



ZAKŁAD TECHNOLOGII STRUKTUR PÓŁPRZEWODNIKOWYCH DLA FOTONIKI

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

Zespół: dr hab. inż. Jerzy Ciosek, e-mail: jciosek@ite.waw.pl
mgr Krystyna Gołaszewska, e-mail: krystyg@ite.waw.pl
dr inż. Eliana Kamińska, e-mail: eliana@ite.waw.pl
mgr Andrian Kuchuk,
mgr inż. Renata Kruszka, e-mail: kruszka@ite.waw.pl
mgr Ewa Papis-Polakowska, e-mail: papis@ite.waw.pl
dr inż. Tadeusz T. Piotrowski, e-mail: tpiotr@ite.waw.pl
dr inż. Maciej Piskorski, e-mail: piskorsk@ite.waw.pl
mgr inż. Lidia Ilka, mgr inż. Ireneusz Wójcik
inż. Radosław Łukasiewicz, inż. Michał Wiatroszak

1. Wprowadzenie

W 2003 r. Zakład Technologii Struktur Półprzewodnikowych dla Fotoniki realizował następujące projekty badawcze:

- “Opracowanie procesów wytwarzania cienkich warstw tlenków i azotków przewodzących dla potrzeb półprzewodnikowych przyrządów fotonowych, etap II”, (projekt statutowy nr 1.03.035, termin realizacji 31.12.2004);
- “Tworzenie stabilnych termicznie kontaktów omowych do przyrządów półprzewodnikowych dużej mocy/wysokiej temperatury” (grant KBN nr 7 T11B 009 20, termin realizacji 31.12.2003);
- “Procesy obróbki powierzchni struktur półprzewodnikowych na bazie GaSb i ich zastosowanie w technologii źródeł i detektorów podczerwieni” (grant promotorski KBN nr 4 T1B 039 22, termin realizacji 15.05.2004);
- “Źródła promieniowania bursztynowego/zielonego spełniające wymagania zastosowań wysokotemperaturowych – AGETHA” (projekt EC nr IST-1999-10292, termin realizacji 28.02.2003);
- “Systemy obrazowania o częstotliwościach terahercowych dla zastosowań biomedycznych i innych – TERA VISION” (projekt EC nr IST-1999-10154, termin realizacji 28.02.2003);
- “Tlenki magnetyczne nowej generacji dla inżynierii materiałowej – AMORE” (projekt EC nr G5D-CT-2000-00138, termin realizacji 31.07.2003),

- “Wytwarzanie i optymalizacja kontaktu omowego typu p do GaN – DENIS” (projekt EC nr G5RD-CT-2001-00566, termin realizacji 31.03.2005);
- “Nanostrukturalne czujniki fotonowe – NANOPHOS” (projekt EC nr IST-2001-39112, termin realizacji 31.03.2005).

Zakład świadczył również usługi badawcze na zamówienie odbiorców zewnętrznych, m. in. w zakresie opracowania procesu nakładania masek przewodzących na płytki GaAs stosowane do lateralnego wzrostu warstw epitaksjalnych metodą LPE.

Osobną grupę działalności stanowiły prace recenzenckie na rzecz Komisji Europejskiej związane z oceną projektów badawczych zgłaszanych w ramach programów “User-Friendly Information Society” oraz “Growth”.

2. Działalność naukowo-badawcza

2.1. Procesy wytwarzania i własności przezroczystych tlenków przewodzących

2.1.1. Technologia i własności cienkich warstw ZnO

Tlenek cynku (ZnO) dzięki szczególnej kombinacji właściwości elektrycznych, optycznych, akustycznych i chemicznych jest materiałem wielofunkcyjnym stosowanym do wytwarzania czujników gazowych, warystorów, płaskoekranowych wyświetlaczy, przyrządów wykorzystujących akustyczne fale powierzchniowe, przezroczystych elektrod w elementach fotowoltaicznych, a także katalizatorów. ZnO jest związkiem półprzewodnikowym II-VI o strukturze heksagonalnej wurcytu, charakteryzującym się prostą przerwą zabronioną o szerokości 3,3 eV w temperaturze pokojowej. Niedomieszkowany ZnO wykazuje samoistne przewodnictwo typu n, a domieszkowanie pozwala osiągnąć bardzo wysoką koncentrację elektronów $\sim 10^{21} \text{ cm}^{-3}$. Podobnie jak w przypadku innych szerokoprzerwowych półprzewodników II-VI, wytworzenie ZnO typu p sprawia ogromne trudności. Jest to spowodowane samokompensacją płytkich akceptorów przez różne samoistne defekty donorowe, jak luki tlenowe V_o lub międzywęzłowy cynk Zn_i . Dodatkowym problemem jest wodór, stosowany powszechnie w technologii wzrostu kryształów ZnO, który wbudowując się w pozycje międzywęzłowe tworzy płytki poziom donorowy “zabijający” dziury.

Szybki rozwój optoelektroniki na bazie GaN spowodował intensyfikację prac nad krystalizacją i domieszkowaniem ZnO, materiału o podobnej szerokości przerwy zabronionej i bardzo zbliżonej strukturze krystalicznej. W kontekście zastosowań optoelektronicznych zasadniczą zaletą ZnO jest nieomal trzykrotnie wyższa energia wiązania ekscytonu (60 meV) w porównaniu z GaN (26 meV), co sprawia, że ten materiał może być znacznie wydajniejszym emiterym. Ponadto, w odróżnieniu od

GaN, na rynku są już dostępne duże monokrystaliczne podłoża ZnO. Tlenek cynku poddaje się mokrej obróbce chemicznej. Jest on bardzo odporny na uszkodzenia radiacyjne, a jego koszt wytwarzania jest stosunkowo niski. Pojawiające się w ostatnim okresie doniesienia o uzyskaniu przewodnictwa dziurowego w ZnO oraz prace teoretyczne zawierające wskazówki postępowania w celu efektywnego domieszkowania ZnO akceptorami zmobilizowały do podjęcia wysiłku w celu opracowania niezawodnej procedury wytwarzania ZnO typu p, a dzięki temu przyrządów ze złączem p-n. Cienkie warstwy p-ZnO hodowano metodą epitaksji z fazy gazowej, epitaksji z wiązek molekularnych, ablacji laserowej, rozpylania katodowego i utleniania azotku cynku. Jako domieszkę akceptorową stosowano przede wszystkim azot pochodzący z różnych źródeł, jak NH_3 , NO, NH_4NO_3 , N_2 , N_2O , arsen lub fosfor. W celu zwiększenia efektywności wprowadzania akceptorów zaproponowano metodę kodomieszkowania polegającą na jednoczesnym domieszkowaniu reaktywnymi donorami takimi, jak Al, Ga lub In.

W ramach prac statutowych prowadzono badania w celu uzyskania przewodnictwa dziurowego w ZnO. W pracach nad wytwarzaniem ZnO typu p zastosowano utlenianie termiczne cienkich warstw związków na bazie Zn lub cienkich warstw metalicznego Zn. Jako domieszkę akceptorową używano azotu.

Zastosowano trzy metody wytwarzania materiałów na bazie Zn:

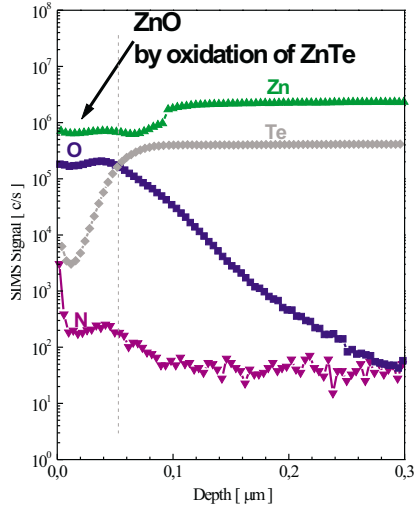
- wzrost metodą epitaksji z wiązek molekularnych (MBE) warstw ZnTe domieszkowanych azotem,
- naporowywanie próżniowe warstw Zn domieszkowanych azotem,
- osadzanie metodą rozpylania katodowego cienkich warstw Zn_3N_2 .

Warstwy ZnTe na podłożach GaAs wyhodowano metodą MBE w Laboratorium Środowiskowym Fizyki i Wzrostu Kryształów Niskowymiarowych Instytutu Fizyki PAN. Procesy utleniania prowadzono w piecu w przepływie tlenu. W celu uniknięcia sublimacji Zn warstwy metalicznego Zn utleniano w temperaturze nieprzekraczającej 320°C , a związki Zn utleniano w temperaturze do 700°C . Badania mikrostruktury i charakteryzację elektryczną warstw ZnO wykonano we współpracy z IF PAN, analizę SEM we współpracy z Zakładem Badań Materiałów i Struktur Półprzewodnikowych, pomiary transmisji z Zakładem Fizyki i Technologii Struktur Niskowymiarowych.

Do badań składu i struktury krystalicznej tlenków stosowano metody spektroskopii masowej jonów wtórnych (SIMS) oraz dyfrakcji rentgenowskiej (XRD). Koncentrację azotu określano w oparciu o wzorzec ZnO:N wykonany metodą implantacji jonów azotu. Koncentracje innych domieszek określano na podstawie badań przy użyciu rentgenowskiej mikrosondy elektronowej. Jako materiał podłożowy stosowano GaAs, GaP i InP o strukturze kubicznej, GaN oraz szafir o strukturze heksagonalnej, a także amorficzny kwarc. Morfologię powierzchni analizowano metodami SEM i AFM, a rezystywność warstw mierzono metodą sondy czterostrzowej. Pomiary efektu Halla wykonano zarówno w konfiguracji van der Pauwa, jak i Halla stosując prąd $0,1 \div 10$ mA oraz pole magnetyczne

o natężeniu 10 kG. Transmisję zmierzono metodą spektrofotometrii wykorzystując warstwy ZnO utworzone na obustronnie polerowanym podłożu kwarcowym.

Rysunek 1 przedstawia profile SIMS warstw ZnO otrzymanych w rezultacie utleniania ZnTe:N. Poziom azotu wprowadzonego do ZnO był bardzo wysoki i wynosił powyżej 10^{20} at./cm³.

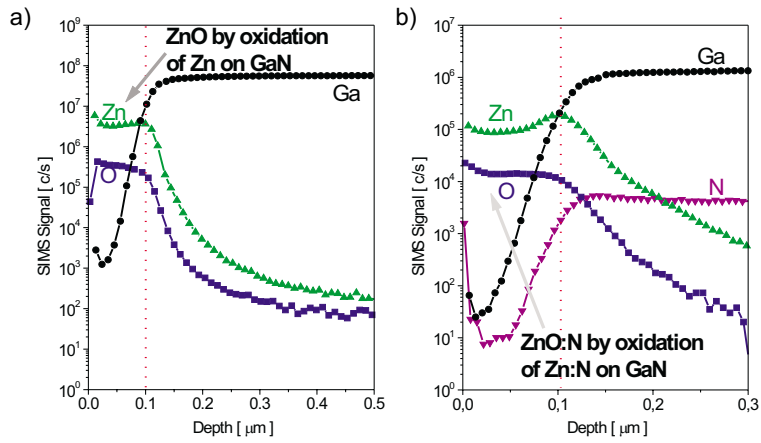


Rys. 1. Profile SIMS warstw ZnO utworzonych przez utlenianie ZnTe:N

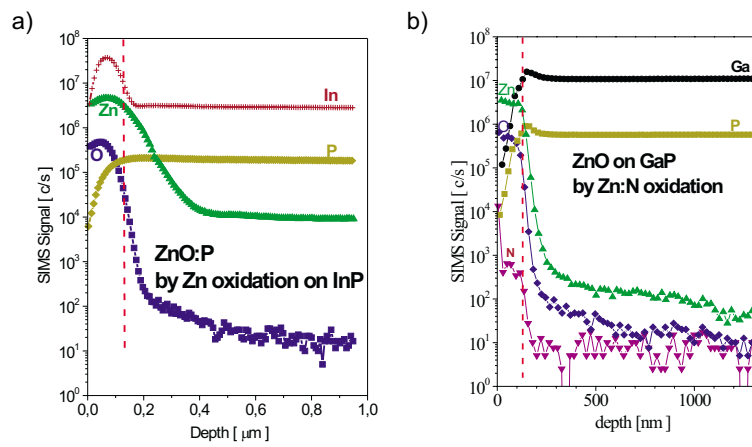
Procesy naporowania Zn prowadzono w próżni bezolejowej, przy ciśnieniu początkowym gazów reszkowych $p_0 = 10^{-6}$ Torr. W celu ułatwienia wzrostu monokrystalicznego ZnO warstwy Zn osadzano na podłożu GaN, dopasowanym sieciowo do ZnO. Domieszkowanie warstw przebiegało w ten sposób, że azot wprowadzono do zbiornika próżniowego w trakcie osadzania Zn, regulując jego ciśnienie w zakresie $p_{N_2} = 10^{-6} \div 10^{-5}$ Torr zaworem dozującym umieszczonym w klo-szu napyłarki.

Na rys. 2 przedstawiono profile składu warstw ZnO oraz ZnO:N na podłożu GaN, a na rys. 3 wyniki analizy SIMS warstw ZnO utworzonych na podłożach InP i GaP. Eksperymenty te przeprowadzono w celu sprawdzenia możliwości domieszkowania ZnO fosforem w trakcie utleniania. W przypadku InP intensywnej dyfuzji fosforu do ZnO towarzyszy formowanie się wytrąceń In. GaP, jako bardziej stabilny termicznie materiał, nie ulega dekompozycji w czasie utleniania Zn.

