 17–21.08.2014 (ref. zapr.).

[K26] TAUBE A., GUZIEWICZ M., KOSIEL K., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KRÓL K., KRUSZKA R., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Charakterystyka struktur MOS $AlsO_3$ i Al_2O_3/SiO_2 na podłożach 4H-SiC. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014 (plakat).

[K27] TAUBE A., KOZUBAL M., KACZMARSKI J., BARCZ A., DYCZEWSKI J., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E., JASIŃSKI J., BORYSIEWICZ M., PRYSTAWKO P., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Characterization of Ion Implanted AlGaN/GaN Epilayers for Planar Isolation of High Electron Mobility Transistors. 43th "Jaszowiec" Int. School and Conf. on the Physics of Semiconductors. Jaszowiec, 7–12.06.2014 (plakat).

[K28] TAUBE A., KOZUBAL M., KACZMARSKI J., DYNOWSKA E., WOJTASIAK W., JASIŃSKI J., BORYSIEWICZ M., EKIELSKI M., JUCHNIEWICZ M., GROCHOWSKI J., MYŚLIWIEC M., BARCZ A., PRYSTAWKO P., KUCHARSKI R., ZAJĄC M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Ion Implantation for Isolation of AlGaN/GaN HEMTs Using C or Al. The Int. Workshop on Nitride Semiconductors. Wrocław, 24–29.08.2014 (plakat).

[K29] TAUBE A., SOCHACKI M., GROCHOWSKI J., SZMIDT J., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Simulations of the Effect of Interface Traps Distribution on the Electrical Parameters of Normally-Off AlGaN/GaN MOS-HEMTs. The Int. Workshop on Nitride Semiconductors. Wrocław, 24–29.08.2014 (plakat).

[K30] TAUBE A., SOCHACKI M., SZMIDT J., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Modelowanie normalnie wyłączonych tranzystorów MOS-HEMT AlGaN/GaN. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014 (plakat).

[K31] TRAJNEROWICZ A., KARBOWNIK P., MACIEJEWSKA E., SZERLING A., HEJDUK K., URBAŃCZYK D., SAKOWICZ M., WZOREK M.: Technologia wytwarzania laserów kaskadowych bazujących na InP. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014 (ref.).

[K32] URBAŃCZYK D., WÓJCIK-JEDLIŃSKA A., SZYMAŃSKI M., KOSIEL K., BUGAJSKI M., WASIAK M.: Spektroskopowe badania transportu ciepła w półprzewodnikowych nanostrukturach periodycznych. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014 (plakat).

[K33] URBAŃCZYK D., WÓJCIK-JEDLIŃSKA A., SZYMAŃSKI M., KOSIEL K., WASIAK M., BUGAJSKI M.: Investigation of Heat Transport in Periodic Photonic Nanostructures by Means of Spatially-Resolved Photoluminescence Measurements. Int. Quantum Cascade Lasers School a. Workshop. Policoro, Włochy, 7–12.09.2014 (plakat).

[K34] WÓJCIK-JEDLIŃSKA A., URBAŃCZYK D., SZYMAŃSKI M., BUGAJSKI M., KARBOWNIK P., SZERLING A., KOSIEL K., WASIAK M.: Zastosowanie spektroskopii fotoluminescencyjnej w optymalizacji procesu wytwarzania laserów kaskadowych. XIII Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 9–13.06.2014 (plakat).

[K35] WÓJCIK-JEDLIŃSKA A., URBAŃCZYK D., WASIAK M., KARBOWNIK P., SZERLING A., KOSIEL K., BUGAJSKI M.: Examination of Quantum Cascade Laser Performance by u-Probe Photoluminescence Measurements. Int. Quantum Cascade Lasers School a. Workshop. Policoro, Włochy, 7–12.09.2014 (plakat).

Patenty'2014

[PA1] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E.: Sposób domieszkowania na typ n nanostrukturalnej warstwy półprzewodnikowej ZnO. Zgł. pat. nr P408127 z dn. 6.05.2014.

[PA2] KACZMARSKI J., GROCHOWSKI J., KAMIŃSKA E.: Sposób wytwarzania przezroczystego tranzystora MESFET. Zgł. pat. nr P.408718 z dn. 30.06.2014.

[PA3] KACZMARSKI J., GROCHOWSKI J.: Sposób wytwarzania przezroczystej amorficznej warstwy półprzewodnika tlenkowego indowo-galowo-cynkowego (IGZO) o rozwiniętej powierzchni. Zgł. pat. nr P.409748 z dn. 9.10.2014.

[PA4] JUNG W.: Kontakt elektryczny do badania materiałów osadzonych na podłożu izolacyjnym. Zgł. pat. nr P.410263 z dn. 27.11.2014.