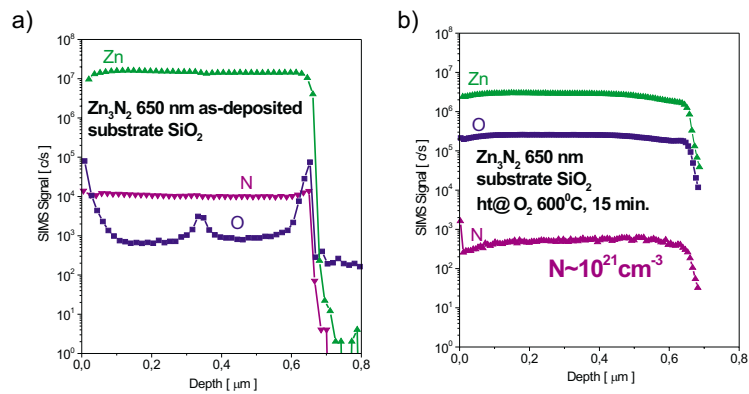
Azotek cynku (Zn_3N_2) wydaje się być szczególnie obiecującym materiałem wyjściowym do wytwarzania ZnO domieszkowanego azotem. Warstwy Zn_3N_2 grubości 100 ÷ 600 nm wytwarzano metodą reaktywnego rozpylania katodowego w plazmie Ar/N₂ z targetu Zn (99,995%). Parametry procesu osadzania zoptymalizowano pod kątem wytwarzania jednorodnych warstw Zn_3N_2 pozbawionych wytrąceń Zn. Na rys. 4 przedstawiono profile składu warstwy Zn_3N_2 po osadzeniu oraz po utlenianiu.



Rys. 2. Profile SIMS warstw ZnO (a) i ZnO:N (b) wytworzonych przez utlenianie próżniowo naporowanego Zn na GaN

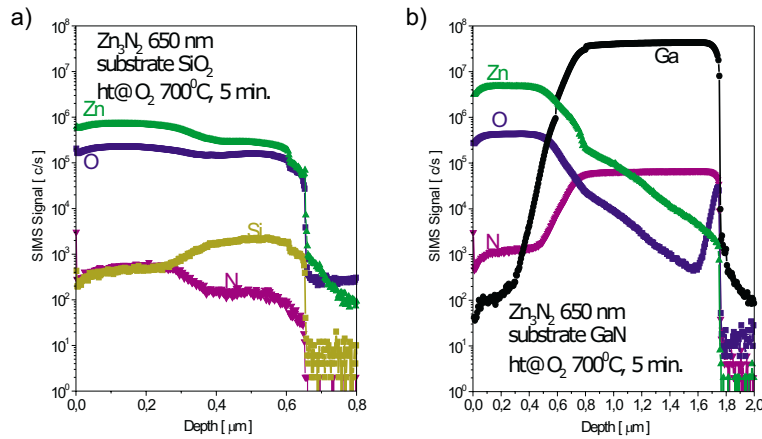


Rys. 3. Profile SIMS warstw ZnO wytworzonych przez utlenianie próżniowo naporowanego Zn na InP (a) i GaP (b)



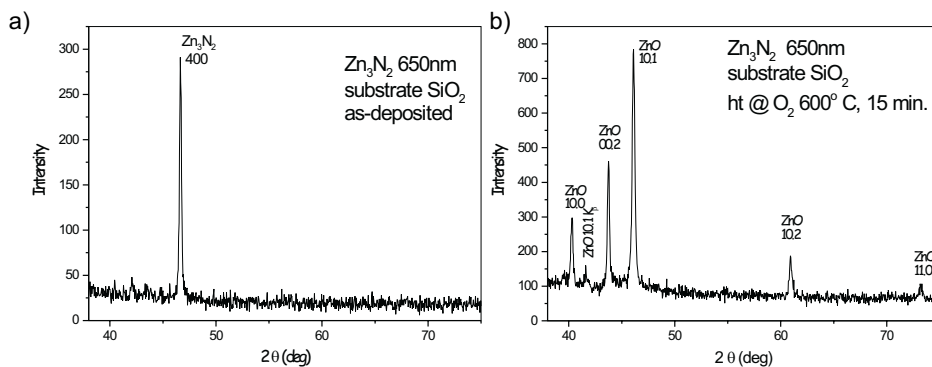
Rys. 4. Profile SIMS warstwy Zn_3N_2 (a) oraz ZnO:N (b) wytworzonej w efekcie utleniania Zn_3N_2

Za optymalną temperaturę utleniania uznano 600°C. Procesy prowadzone w temperaturach niższych były długotrwałe, a wyższe temperatury powodowały oddziaływania z materiałem podłoża i wydyfundowywanie składników podłoża do warstwy ZnO. Świadectwem tego są profile składu warstw ZnO wygrzewanych w tlenie w temperaturze 700°C przedstawione na rys. 5. W przypadku podłoża kwarcowego widać wyraźnie obecność krzemu w warstwie ZnO, a w materiale wytworzonym na podłożu GaN obserwuje się znaczącą koncentrację galu.



Rys. 5. Profile SIMS warstw ZnO wytworzonych przez utlenianie Zn₃N₂ na podłożu SiO₂ (a) oraz GaN (b). Proces utleniania prowadzono w temperaturze 700°C.

Przeprowadzono badania strukturalne warstw Zn₃N₂ oraz warstw ZnO w zależności od struktury materiału podłożowego. Rysunek 6 przedstawia dyfraktogramy rentgenowskie warstw wytworzonych na podłożach kwarcowych. Niezależnie od podłoża warstwy Zn₃N₂ charakteryzowały się zawsze dużym stopniem perfekcji krystalicznej. Warstwy ZnO na podłożach SiO₂ były polikrystaliczne, podczas gdy na dopasowanych sieciowo podłożach GaN – monokrystaliczne.



Rys. 6. Dyfraktogramy rentgenowskie warstw Zn₃N₂ (a) oraz ZnO (b) wytworzonych na podłożu SiO₂

Własności elektryczne warstw ZnO domieszkowanych azotem zostały zestawione w tab. 1–3.

Tabela 1. Własności warstw ZnO utworzonych na drodze utleniania termicznego związków na bazie Zn				
Materiał wyjściowy	Utlenianie termiczne [°C]	d_{ZnO}	Domieszki [at./cm ³]	ρ [Ω·cm]
ZnTe:N na GaAs $N_{\text{con}} \sim 3 \cdot 10^{19}$ at./cm ³ $p = 1 \cdot 10^{19}$ cm ⁻³	300 ÷ 400	10 ÷ 100 nm	$N \sim 10^{20}$	izolacyjny
Zn:N na Al ₂ O ₃	300 ÷ 340	0,4 ÷ 1 μm	$N \sim 10^{20}$	izolacyjny

Tabela 2. Własności warstw ZnO utworzonych na drodze utleniania termicznego naporowanego próżniowo Zn					
Materiał wyjściowy	Utlenianie termiczne [°C]	d_{ZnO} [nm]	Domieszki [at./cm ³]	ρ [Ω·cm]	Typ
Zn na SiO ₂	300 ÷ 340	100	niedomieszkowany	izolacyjny	–
Zn:N na GaN $\rho_{\text{Zn}} = 2 \cdot 10^{-5}$ Ω·cm	300 ÷ 340	100	$N_{\text{max}} 10^{21}$	$\geq 5 \cdot 10^{-4}$	n

Tabela 3. Własności warstw ZnO utworzonych na drodze utleniania termicznego warstw Zn₃N₂							
Materiał wyjściowy	Utlenianie term. [°C]	d_{ZnO} [nm]	Domieszki [at./cm ³]	ρ [Ω·cm]	Koncentr. nośników [cm ⁻³]	μ [cm ² /V·s]	Typ
Zn ₃ N ₂ na Al ₂ O ₃ $\rho_{\text{Zn}_3\text{N}_2} = 10^{-2}$ Ω·cm	600	320	$N_{\text{conc}} \sim 10^{21}$	1,05	$5,4 \cdot 10^{17}$	10,9	n
Zn ³ :N ₂ na Al ₂ O ₃ $\rho_{\text{Zn}_3\text{N}_2} = 10^{-2}$ Ω·cm	600	640	$N_{\text{conc}} \sim 10^{21}$	740	$7,6 \cdot 10^{13}$	111	p

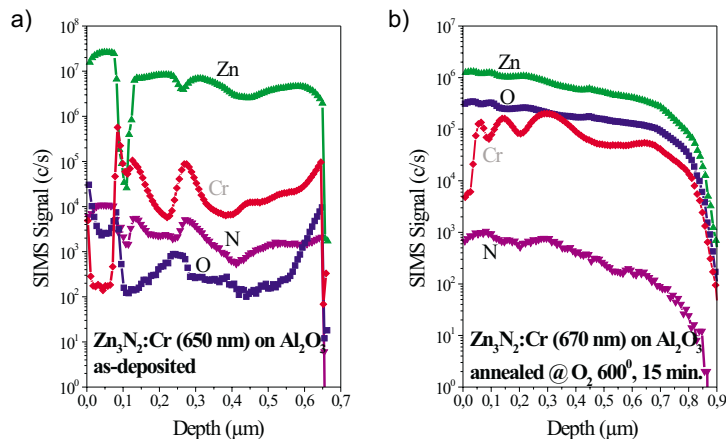
Rezystywność ZnO uzyskanego w wyniku utleniania materiałów osadzonych metodą MBE była bardzo wysoka, nawet gdy materiałem wyjściowym był silnie domieszkowany azotem ZnTe typu p o koncentracji dziur $p = 1 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, a ilość wprowadzonego azotu wynosiła $\sim 10^{20} \text{ at./cm}^3$.

Utlenianie Zn naporowanego w wysokiej próżni dawało izolacyjny ZnO, a naporowywanie w atmosferze wzbogaconej w N_2 pozwalało wytworzyć niskooporowy ZnO typu n.

Porównując własności ZnO wytworzonego z cynku osadzonego w urządzeniu MBE, gdzie źródłem plazmy azotowej jest komórka w. cz. (tab. 1), i cynku naporowanego w atmosferze N_2 (tab. 2) widzimy, że przy podobnej w obydwu przypadkach koncentracji azotu użycie plazmy azotowej pozwala na efektywniejsze domieszkowanie, choć nie udało się jeszcze uzyskać materiału typu p. Molekularny N_2 wbudowując się tworzy centra defektowe w ZnO, przez co materiał wykazuje silne przewodnictwo elektronowe.

W wyniku utleniania termicznego warstw Zn_3N_2 uzyskano warstwy ZnO typu p o koncentracji dziur $2 \div 10 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ i ruchliwości $320 \div 357 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$. Należy zaznaczyć, że tylko warstwy o grubości przekraczającej 500 nm wykazywały przewodnictwo dziurowe. Warstwy cieńsze były typu n, co wskazywałoby na istotny wpływ stanów powierzchniowych na właściwości elektryczne cienkich warstw ZnO.

Kontynuując prace nad wytwarzaniem ZnO typu p przeprowadzono badania nad kodomieszkowaniem ZnO metalami przejściowymi. Domieszki wprowadzono w postaci cienkich międzywarstw w trakcie osadzania warstw Zn_3N_2 . Zgodnie z wnioskami z prac teoretycznych, w pierwszym rzędzie przeprowadzono eksperymenty z użyciem miedzi, jednakże warstwy ZnO:N:Cu były izolacyjne. Znaczący postęp dało użycie chromu. Warstwy ZnO:N:Cr charakteryzowały się przewodnictwem dziurowym i bardzo dobrymi własnościami elektrycznymi. Rysunek 7 przedstawia profile składu wielowarstwy $\text{Zn}_3\text{N}_2/\text{Cr}$ bezpośrednio po

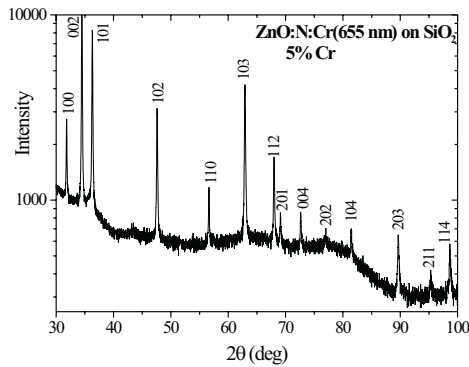


Rys. 7. Profile SIMS dla wielowarstwy $\text{Zn}_3\text{N}_2/\text{Cr}$ po osadzeniu (a) oraz dla warstwy ZnO:N:Cr typu p (b)

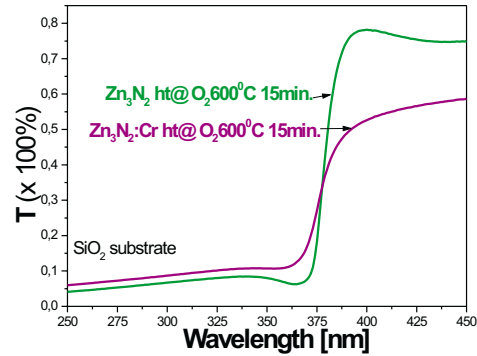
osadzeniu oraz po utlenianiu. Pomiar SIMS wykazały, że utlenione warstwy są dość równomiernie domieszkowane azotem i chromem.

W celu scharakteryzowania własności krystalicznych warstw p-ZnCrO:N przeprowadzono badania przy użyciu dyfraktometru Philips X'Pert-MPD i promieniowania Cu $K\alpha_1$ ($\lambda = 1,540562 \text{ \AA}$). Dyfraktogram przedstawiony na rys. 8 pokazuje, że mamy do czynienia z polikrystalicznym, heksagonalnym ZnO bez wytrażeń innych faz.

Szerokość przerwy zabronionej ZnO, wyznaczona z pomiarów transmisji (rys. 9), wynosi 3,27 eV dla materiału domieszkowanego azotem oraz azotem i chromem. Własności elektryczne warstw ZnO:N:Cr zestawiono w tab. 4.



Rys. 8. Dyfraktogram rentgenowski warstwy p-Zn_{0,95}Cr_{0,05}O:N na podłożu SiO₂

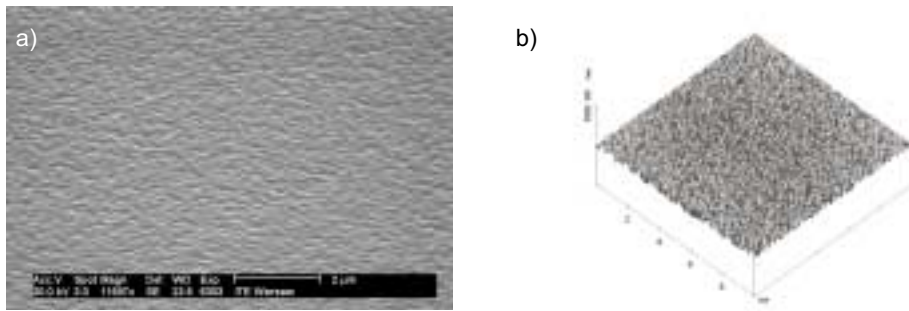


Rys. 9. Transmisja warstw ZnO domieszkowanych azotem, kodomieszkowanych manganem i chromem

Tabela 4. Własności elektryczne warstw ZnO:n:Cr wytworzonych na drodze utleniania termicznego Zn₃N₂ domieszkowanego Cr

Materiał wyjściowy	Utlenianie termiczne [°C]	d_{ZnO} [nm]	Domieszki	Koncentr. nośników [cm ⁻³]	μ [cm ² /V·s]	Typ
Zn ₃ N ₂ :Cr	600	640	N~10 ²¹ at./cm ³ Cr~1,4%	1,6·10 ¹⁵	28	p
Zn ₃ N ₂ :Cr	600	325	N~10 ²¹ at./cm ³ Cr~4%	5·10 ¹⁵	50	p
Zn ₃ N ₂ :Cr	600	670	N~10 ²¹ at./cm ³ Cr~12%	4,5·10 ¹⁷	25	p

Przewodnictwo p-ZnCrO:N rośnie ze wzrostem zawartości Cr w wyjściowym Zn₃N₂. Należy przy tym podkreślić, że obecność Cr pozwala na wytworzenie materiału typu p o grubości poniżej 400 nm.



Rys. 10. Obrazy SEM (a) i AFM (b) powierzchni warstw ZnO wytworzonych na podłożu Al_2O_3

Mikrostrukturę powierzchni warstw ZnO wytworzonych na podłożu Al_2O_3 przedstawiono na rys. 10.

2.1.2. *Technologia i własności cienkich warstw ITO*

Tlenek indowo-cynowy (ITO) jest jednym z ważniejszych materiałów w grupie przezroczystych tlenków przewodzących. O jego atrakcyjności decydują: dobre przewodnictwo elektronowe, wysoka transmisja w zakresie widzialnym i bliskiej podczerwieni, dobra adhezja do podłoża zarówno półprzewodnikowych, jak i szkieł oraz materiałów organicznych, stabilność właściwości chemicznych. Cienkie warstwy ITO znajdują zastosowanie w elementach optoelektronicznych takich, jak organiczne diody elektroluminescencyjne (OLEDs), ogniwa słoneczne, lasery jako przezroczyste kontakty omowe, a także jako warstwy czynne w optycznych czujnikach gazów.

Wysokiej jakości warstwy ITO mogą być wykonywane różnymi metodami (naparowanie próżniowe, naparowanie reaktywne, rozpylanie katodowe, nanoszenie chemiczne “sol-gel”), a magnetronowe rozpylanie katodowe stanowi wśród nich ważną technikę, której podstawowymi zaletami są: wysoka jakość otrzymywanych warstw, duża szybkość osadzania i możliwość bardzo precyzyjnej kontroli grubości warstwy.

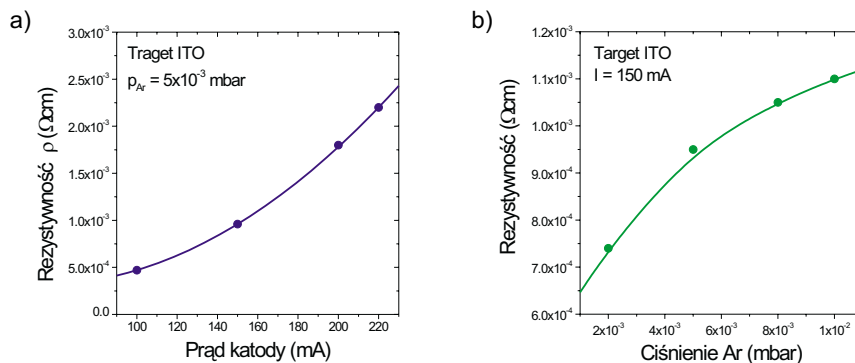
Celem pracy było określenie optymalnych warunków nakładania warstw ITO, mogących służyć jako przezroczyste kontakty omowe do optoelektronicznych przyrządów półprzewodnikowych na bazie GaAs, GaN i GaSb, oraz scharakteryzowanie otrzymanych warstw pod względem wybranych parametrów elektrycznych i optycznych.

Charakteryzacja materiałów tlenkowych obejmowała pomiary rezystancji warstw ITO (sonda czterostrzowa i metoda TLM), szybkości ich nakładania (pomiar grubości wykonywano za pomocą profilometru Tencor α -step 200), transmisji widmowej (spektrofotometr Perkin–Elmer Lambda 9 w Zakładzie Fizyki i Technologii Struktur Niskowymiarowych ITE) oraz pomiary elipsometryczne (elipsometr spektroskopowy VASE J. A. Woollam w Zakładzie Badania Struktur MOS)

pozwalające na wyznaczenie zależności widmowych współczynnika załamania i współczynnika ekstynkcji oraz grubości warstwy i jej rodzaju. Na podstawie pomiarów transmisji wyznaczano także szerokość przerwy zabronionej badanych tlenków.

Warstwy tlenku indowo-cynowego nakładano metodą magnetronowego rozpylania katodowego z targetu ITO (90% In_2O_3 :10% SnO_2) o czystości 99,99% w atmosferze argonu i temperaturze otoczenia w urządzeniu Leybold Z400.

Badano wpływ mocy źródła RF (w zakresie $100 \div 350$ W) oraz ciśnienia argonu ($p_{\text{Ar}} = 2 \cdot 10^{-3} \div 1 \cdot 10^{-2}$ mbar) na rezystywność warstwy (rys. 11). Najniższą rezystywność, $\rho \sim 5 \div 6 \cdot 10^{-4} \Omega\text{-cm}$, uzyskano dla mocy na poziomie 100 W ($I = 100$ mA, $U \sim 1$ kV). Zmiana ciśnienia argonu w granicach od $2 \cdot 10^{-3}$ mbar do $1 \cdot 10^{-2}$ mbar przy stałym prądzie katody $I = 150$ mA powoduje wzrost rezystywności warstwy od $7,4 \cdot 10^{-4}$ do $1,1 \cdot 10^{-3} \Omega\text{-cm}$.



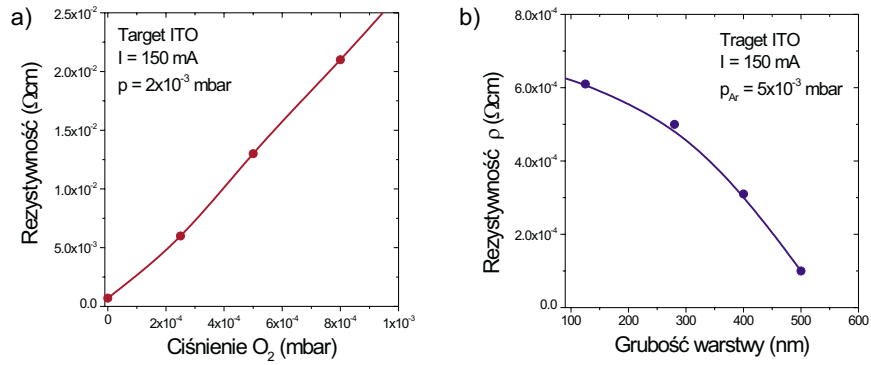
Rys. 11. Zależność rezystywności warstwy ITO od wartości prądu katody (a) i ciśnienia Ar (b)

Wprowadzenie niewielkiej domieszki tlenu do plazmy Ar^+ spowodowało wielokrotny wzrost rezystywności warstwy: z $7,4 \cdot 10^{-4} \Omega\text{-cm}$ do $5,5 \cdot 10^{-3} \Omega\text{-cm}$ dla $p_{\text{O}_2} = 2 \cdot 10^{-4}$ mbar i $2,1 \cdot 10^{-2} \Omega\text{-cm}$ dla $p_{\text{O}_2} = 8 \cdot 10^{-4}$ mbar (rys. 12a). Jak widać, w przypadku warstw otrzymywanych metodą sputteringu RF z targetu ITO obecność tlenu ma negatywny wpływ na rezystywność warstwy ITO.

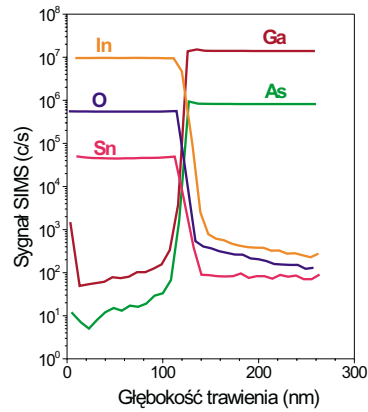
Poziom rezystywności warstwy jest również związany z jej grubością. Wpływ grubości warstwy przedstawiono na rys. 12b.

Profile SIMS warstwy otrzymanej na podłożu GaAs przy prądzie $I = 150$ mA i ciśnieniu argonu $p_{\text{Ar}} = 5 \cdot 10^{-3}$ mbar są pokazane na rys. 13, a obrazy SEM i AFM powierzchni tej warstwy na rys. 14.

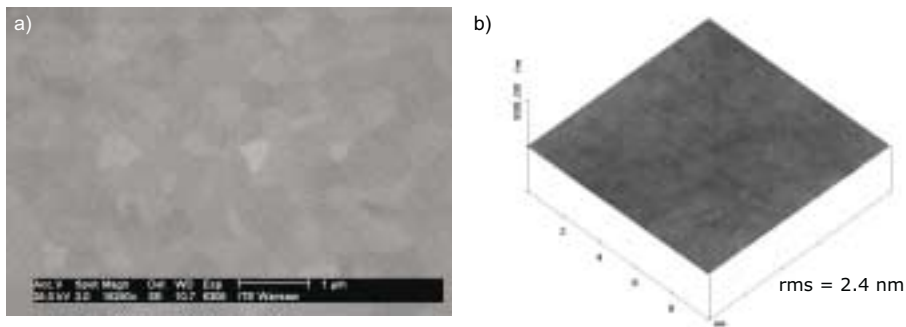
Warstwy ITO osadzone na podłożach kwarcowych zostały poddane obróbce termicznej w temperaturze 300°C w ciągu 1 godz. w atmosferze azotu. Rezystywność warstw spadła do poziomu $2 \div 3 \cdot 10^{-4} \Omega\text{-cm}$, przy czym największy spadek wartości obserwowano dla warstw osadzanych przy $P > 200$ W.



Rys. 12. Zależność rezystywności warstwy ITO od ciśnienia tlenu (a) i grubości warstwy (b)



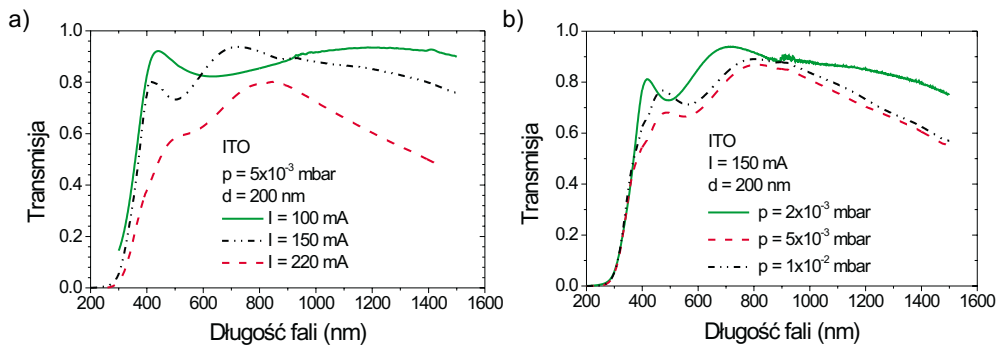
Rys. 13. Profil SIMS warstwy ITO na podłożu GaAs



Rys. 14. Obraz SEM (a) i AFM (b) powierzchni ITO na podłożu GaAs ($d = 100 \text{ nm}$, $I = 150 \text{ mA}$, $p_{\text{Ar}} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ mbar}$)

Na rys. 15 przedstawiono zależności widma transmisji warstw ITO od warunków osadzania. Zwiększenie zarówno mocy źródła RF, jak i ciśnienia Ar obniża wyraźnie poziom transmisji warstwy w całym zakresie pomiarowym.

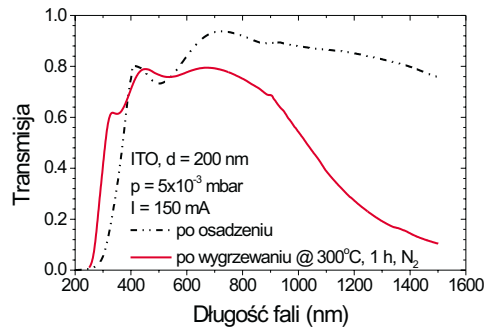
Na podstawie pomiarów transmisji wyznaczono szerokość przerwy zabronionej wytworzonego tlenku indowocynowego E_g , która wynosi 3,9 eV. Zwiększenie



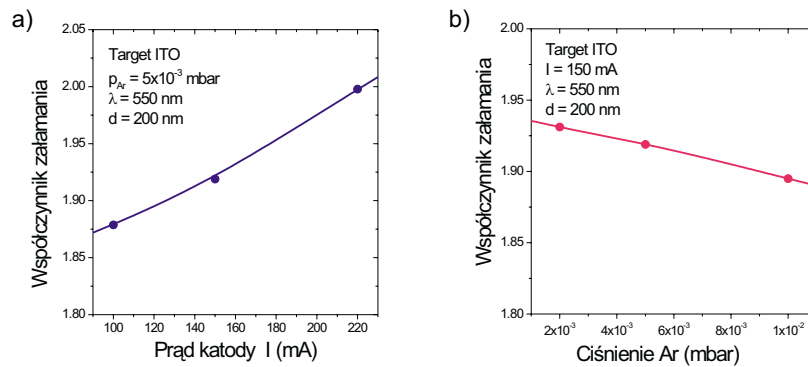
Rys. 15. Zależności widmowe transmisji warstw ITO od warunków osadzenia

mocy RF powoduje zmniejszenie szerokości przerwy energetycznej, natomiast zmiany ciśnienia Ar nie mają żadnych konsekwencji.

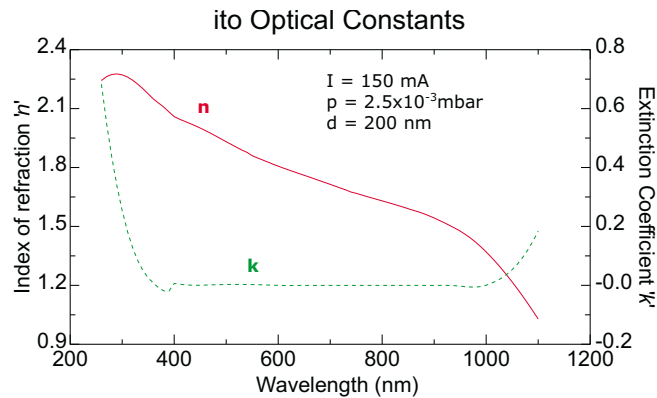
Na rys. 16 przedstawiono obraz zmian transmisji warstw w wyniku obróbki termicznej (warunki wygrzewania $T = 300^{\circ}\text{C}$, N_2 , $t = 1$ godz.). Największy wpływ obserwuje się dla długości fali powyżej 750 nm. Obróbka termiczna powoduje przesunięcie granicy pasma absorpcji w kierunku fal krótszych. Szerokość przerwy zabronionej zwiększa się z 3,92 eV do 4,56 eV.



Rys. 16. Zależności widmowe transmisji warstw ITO przed i po procesie obróbki termicznej



Rys. 17. Zależność współczynnika załamania warstwy ITO od prądu katody (a) i ciśnienia argonu (b)



Rys. 18. Zależności widmowe współczynników załamania i ekstynkcji wyznaczone metodą elipsometrii spektroskopowej

Pomiary elipsometryczne dają obraz zmian wartości współczynników załamania i ekstynkcji w zakresie widmowym od 300 nm do 1100 nm. Zależność zmian wartości współczynnika załamania dla $\lambda = 550$ nm od mocy RF i ciśnienia Ar przedstawiono na rys. 17, a przykład zależności widmowych współczynników załamania i ekstynkcji obliczonych metodą elipsometrii spektroskopowej dla warstw ITO na rys. 18.

2.1.3. Technologia i własności kompozytów tlenkowych układu Zr-Si-O

Kompozytowe materiały tlenkowe stanowią klasę materiałów o nowych własnościach fizyko-chemicznych w stosunku do chemicznie czystych materiałów tlenkowych. Warstwy materiałów kompozytowych charakteryzują się własnościami pośrednimi w odniesieniu do ich poszczególnych składników. Poprzez zmianę proporcji składników w kompozycie można wpływać na takie parametry, jak:

- długość fali, dla której występuje krawędź pasma absorpcji;
- poziom absorpcji promieniowania w funkcji długości fali;
- wartość współczynnika załamania;
- odporność materiału na uszkodzenia mechaniczne;
- odporność materiału na oddziaływanie chemiczne, szczególnie na oddziaływania czynników środowiskowych (np. wilgotności);
- odporność materiału na działanie promieniowania, a w szczególności promieniowania laserowego o dużej gęstości mocy;
- poziom naprężeń w warstwach;
- kinetykę i ilość gazów adsorbowanych na powierzchni (parametry rozpatrywane w sensorach gazów).

Te własności materiałowe mają podstawowe znaczenie przy projektowaniu warstw kompozytowych dla przyrządów optoelektronicznych, choć w praktyce występuje konieczność kompromisowego wyboru poszczególnych cech, ponieważ są one we wzajemnej korelacji.

Z punktu widzenia optycznych zastosowań kompozytów korzystnie jest, gdy krawędź pasma absorpcji występuje dla krótszych fal. Tego typu kompozyty znajdują zastosowanie w układach laserowych generujących promieniowanie w zakresie ultrafioletu oraz przy projektowaniu bramek elektronicznych o coraz mniejszych wymiarach. Przesunięcie krawędzi w kierunku krótszych fal powiązane jest również z niższym poziomem absorpcji promieniowania w zakresie widzialnym i bliskiej podczerwieni. Fakt ten wpływa na zmniejszenie strat cieplnych przepuszczanego promieniowania. W przypadku wiązek laserowych dużych mocy materiał taki wykazuje większą odporność na uszkodzenia.

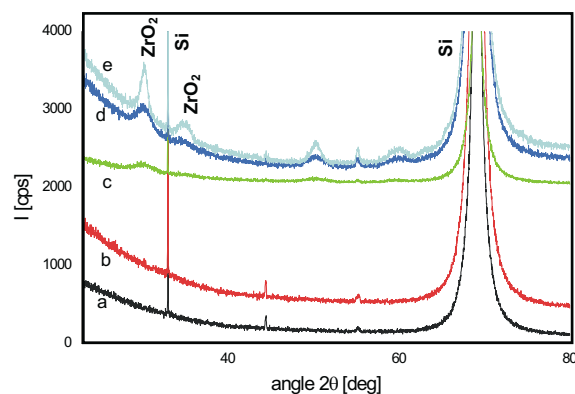
W 2003 r. były prowadzone badania nad wytwarzaniem kompozytów Zr-Si-O na bazie tlenków SiO_2 i ZrO_2 . Wybór tych tlenków był podyktowany relatywnie dużą różnicą współczynników załamania obu materiałów ($n_{\text{ZrO}_2} = 2,05$, $n_{\text{SiO}_2} = 1,44$ dla $\lambda = 550$ nm) oraz położeniem krawędzi ich pasm absorpcji (190 nm dla materiału litego SiO_2 i 280 nm dla ZrO_2). Na podstawie diagramu fazowego układu SiO_2 - ZrO_2 można stwierdzić, że dla proporcji SiO_2 : $\text{ZrO}_2 = 1:1$ występuje jeden związek ZrSiO_4 , a zatem istnieje możliwość otrzymania materiału kompozytowego o składzie regulowanym proporcjami obu tlenków. Dobierając odpowiednio ilości tlenków uzyskuje się możliwość kontrolowanej zmiany współczynnika załamania kompozytu Zr-Si-O w przedziale $1,44 \div 2,05$ oraz regulowania położenia krawędzi pasma absorpcji w zakresie $190 \div 280$ nm. Takie postępowanie ma ważny aspekt praktyczny, umożliwia bowiem uzyskanie materiału o żądanej wartości współczynnika załamania lub krawędzi pasma przewodnictwa w sytuacji, gdy nie istnieje czysty chemicznie tlenek o odpowiednich parametrach.

Następnym powodem wyboru obu tlenków jest fakt ich powszechnego stosowania jako materiałów warstw w zwierciadłach laserowych odpornych na działanie wiązek dużej mocy. Wiąże się to z zastosowaniem tlenków krzemu i cyrkonu w technice laserowej dla generacji (zwierciadła laserowe, powłoki antyrefleksyjne na elementach aktywnych optycznie) i przesyłania wiązek (dzielniki wiązek, polaryzatory, zwierciadła i powłoki antyrefleksyjne na elementach pasywnych, filtry interferencyjne) w zakresach od ultrafioletu (UV) do bliskiej podczerwieni (NIR).

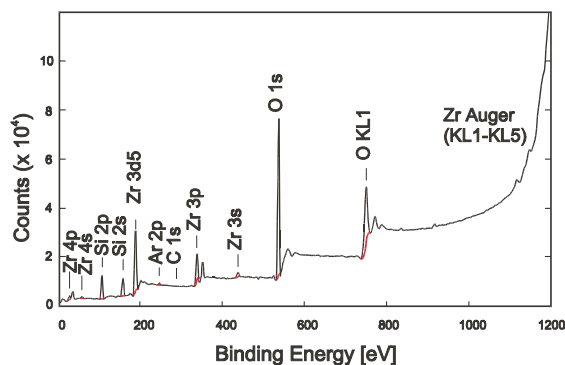
Warstwa kompozytowa była nanoszona metodą jednoczesnego parowania z dwóch tygłi, w których materiał był topiony niezależnie sterowanym działem elektronowym. Proces przeprowadzono w urządzeniu A1000 firmy Leybold w Instytucie Optoelektroniki WAT (IOE). Przed procesem osadzania powierzchnie płasko-równoległych podłoży ze szkła BK7 i (100) Si były myte w gorących rozpuszczalnikach organicznych i płukane w wodzie dejonizowanej. W trakcie procesu nanoszenia podłoża były umieszczone na karuzeli w odległości ok. 80 cm od źródeł parowania i obracały się z prędkością 6 obr./min. Materiałami źródłowymi były pastylki 1 g ZrO_2 o czystości 99,5% i granulki SiO_2 (99,95%) o wymiarach $1 \div 3$ mm. Procesy prowadzono przy ciśnieniu bazowym 0,3 mPa, temperaturze podłoży 553 K i reaktywnym dotlenianiu przy ciśnieniu tlenu $p_{\text{O}_2} = 8$ mPa. Grubość nanoszonych

warstw, kontrolowana miernikiem optycznym OMS2000, wynosiła $8 \times 550/4$ nm. Szybkość nanoszenia (pomiar miernikami kwarcowymi) wynosiła 4,2 nm/s dla SiO_2 i 1,6 nm/s dla ZrO_2 .

Warstwy kompozytowe charakteryzowano metodami optycznymi (spektrometr Lambda 9 Perkin Elmer – IOE WAT, elipsometr VASE J. A. Woollam), rentgenowskimi (XRD – Philips X'Pert MPD; $\text{Cu K}\alpha$, IF PAN, XPS – VG Scientific; $\text{Mg K}\alpha$, IChF PAN) i za pomocą mikroskopu sił atomowych (AFM – NanoScope IIIa, IF PAN). Badania XRD wykazały amorficzną strukturę niewygrzewanej warstwy Zr-Si-O na podłożu Si (krzywa *a* na rys. 19). Warstwę Zr-Si-O poddano następnie obróbce termicznej zarówno techniką RTP, jak i w piecu grzanym oporowo. Wyrzwanie warstw metodą RTP przez okres 10 min nie powodowało zmiany struktury aż do temperatury 1273 K (krzywe *b* i *c*). Wyrzwanie w piecu grzanym oporowo przez 1 godz. w temperaturze 1373 K i 1473 K wywołało pojawienie się szerokich pików świadczących o wykrystalizowaniu się tetragonalnej struktury ZrO_2 (krzywe *d* i *e*).



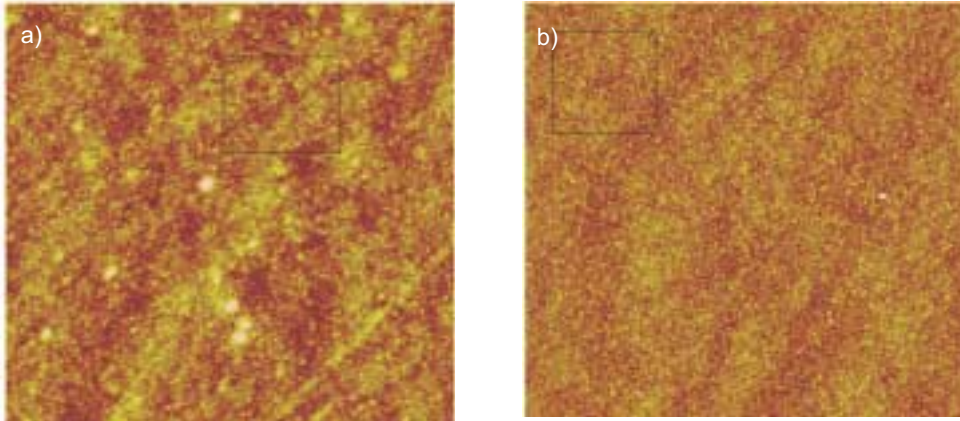
Rys. 19. Dyfraktogram rentgenowski warstwy Zr-Si-O na podłożu (100)Si: bez wygrzewania (krzywa *a*); po wygrzewaniu metodą RTP przy temperaturze $T = 873$ K, $t = 10$ min, O_2 (2 l/min) (krzywa *b*); po wygrzewaniu metodą RTP przy temperaturze $T = 1273$ K, $t = 10$ min, O_2 (2 l/min) (krzywa *c*); po wygrzewaniu w piecu grzanym oporowo przy temperaturze $T = 1373$ K, $t = 1$ godz., w powietrzu (krzywa *d*); po wygrzewaniu w piecu grzanym oporowo przy temperaturze $T = 1473$ K, $t = 1$ godz., w powietrzu (krzywa *e*)



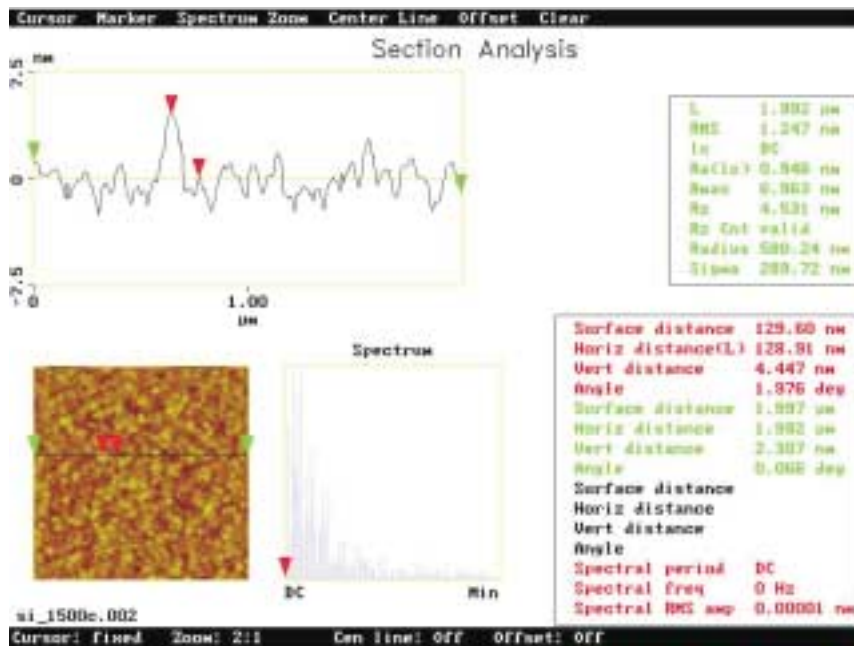
Rys. 20. Charakterystyka przeglądowa widma XPS dla $\text{Zr}_{0,28}\text{Si}_{0,72}\text{O}_2$

Badania XPS umożliwiły określenie składu badanej warstwy $Zr_{0,28}Si_{0,72}O_2$. Biorąc pod uwagę szybkości nanoszenia (ilości) tlenków składowych, otrzymano skład zgodny z oczekiwaniami. Charakterystyka przeglądowa widma XPS została przedstawiona na rys. 20.

Na rys. 21 pokazano obrazy AFM powierzchni warstwy Zr-Si-O nałożonej na podłoża ze szkła BK7 ($rms = 1,729$ nm, rys. a) i (100)Si ($rms = 1,409$ nm, rys. b), a na rys. 22 wynik analizy powierzchni Zr-Si-O na podłożu krzemowym poddanej obróbce termicznej metodą RTP w temperaturze 1273 K przez 10 min w atmosferze tlenu.

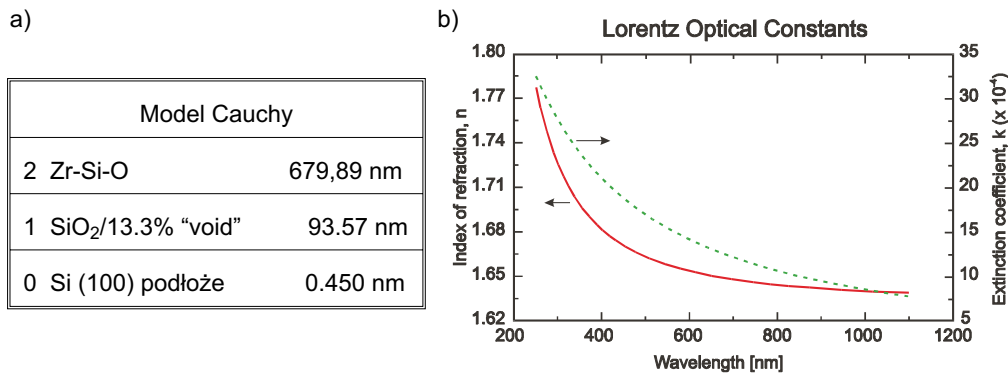


Rys. 21. Obrazy AFM powierzchni warstwy Zr-Si-O nałożonej na podłoża ze szkła BK7 (a) i (100)Si (b)



Rys. 22. Wynik analizy powierzchni Zr-Si-O na podłożu krzemowym po obróbce termicznej metodą RTP w temperaturze 1273 K przez 10 min w atmosferze tlenu

Metodą elipsometrii spektroskopowej wyznaczono wartości zespolonego współczynnika załamania otrzymanej warstwy Zr-Si-O na podłożu Si (100) (rys. 23)



Rys. 23. Model elipsometryczny (a) oraz zależności dyspersyjne współczynników załamania i ekstynkcji (b) warstwy Zr-Si-O

w zakresie widmowym od 250 nm do 1100 nm. Wyznaczona grubość fizyczna warstwy wynosi 680 nm, współczynnik załamania dla długości fali $\lambda = 550$ nm wynosi 1,625, a krawędź pasma absorpcji odpowiada długości fali $\lambda = 250$ nm.

2.2. Procesy wytwarzania i własności azotków przewodzących

Stabilne termicznie metalizacje mają decydujący wpływ na wydajność i niezawodność przyrządów półprzewodnikowych stosowanych w układach dużej mocy i/lub dużej częstotliwości. Jednym z nowoczesnych rozwiązań w tej dziedzinie jest zastosowanie przewodzących mieszanin amorficznych, składających się z trzech elementów: metalu z grupy trudnotopliwych (TM), tj. tantalu, wolframu, tytanu lub molibdenu, krzemu (alternatywnie boru lub węgla) oraz azotu. Najwięcej prac poświęconych jest badaniom mieszanin TM-Si-N, a prezentowane wyniki wskazują na ich doskonałą stabilność termiczną wynikającą z faktu, że przejście z fazy amorficznej do krystalicznej następuje dopiero w temperaturze powyżej 800°C. Wyjątkowa kombinacja takich cech, jak dość niska rezystywność, amorficzna struktura wolna od dróg łatwej dyfuzji, a także wysoka odporność termiczna i chemiczna sprawiają, że materiały te znajdują coraz szersze zastosowanie jako bariery dyfuzyjne w systemach metalizacji przyrządów półprzewodnikowych.

W 2003 r. były badane procesy osadzania oraz stabilność termiczna cienkich amorficznych warstw Ta-Si i Ta-Si-N oraz ich przydatność jako barier dyfuzyjnych dla Au i Ag w układach metalizacji Au/GaAs i Ag/GaAs. Podstawową kwestią tych badań było określenie wpływu zawartości azotu w warstwach Ta-Si-N na ich mikrostrukturę, własności elektryczne i barierowe.

Oporność warstw wyznaczano sondą czterostrzową, grubość warstw mierzono profilometrem TENCOR α -step 200, pomiary naprężeń wykonywano za pomocą optycznego miernika naprężeń TENCOR FLX 2320. Skład warstw oznaczano metodą RBS stosując 2 MeV wiązkę jonów He^+ , a analizę danych prowadzono za pomocą programu symulacyjnego RUMP (we współpracy z Instytutem Problemów Jądrowych im. A. Sołtana). Mikrostrukturę badano metodą XRD (Philips X'Pert MPD; Cu $K\alpha$, IF PAN), morfologię i chropowatość powierzchni metodą AFM (Nanoscope IIIa, IF PAN).

Cienkie warstwy układu Ta-Si-N były wytwarzane metodą reaktywnego rozpylania katodowego RF w urządzeniu Leybold L560 z użyciem targetu Ta_5Si_3 o czystości 99,95%. Urządzenie to jest wyposażone w katody magnetronowe. Przepływ gazów procesowych (Ar i N_2) jest regulowany za pośrednictwem przepływomierzy MFC, a początkowe ciśnienie w komorze próżniowej wynosi typowo $2 \cdot 10^{-6}$ mbar.

Warstwy Ta-Si-N były osadzane na podłożach z półizolacyjnego GaAs o orientacji (100). Przed procesem osadzania metalizacji podłoża GaAs myto w rozpuszczalnikach organicznych, a następnie trawiono kolejno w roztworach $\text{NH}_4\text{OH}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{O} = 20:7:973$ ($t = 1$ min) oraz $\text{NH}_4\text{OH}:\text{H}_2\text{O} = 1:10$ ($t = 15$ s) i suszono w strumieniu czystego N_2 .

Charakteryzacja otrzymywanych warstw obejmowała pomiary składu chemicznego, mikrostruktury, rezystywności i naprężeń oraz określenie zależności tych charakterystyk od podstawowych parametrów procesu osadzania: przepływu azotu i mocy RF.

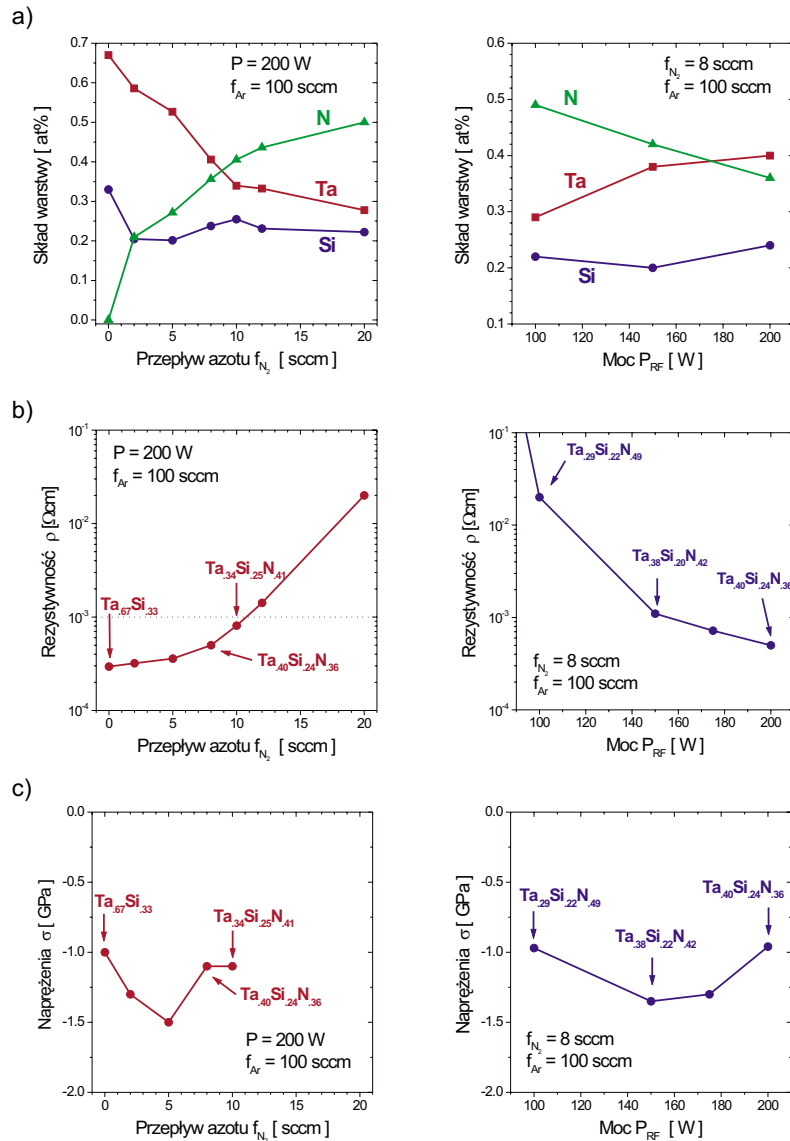
Celem określenia stabilności termicznej kontaktów GaAs/Ti-Si-N poddano je procesom obróbki termicznej w konwencjonalnym piecu z przepływem argonu. Zakres stosowanych temperatur obróbki termicznej obejmował $400 \div 1000^\circ\text{C}$, czas wygrzewania 5 min. Dla wybranych struktur procesy obróbki termicznej były prowadzone w piecu RTP (Ar, 300 s).

W celu określenia własności barierowych Ta-Si-N (jako bariery antydyfuzyjnej) w układach metalizacji zawierających Au i Ag (typowe warstwy montażowe) przeprowadzono analogiczne badania struktur dwuwarstwowych GaAs/Ta-Si-N/Au i GaAs/Ta-Si-N/Ag, w których wierzchnie warstwy (Au, Ag) wytwarzano metodą naporowywania próżniowego.

Otrzymane wyniki wykazały, że stosując jako materiał wyjściowy stop (target) Ta_5Si_3 oraz zakładając standardowe parametry procesu rozpylania katodowego w atmosferze obojętnej (Ar, $P = 100 \div 200$ W, $p = 2 \cdot 10^{-6}$ mbar), uzyskuje się struktury cienkowarstwowe Ta-Si charakteryzujące się stosunkiem zawartości Ta:Si = 2, rezystywnością $2,95 \cdot 10^{-4} \Omega\text{-cm}$, naprężeniami 1 GPa i strukturą drobnokrystaliczną o znacznym stopniu zamorfizowania.

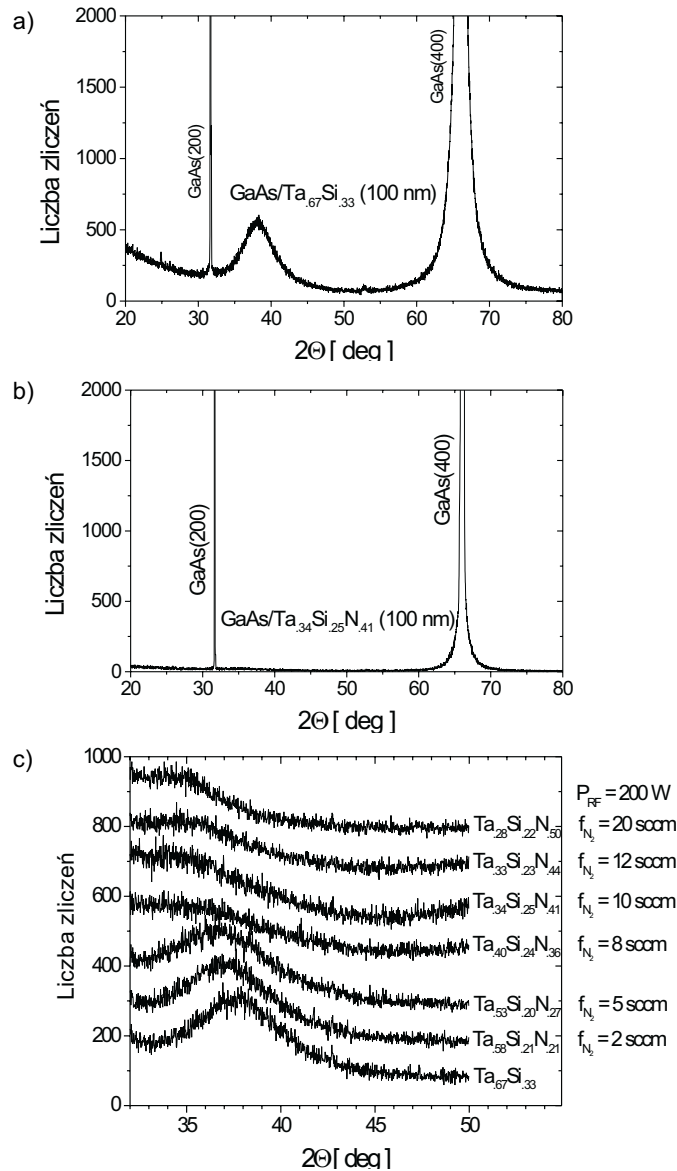
Rozpylanie reaktywne w atmosferze Ar + N_2 w zasadniczy sposób wpływa na kinetykę procesu wzrostu, a co za tym idzie na skład chemiczny, mikrostrukturę, własności elektryczne i mechaniczne otrzymywanych struktur cienkowarstwowych układu Ta-Si-N.

Wpływ parametrów osadzania – przepływu N_2 i mocy RF – na skład chemiczny, rezystywność i naprężenia warstw Ta-Si-N przedstawiono na rys. 24. Otrzymane wyniki wskazują na monotoniczną zależność rezystywności warstw Ta-Si-N od mocy RF i przepływu N_2 : zmniejszanie się rezystywności przy wzroście mocy RF i wzrost rezystywności przy wzroście zawartości azotu w warstwie. Z kolei zależność naprężeń w funkcji mocy RF i przepływu azotu ma charakter niemonotoniczny, co nakłada dodatkowe ograniczenia w wyborze optymalnych warunków procesu.



Rys. 24. Skład chemiczny (a), oporność (b) i naprężenia (c) warstw Ta-Si-N w funkcji przepływu N_2 i mocy RF

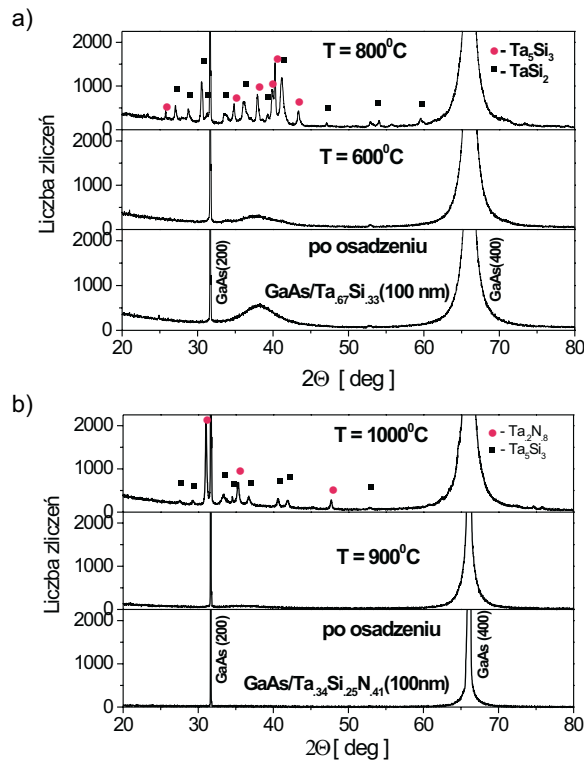
Przepływ azotu ma bardzo istotny wpływ na skład chemiczny i strukturę krystaliczną warstw Ta-Si-N, o czym świadczą dyfraktogramy XRD przedstawione na rys. 25. Wraz ze wzrostem zawartości azotu w warstwie następuje przejście od struktury drobnokrystalicznej do amorficznej. Najbardziej perspektywicznymi w odniesieniu do metalizacji stabilnych termicznie wydawały się warstwy o składzie $Ta_{0,40}Si_{0,24}N_{0,36}$ oraz $Ta_{0,34}Si_{0,25}N_{0,41}$.



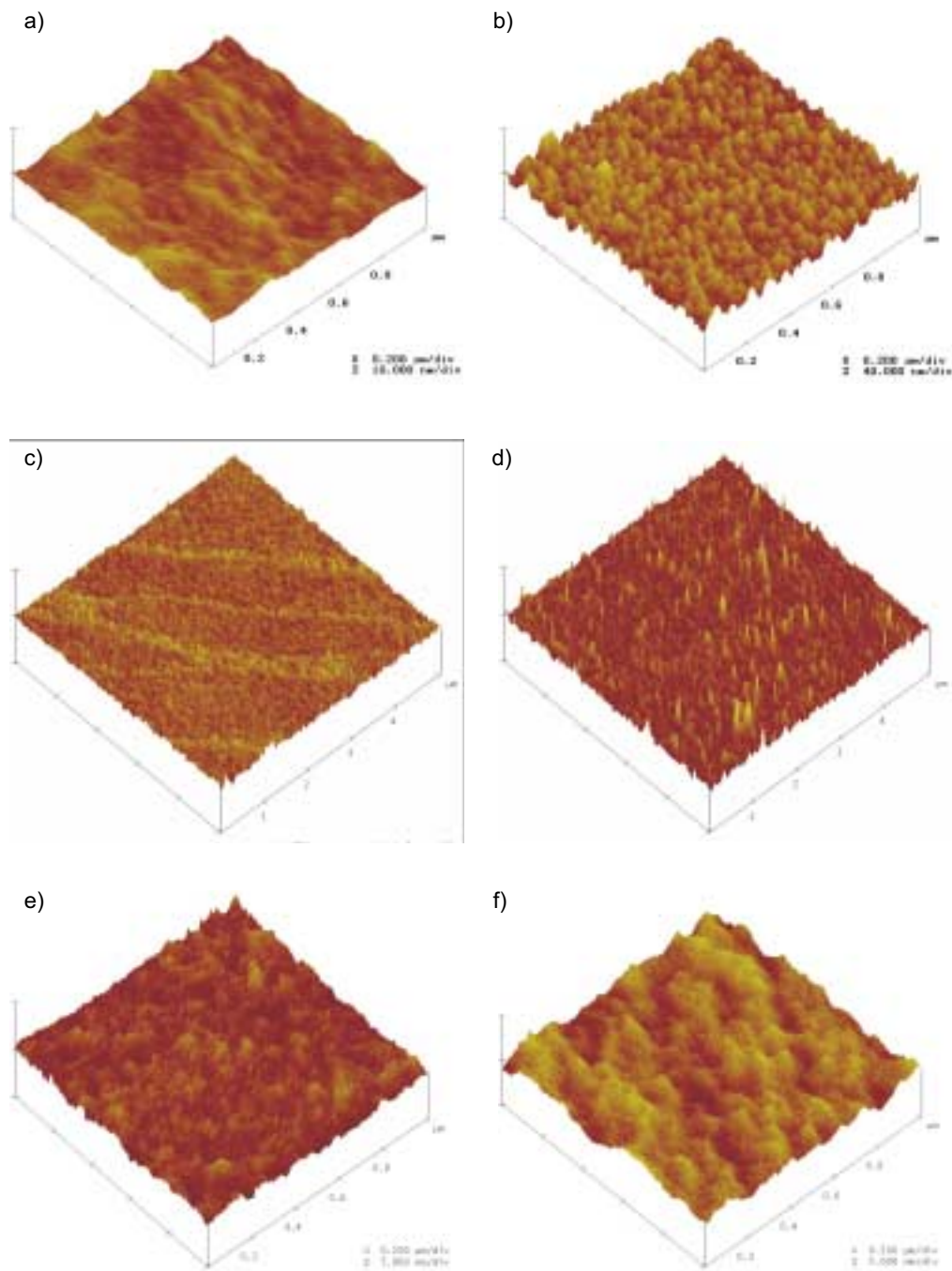
Rys. 25. Wpływ parametrów procesu reaktywnego rozpylania katodowego ($P = 200$ W, $f_{N_2} = 2 \div 20$ sccm) na mikrostrukturę warstw $Ta_xSi_{1-x-y}N_y$. a), b) – pełne widma XRD kontaktów GaAs/Ta_{0,67}Si_{0,33} i GaAs/Ta_{0,34}Si_{0,25}N_{0,41}, c) fragmenty widm XRD ilustrujące strukturę warstw Ta-Si-N o rosnącej zawartości azotu

Słuszność przyjętych założeń w pełni potwierdziły wyniki badań odporności termicznej analizowanych metalizacji: wyniki analiz XRD (tabl. 5, rys. 26), AFM (rys. 27) i SIMS (rys. 28) kontaktów GaAs/Ta-Si i GaAs/Ta-Si-N oraz analiz rezystancji i RBS struktur GaAs/Ta-Si-N/Au i GaAs/Ta-Si-N/Ag poddanych obróbce termicznej (rys. 29–32).

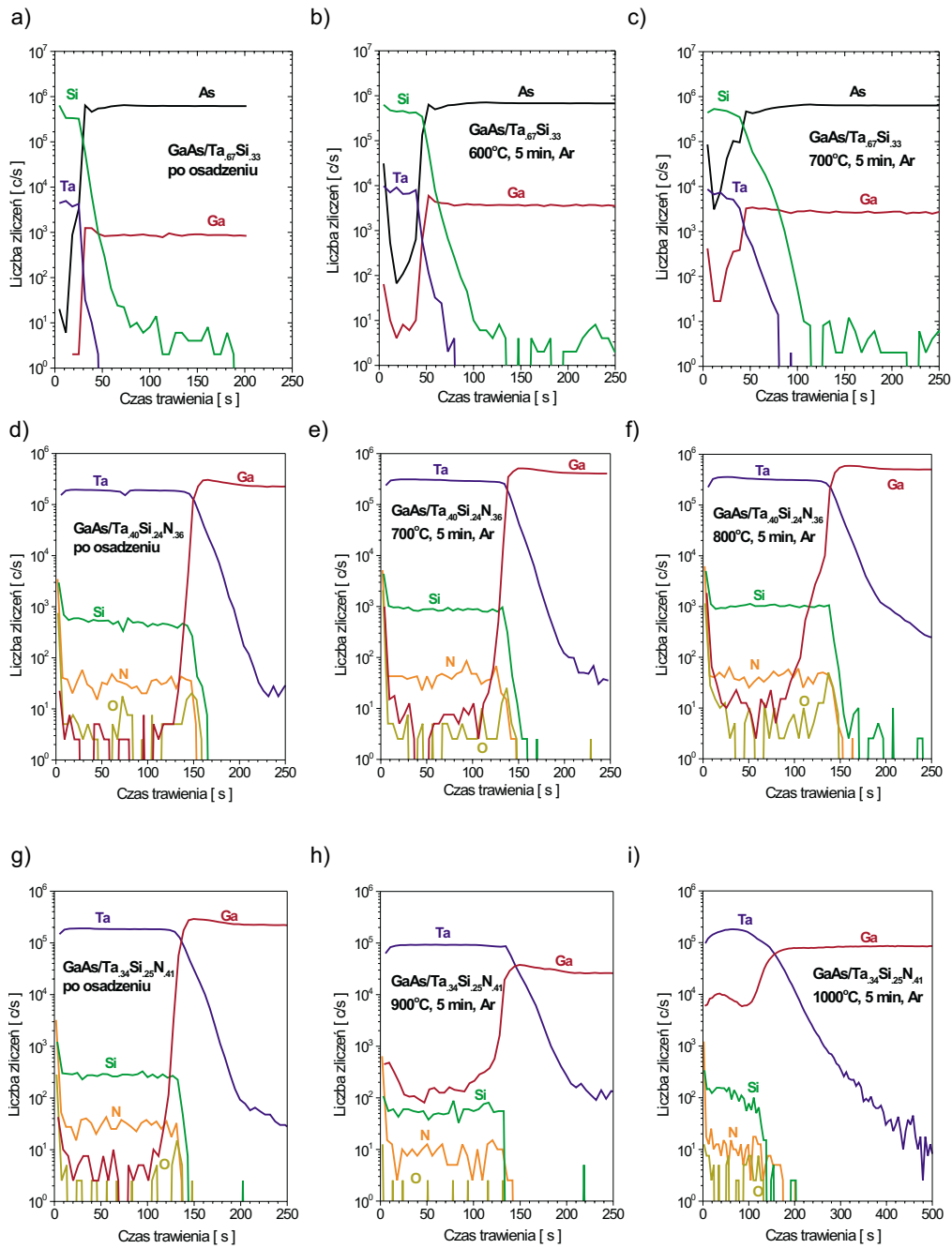
Tabela 5. Wpływ obróbki termicznej na mikrostrukturę kontaktów GaAs/Ta _x Si _{1-x-y} N _y			
Metalizacja <i>d</i> = 100 nm	Obróbka termiczna		
	600°C, 5 min	800°C, 5 min	1000°C, 5 min
GaAs/Ta _{0,67} Si _{0,33}	Ta _{0,67} Si _{0,33}	Ta ₅ Si ₃ + TaSi ₂	Ta ₅ Si ₃ + TaSi ₂
GaAs/Ta _{0,34} Si _{0,25} N _{0,41}	Ta _{0,34} Si _{0,25} N _{0,41}	Ta _{0,34} Si _{0,25} N _{0,41}	Ta ₅ Si ₃ + Ta _{0,2} N _{0,8}



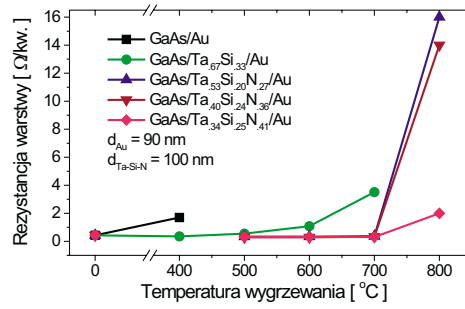
Rys. 26. Wpływ procesów wygrzewania na mikrostrukturę kontaktów: a) GaAs/Ta_{0,67}Si_{0,33}, b) GaAs/Ta_{0,34}Si_{0,25}N_{0,41}



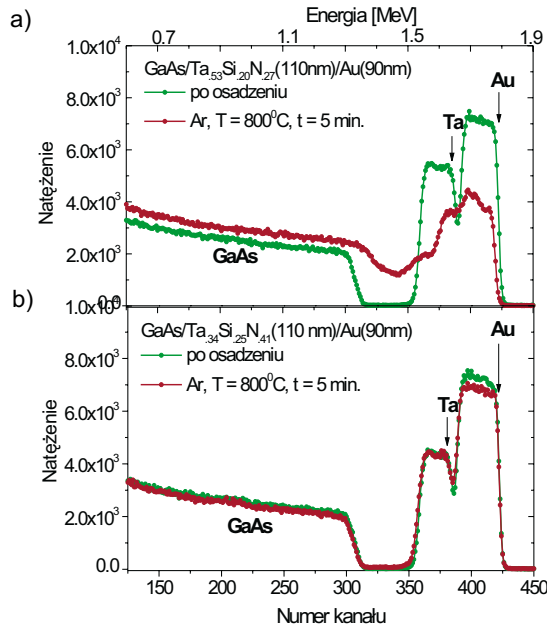
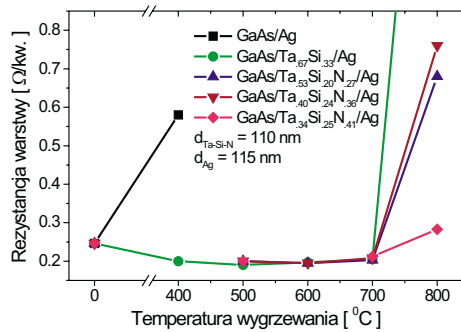
Rys. 27. Obrazy AFM powierzchni warstw: $Ta_{0,67}Si_{0,33}$ po osadzeniu (a) i wygrzewaniu w 700°C, 5 min (b), $Ta_{0,40}Si_{0,24}N_{0,36}$ po osadzeniu (c) i wygrzewaniu w 900°C, 5 min (d), $Ta_{0,34}Si_{0,25}N_{0,41}$ po osadzeniu (e) i wygrzewaniu w 900°C, 5 min (f)



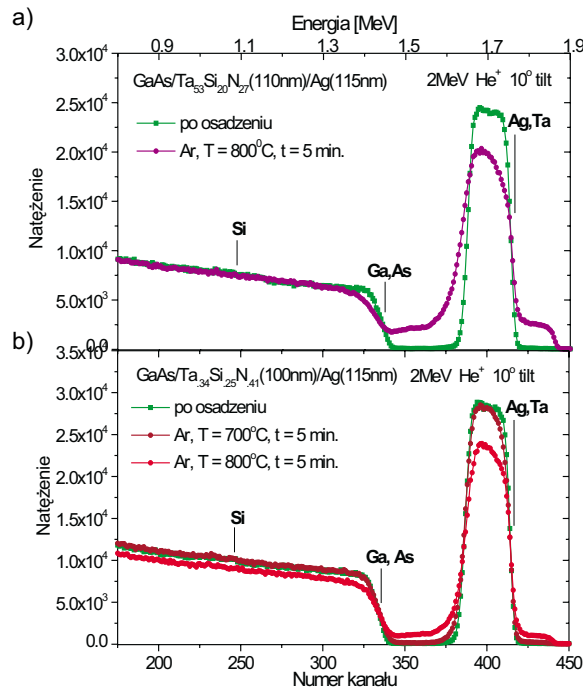
Rys. 28. Profile SIMS warstw: $\text{Ta}_{0,67}\text{Si}_{0,33}$ po osadzeniu (a) i wygrzewaniu w 600°C (b) i 700°C (c), $\text{Ta}_{0,40}\text{Si}_{0,24}\text{N}_{0,36}$ po osadzeniu (d) i wygrzewaniu w 700°C (e) i 800°C (f), $\text{Ta}_{0,34}\text{Si}_{0,25}\text{N}_{0,41}$ po osadzeniu (g) i wygrzewaniu w 900°C (h) i 1000°C (i)



Rys. 29. Wpływ temperatury wygrzewania kontaktów GaAs/Ta-Si-N/Au na rezystancję warstwy

Rys. 30. Widma RBS kontaktów GaAs/Ta_{0,53}Si_{0,20}N_{0,27}/Au i GaAs/Ta_{0,34}Si_{0,25}N_{0,41}/Au przed wygrzewaniem (a) i po procesie wygrzewania w Ar w temperaturze 800°C (b)

Rys. 31. Wpływ temperatury wygrzewania kontaktów GaAs/Ta-Si-N/Ag na rezystancję warstwy



Rys. 32. Widma RBS kontaktów GaAs/Ta_{0,53}Si_{0,20}N_{0,27}/Ag i GaAs/Ta_{0,34}Si_{0,25}N_{0,41}/Ag przed (a) i po procesie wygrzewania (b)

3. Współpraca międzynarodowa

W ramach 5. Programu Ramowego UE realizowano cztery projekty we współpracy z następującymi ośrodkami:

- AGETHA:
 - National Microelectronics Research Centre, Cork, Irlandia (koordynator);
 - Centre National de la Recherche Scientifique, Paryż, Francja;
 - THOMSON CSF S.A., Paryż, Francja;
 - Universidad Politecnica de Madrid, Madryt, Hiszpania;
 - The Provost Fellows and Scholars of the College of the Holy and Undivided Trinity of Queen Elisabeth near Dublin, Dublin, Irlandia;
 - The University of Surrey, Surrey, Wielka Brytania;
 - Infineon Technologies AG, Monachium, Niemcy (użytkownik);
 - BAE Systems (Operations) Limited, Farnbough, Wielka Brytania (użytkownik).
- TERAVISION
 - University of Leeds, Leeds, Wielka Brytania (koordynator);
 - Technische Universiteit Delft, Delft, Holandia;
 - Johann Wolfgang Goethe Universität Frankfurt/Main, Frankfurt, Niemcy;

- Femtolasers Productions GmbH, Wiedeń, Austria (użytkownik);
- Toshiba Research Europe Ltd., Cambridge, Wielka Brytania (użytkownik);
- Technische Universität Wien, Wiedeń, Austria;
- Instytut Fizyki PAN, Warszawa.
- DENIS
 - ACREO AB, Szwecja;
 - Linköping University, Linköping, Szwecja;
 - Centrum Badań Wysokociśnieniowych UNIPRESS PAN, Warszawa;
 - Okmetic, Finlandia;
 - Universität Bremen, Brema, Niemcy;
 - OSRAM-Opto Semiconductors GmbH, Niemcy;
 - Instytut Fizyki PAN, Warszawa.
- AMORE
 - The Provost, Fellows and Scholars of the College of the Holy and Undivided Trinity of Queen Elizabeth near Dublin, Dublin, Irlandia;
 - Centre National de la Recherche Scientifique, Paryż, Francja;
 - Consejo Superior de Investigaciones Científicas, Madryt, Hiszpania;
 - Universidad de Zaragoza, Saragossa, Hiszpania;
 - Université de Paryż-Sud XI, Orsay, Francja;
 - Thomson-CSF, Paryż, Francja;
 - Navarra de Componentes Electronicos S.A., Tudela, Hiszpania;
 - Analisi Tecnologia Innovara Per a Processos Industrials Competitus, Cerdanyola Valles, Hiszpania;
 - Inoceramic Gesellschaft für Innovative Keramik mbH, Hermsdorf, Niemcy;
 - Instytut Fizyki PAN, Warszawa.
- NANOPHOS
 - National Research Foundation, Ateny, Grecja;
 - THALES, Paryż, Francja;
 - Jenasensoric E.V., Jena, Niemcy;
 - Cybernetix, Marsylia, Francja;
 - 3D Digital Design & Development Ltd, Broxbourne, Wielka Brytania;
 - Foundation for Research and Technology - Hellas, Iraklion, Grecja;
 - The Weizmann Institute of Science, Rehovot, Izrael;
 - Université de Droit, d'Economie et des Sciences d'Aix-Marseille, Marsylia, Francja;
 - Universita Degli Study di Lecce, Lecce, Włochy;
 - Institutul National de Cercetare Dezvoltare Pentru Fizica Laserilor, Plasmei si Radiatiei, Bukareszt, Rumunia;
 - Centre National de la Recherche Scientifique, Paryż, Francja.

PUBLIKACJE'2003

Publikacje

- [P1] ANDREARCZYK T., JAROSZYŃSKI J., WRÓBEL J., KARCZEWSKI G., WOJTOWICZ T., PAPIS E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., POPOVIĆ D., DIETL T.: Quantum Hall Ferromagnet in Magnetically – Doped Quantum Wells. *Acta Phys. Pol. A* 2003 vol. 104 s. 93.
- [P2] CHOW W. H., STEENSON D. P., PIOTROWSKI T. T., PIOTROWSKA A., GOŁASZEWSKA K.: A Fully Integrated Distributed Frequency Tripler for Broadband Harmonic Generation. *Proc. of 2003 IEEE Asia Pacific Conf. on Applied Electromagnetism*, Kuala Lumpur, Malezja, 12–13.08.2003.
- [P3] CIOSEK J., PASZKOWICZ W., PANKOWSKI P., FIRAK J., STANISŁAWEK U., PATRON Z.: Modification of Zirconium Oxide Film Microstructure During Post-Deposition Annealing. *Vacuum* 2004 vol. 72 nr 2 s. 135–141.
- [P4] CIOSEK J.: Main Thesis of Light Transmittance Law. *Proc SPIE, Optical Systems Design* 2003, Saint-Etienne, Francja, 29.09–3.10.2003, s. 5250–68.
- [P5] DOBOSZ D., ŻYTKIEWICZ Z. R., PIOTROWSKI T. T., KAMIŃSKA E., PAPIS E., PIOTROWSKA A.: Application of Tungsten Films for Substrate Masking in Liquid Phase Epitaxial Lateral Overgrowth of GaAs. *Cryst. Res. Technol.* 2003 vol. 38 nr 3–5 s. 297–301.
- [P6] DOBOSZ D., ŻYTKIEWICZ Z. R., KAMIŃSKA E., PAPIS E., PIOTROWSKA A.: Epitaxial Lateral Overgrowth of GaSb Layers by Liquid Phase Epitaxy. *J. Crystal Growth* 2003 vol. 253 s. 102–106.
- [P7] GRABECKI G., WRÓBEL J., DIETL T., PAPIS E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., RATUSZNA A., SPRINGHOLZ G., BAUER G.: Ballistic Transport in PbTe-Based Nanostructures. *Physica E* (w druku).
- [P8] GRABECKI G., WRÓBEL J., FRONC K., ALESZKIEWICZ M., GUZIEWICZ M., PAPIS E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., SHTRIKMAN H., DIETL T.: Unidirectional Transmission of Electrons in a Magnetic Field Gradient. *Physica E* (w druku).
- [P9] GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., PIOTROWSKI T. T., GOŁASZEWSKA K., ILKA L., WÓJCIK I., KĄTCKI J., ŁASZCZ A., MOGLIŃSKI R., NOWIŃSKI J., RATAJCZAK R.: AgTe/ZrB₂/Au Multilayer Metallization for Improved Ohmic Contacts to n-GaSb. *Proc. of SPIE, Solid St. Crystals* 2002 2003 vol. 5136 s. 187–194.
- [P10] JAROSZYŃSKI J., ANDREARCZYK T., KARCZEWSKI G., WRÓBEL J., WOJTOWICZ T., PAPIS E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., POPOVIĆ D., DIETL T.: Using Quantum Hall Ferromagnet in Magnetically Doped Quantum Wells. *Phys. Rev. Lett.* 2002 vol. 89 s. 266802.
- [P11] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., GOŁASZEWSKA K., KRUSZKA R., KUCHUK A., SZADE J., WINIARSKI A., BARCZ A., JASIŃSKI J., LILIENTAL-WEBER Z.: Engineering ZnO/GaN Interfaces for Tunneling Ohmic Contacts to GaN. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 2003 vol. 747 s. V6.7.1-6.
- [P12] KAMIŃSKA E., GOŁASZEWSKA K., PIOTROWSKA A., KUCHUK A., KRUSZKA R., PAPIS E., SZELOCH R., JANUS P., GOTSZALK T., BARCZ A.: Study of Long-Term Stability of Ohmic Contacts to GaN. *phys. stat. sol. (c)* 2003 (zgl.).
- [P13] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., KOSSUT J., BUTKUTE R., DOBROWOLSKI W., GOŁASZEWSKA K., BARCZ A., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E., PRZEZDZIECKA E., WAWER D.: p-Type in ZnO:N by Codoping with Cr. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* (zgl.).
- [P14] KĄTCKI J., ŁASZCZ A., RATAJCZAK J., PHILLIPP F., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A.: Transmission Electron Microscopy Study of Au/ZrB₂/AgTe Contacts to GaSb. *Mater. Chem. a. Physics* 2003 vol. 81 nr 2–3 s. 260–264.

- [P15] KUCHUK A., CIOSEK J., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., WAWRO A., LYTVYN O. S., NOWICKI L., RATAJCZAK R.: Barrier Properties of Ta-Si-N Films in Ag and Au Containing Metallization. *Vacuum* (przyj. do druku).
- [P16] KUCHUK A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., GOŁASZEWSKA K., DYNOWSKA E., LYTVYN O. S., NOWICKI L., RATAJCZAK R.: Amorphous Ta-Si-N Diffusion Barriers on GaAs. *Thin Solid Films* (przyj. do druku).
- [P17] KUDŁA A., PAPIS E., RZODKIEWICZ W., WAWRO A., SZADE P. J., WINIARSKI A.: Influence of Solvent in Sulphur Solution on Optical Properties of GaSb Surface. Woollam Ellipsometry Sem., 21–22.10.2003. LOT – Oriel GmbH & Co. KG J. A. Woollam Co., Inc. Sem. Rep., s. 1–27. USER: Lot-intern, Password: polarization, <http://lot-oriel.com/download/woollam/>.
- [P18] PAPIS E., PIOTROWSKA A., PIOTROWSKI T. T., GOŁASZEWSKA K., ILKA L., KRUSZKA R., RATAJCZAK J., KĄTCKI J., WRÓBEL J., ALESZKIEWICZ M., ŁUKASIEWICZ R.: Fabrication of GaSb Microlenses by Photo- and e-Beam Lithography and Dry Etching. *Solid St. Phenom.* (przyj. do druku).
- [P19] PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., BARCZ A., GOŁASZEWSKA K., WRZESIŃSKA H., PIOTROWSKI T. T., DYNOWSKA E., JAKIELA R.: Stable Ohmic Contacts on GaAs and GaN Devices for High Temperatures. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 2003 vol. 743 s. V11.57.1-6.
- [P20] PISKORSKI M., PIOTROWSKA A., PIOTROWSKI T. T., GOŁASZEWSKA K., PAPIS E., KĄTCKI J., RATAJCZAK J., ADAMCZEWSKA J., BARCZ A., WAWRO A.: LPE Growth and Characterisation of GaInAsSb and GaAlAsSb Quaternary Layers on (100) GaSb Substrates. *Thin Solid Films* (przyj. do druku).
- [P21] PISKORSKI M., PIOTROWSKA A., PAPIS E., PIOTROWSKI T. T., GOŁASZEWSKA K., WAWRO A., ADAMCZEWSKA J., BARCZ A., JAKIELA R.: Liquid Phase Epitaxy of (100) Oriented GaInAsSb with High Indium Concentration in Liquid Phase. *Proc. of SPIE, Solid State Crystals 2002 2003* vol. 5136 s. 195–199.
- [P22] WHITE H. J., PROUDLEY G. M., PANSER K., BAUR E., POISSON M.-A., LANCEFIELD D., DEMIERRY P., SANCHEZ GARCIA M., KAMIŃSKA E., BRADLEY L., CORBETT B., MAASKANT P.: Extended Temperature Range and Data Link Performance of GaN RC-LEDs. *Proc. of 29th Europ. Conf. on Optical Communication, Rimini, Włochy, 21–25.09.2003*, s. 1–4.

Konferencje

- [K1] CHOW W. H., STEENSON D. P., PIOTROWSKI T. T., PIOTROWSKA A., GOŁASZEWSKA K.: A Fully Integrated Distributed Frequency Tripler for Broadband Harmonic Generation. 2003 IEEE Asia Pacific Conf. on Applied Electromagnetism, Kuala Lumpur, Malezja, 12–13.08.2003 (wyst.).
- [K2] CHOW W. H., STEENSON D. P., PIOTROWSKI T. T., PIOTROWSKA A.: Nonlinear Wave Propagation Using HBV Diodes for Ultrafast Electronics. The Royal Society Scientific Discussion Meet. “The Terahertz Gap: the Generation of Far-Infrared Radiation and Its Applications”, Londyn, Wielka Brytania, 4–5.06.2003 (plakat).
- [K3] CHOW W. H., STEENSON D. P., PIOTROWSKI T. T., PIOTROWSKA A., GOŁASZEWSKA K.: Novelty in the Design of an Optimum Performance Broadband Frequency Multiplier. National URSI Symp., University of Leeds, Wielka Brytania, 7–8.07.2003 (wyst.).
- [K4] CIOSEK J.: Main Thesis of Light Transmittance Law. Conf. Optical Systems Design 2003, Saint-Etienne, Francja, 29.09–3.10.2003 (plakat).
- [K5] CIOSEK J., PASZKOWICZ W., PANKOWSKI P., KUDŁA A., PIOTROWSKA A., GOŁASZEWSKA K., STANISŁAWEK U.: Amorphous Zr - Silicate Thin Films. Europ. Congr. on Advanced Materials and Processes, EUROMAT 2003, Lozanna, Szwajcaria, 1–5.09.2003 (plakat).

- [K6] CIOSEK J., PASZKOWICZ W., PRZESŁAWSKI T., KUDŁA A., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E.: Transparent p-Type Electrical Conducting Thin Films. Europ. Congr. on Advanced Materials and Processes, EUROMAT 2003, Lozanna, Szwajcaria, 1–5.09.2003 (wyst.).
- [K7] GHALI M., KOSSUT J., JANIK E., GUZIEWICZ M., WRÓBEL J., KAMIŃSKA E.: CdTe and CdMnTe Quantum Well-Based Photodiodes Grown on GaAs Substrates by Molecular Beam Epitaxy. XXXII Int. School on Physics of Semiconducting Compounds, Jaszowiec, 1–6.06.2003 (plakat).
- [K8] GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., KRUSZKA R., KUCHUK A., PAPIS E., SZELOCH R., JANUS P., GOTSZALK T., BARCZ A.: Study of Long-Term Stability of Ohmic Contacts to GaN. E-MRS'2003 Fall Meet., Warszawa, 15–19.09.2003 (plakat).
- [K9] GRABECKI G., WRÓBEL J., FRONC K., ALESZKIEWICZ M., GUZIEWICZ M., PAPIS E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., SHTRIKMAN H., DIETL T.: Unusual Transport Properties of a 2D Electron Gas in a Magnetic Field Gradient. XXXII Int. School on Physics of Semiconducting Compounds, Jaszowiec 1–6.06.2003 (wyst.).
- [K10] GRABECKI G., WRÓBEL J., DIETL T., PAPIS E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., RATUSZNA A., SPRINGHOLZ G., BAUER G.: Ballistic Transport in PbTe-Based Nanostructures. 11th Int. Conf. on Narrow Gap Semiconductors, Buffalo, N.Y. USA, 16–20.06.2003 (ref. zapr.).
- [K11] GRABECKI G., WRÓBEL J., FRONC K., ALESZKIEWICZ M., GUZIEWICZ M., PAPIS E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., SHTRIKMAN H., DIETL T.: Unidirectional Transmission of Electrons in a Magnetic Field Gradient. 11th Int. Conf. on Modulated Semiconductor Structures, Nara, Japonia, 14–18.07.2003 (plakat).
- [K12] ILCZUK E., JANIK E., KAMIŃSKA E., DYNOWSKA E., PASZKOWICZ W., KOSSUT J.: Otrzymywanie epitaksjalnych materiałów II-VI w wymuszonej fazie heksagonalnej. VIII Warsztaty Fizyki Półprzewodników Półmagnetycznych, Obory, 11.01.2003 (wyst.).
- [K13] ILCZUK E., JANIK E., KAMIŃSKA E., DYNOWSKA E., PASZKOWICZ W., KOSSUT J.: Hexagonal MnTe and ZnTe Grown on Sapphire by MBE. XXXII Int. School on Physics of Semiconducting Compounds, Jaszowiec, 1–6.06.2003 (plakat).
- [K14] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PIWOŃSKI T., KOSSUT J., ILCZUK E., JANIK E., BUTKUTE R., DOBROWOLSKI W., JAKIEŁA R., BARCZ A., DYNOWSKA E., DIETL T.: Towards p-Type ZnO. XXXII Int. School on the Physics of Semiconducting Compounds, Jaszowiec, 1–6.06.2003 (plakat).
- [K15] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., KOSSUT J., BUTKUTE R., DOBROWOLSKI W., GOŁASZEWSKA K., BARCZ A., JAKIEŁA R., DYNOWSKA E., PRZEZDZIECKA E., WAWER D.: p-Type in ZnO:N by Co-doping with Cr. MRS 2003 Fall Meet., Boston USA, 30.11–5.12.2003 (plakat).
- [K16] KORCHOVY A. A., KUCHUK A., LYTVYN O. S., OSADCHA W. D., PROKOPENKO I. W.: Kompleksnoe ispolzovanie rentgenovskich metodov i atomno-silovoj mikroskopii dlja issledovanija tonkoplenochnych struktur. IX Int. Conf. "Physics and Technology of Thin Films", Jaremca, Ukraina, 19–24.05.2003 (plakat).
- [K17] KUCHUK A., CIOSEK J., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., BARCZ A., GOŁASZEWSKA K., DYNOWSKA E., JAKIEŁA R., WAWRO A., TUROS A.: Amorphous Ta-Si-N Diffusion Barriers on GaAs. Europ. Vacuum Congr., Berlin, Niemcy, 23–26.06.2003 (plakat).
- [K18] KUCHUK A., CIOSEK J., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., BARCZ A., GOŁASZEWSKA K., BARCZ A., LYTVYN O. S., RATAJCZAK R.: Amorphous Sputtered Ta-Si-N Films: Process Parameter and Post-Deposition Annealing Influence on Electrical Feature. Europ. Congr. on Advanced Materials and Processes, EUROMAT 2003, Lozanna, Szwajcaria, 1–5.09.2003 (plakat).

- [K19] KUCHUK A., CIOSEK J., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., WAWRO A., LYTVYN O. S., NOWICKI L., RATAJCZAK R.: Barrier Properties of Ta-Si-N films in Ag and Au Containing Metallization. Int. Workshop on Surface Physics 2003: Metals on Surfaces, Polanica Zdrój, 13–15.09.2003 (plakat).
- [K20] KUCHUK A., PIOTROWSKA A., GOŁASZEWSKA K., JAKIEŁA R., LYTVYN O. S., KORCHOVY A. A., NOWICKI L., RATAJCZAK R.: Issledovanie termičeskoj stabilnosti plenok Ta-Si na podłożkach GaAs. IX Int. Conf. "Physics and Technology of Thin Films", Jaremca, Ukraina, 19–24.05.2003 (plakat).
- [K21] KUDŁA A., PAPIS E., RZODKIEWICZ W., WAWRO E., SZADE P. J., WINIARSKI A.: Influence of Solvent in Sulphur Solution on Optical Properties of GaSb Surface. Woollam Ellipsometry Sem., Darmstadt, Niemcy, 21–22.10.2003. LOT – Oriel GmbH & Co. KG J. A. Woollam Co. Inc. (wyst.).
- [K22] ŁUSAKOWSKI J., KNAP W., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Magnetoconductivity of GaAs Transistors as Detectors of THz Radiation. XXXII Int. School on the Physics of Semiconducting Compounds, Jaszowiec, 1–6.06.2003 (plakat).
- [K23] PAPIS E., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKI T. T., KRUSZKA R., GOŁASZEWSKA K., KUDŁA A., WAWRO A., SZADE J., WINIARSKI A.: The Properties of (100) GaSb Surface under Sulphur Treatment in Alcohol-Based Solutions. Europ. Vacuum Congress, Berlin, Niemcy, 23–26.06.2003 (plakat).
- [K24] PAPIS E., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKI T. T., GOŁASZEWSKA K., RATAJCZAK J., KĄTCKI J., WROBEL J.: Fabrication of GaSb Microlenses by Photo and E-Beam Lithography and Dry Etching. E-MRS'2003 Fall Meet., Warszawa, 15–19.09.2003 (plakat).
- [K25] PAPIS E., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKI T. T., KRUSZKA R., GOŁASZEWSKA K., KUDŁA A., RZODKIEWICZ W., ŁUKASZEWICZ R., WAWRO A., PANKOWSKI P., SZADE J., WINIARSKI A.: Progress in Passivation of GaSb: The Role of Sulphur Source and Type of Solvent. III Int. Workshop on Semiconductor Surface Passivation – SSP'03, Ustroń, 14–17.09.2003 (plakat).
- [K26] PIOTROWSKI T. T., PISKORSKI M., GOŁASZEWSKA K., PAPIS E., KĄTCKI J., RATAJCZAK J., PIOTROWSKA A., BARCZ A., WAWRO A., ADAMCZEWSKA A.: Growth and Characterization of GaSb-Based Quaternary Compounds for Thermophotovoltaic Applications. XVII Szkoła Optoelektroniki "Fotowoltaika – ogniwa słoneczne i detektory", Kazimierz Dolny, 13–16.10.2003 (plakat).
- [K27] PISKORSKI M., PIOTROWSKA A., PIOTROWSKI T. T., GOŁASZEWSKA K., PAPIS E., KĄTCKI J., RATAJCZAK J., ADAMCZEWSKA J., BARCZ A., WAWRO A.: LPE Growth and Characterisation of GaInAsSb and GaAlAsSb Quaternary Layers on (100) GaSb Substrates. Europ. Vacuum Congr., Berlin, Niemcy, 23–26.06.2003 (plakat).
- [K28] WHITE H. J., PROUDLEY G. M., PANSER K., BAUR E., POISSON M.-A., LANCEFIELD D., DEMIERRY P., SANCHEZ GARCIA M., KAMIŃSKA E., BRADLEY L., CORBETT B., MAASKANT P.: Extended Temperature Range and Data Link Performance of GaN RC-LEDs. 29th Europ. Conf. on Optical Communication, Rimini, Włochy, 21–25.09.2003 (wyst.).