



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

Zespół: mgr Krystyna Gołaszewska, e-mail: krystyg@ite.waw.pl,  
dr inż. Marek Guziejewicz, e-mail: margu@ite.waw.pl,  
dr inż. Eliana Kamińska, e-mail: eliana@ite.waw.pl,  
mgr inż. Renata Kruszka, e-mail: kruszka@ite.waw.pl,  
mgr inż. Norbert Kwietniewski, e-mail: nkwietni@interia.pl,  
dr Ewa Papis-Polakowska, e-mail: papis@ite.waw.pl,  
Iwona Pasternak, e-mail: iwonap@ite.waw.pl,  
dr inż. Tadeusz T. Piotrowski, e-mail: ttpiotr@ite.waw.pl,  
mgr inż. Zuzanna Sidor, e-mail: zsidor@ite.waw.pl,  
mgr inż. Artur Szczęsny e-mail: szczesny@ite.waw.pl,  
mgr inż. Lidia Ilka

## 1. Wprowadzenie

W 2006 r. Zakład Technologii Struktur Półprzewodnikowych dla Fotoniki realizował następujące projekty badawcze:

- „Technologia funkcjonalnych struktur cienkowarstwowych dla przyrządów półprzewodnikowych III-V”. Etap II (projekt statutowy nr 1.03.045),
- Nanostrukturalne czujniki fotonowe" NANOPHOS (projekt EC nr IST-2001-39112),
- „Hybrydowe podłoża dla konkurencyjnej elektroniki wysokiej częstotliwości" HYPHEN (projekt EC nr FP-6 IST 027455),
- Centrum Doskonałości “Fizyka i Technologia Nanostruktur dla Fotoniki” CEPHONA (projekt badawczy nr G5MA-CT-2002-72100),
- „Tranzystory polowe AlGaIn/GaN nowej generacji dla elektroniki dużej mocy i wysokiej częstotliwości” (projekt badawczy nr 1359/T11/2004/26),
- „Półprzewodnikowe fotoogniwa GaSb/In(Al)GaAsSb do zastosowań w przyrządach termofotowoltaicznych” (projekt badawczy nr 1360/T11/2004/26),
- „Detektory promieniowania THz oparte na mikrometrowych tranzystorach polowych” (projekt badawczy we współpracy z Instytutem Fizyki Doświadczalnej UW),
- „Wytwarzanie i wykrywanie stanów splątanych w nanostrukturach półprzewodnikowych” (PBZ/KBN/044/P03/2001 we współpracy z Instytutem Fizyki PAN i Instytutem Fizyki Doświadczalnej UW).

Zakład świadczył również usługi badawcze i produkcyjne na zamówienie odbiorców zewnętrznych oraz kontynuował działalność edukacyjną we współpracy z Instytutem Mikroelektroniki i Optoelektroniki PW.

Odrębną grupę działalności stanowiły prace recenzenckie na rzecz Komisji Europejskiej w 6. Programie Ramowym, w części Human Resources & Mobility.

## **2. Wyniki działalności naukowo-badawczej**

Ogólnym celem obecnego 3-letniego projektu jest opracowanie metod wytwarzania i obróbki technologicznej funkcjonalnych struktur cienkowarstwowych dla nowoczesnych półprzewodnikowych przyrządów optoelektronicznych, mikroelektronicznych opartych na materiałach półprzewodnikowych grupy III-V i II-VI. Przedmiotem szczególnego zainteresowania są cztery grupy materiałowe: ZnO i półprzewodniki pokrewne (przezroczysta elektronika, optoelektroniczne techniki sensorowe), antymonki grupy III (termofotowoltaika), azotki grupy III (elektronika wysokich częstotliwości i dużych mocy) oraz struktury na bazie SiC (elektroniki wysokotemperaturowej, układy mocy, czujniki). Badania dotyczą zarówno struktur pełniących rolę obszarów czynnych, jak i struktur pełniących funkcje kontaktów omowych i kontaktów prostujących, przezroczystych elektrod, powłok przeciwodblaskowych oraz powłok pasywacyjnych.

Prace prowadzone w 2006 r. obejmowały cztery zadania badawcze:

- rozwój technologii materiałów tlenkowych dla optoelektroniki, mikroelektroniki i termofotowoltaiki;
- badania naprężeń w strukturach półprzewodnikowych na bazie GaN;
- badania przewodnictwa cieplnego struktur półprzewodnikowych na bazie GaN;
- pasywacja powierzchni struktur przyrządowych na bazie GaN.

### **2.1. Rozwój technologii materiałów tlenkowych dla optoelektroniki, mikroelektroniki i termofotowoltaiki**

Jednym z najbardziej perspektywicznych materiałów tlenkowych do zastosowań w przezroczystej i wysokotemperaturowej elektronice i optoelektronice jest tlenek cynku. Materiał ten jest półprzewodnikiem o szerokiej przerwie zabronionej oraz dobrych własnościach elektrycznych, akusto-optycznych i piezoelektrycznych. Duża energia wiązania ekscytonu w ZnO zapewnia wysoką efektywność luminescencji w zakresie fioletu i nadfioletu. Dzięki szerokiej przerwie zabronionej samoistna koncentracja nośników w ZnO jest znacznie niższa niż w konwencjonalnych półprzewodnikach takich, jak Si i GaAs, co umożliwia pracę w wysokich temperaturach przy niskich prądach upływu. ZnO charakteryzuje się przy tym istotnie wyższą odpornością na promieniowanie jonizujące, co umożliwia pracę w przestrzeni kosmicznej i reaktorach jądrowych. Dla pełnego wykorzystania potencjału ZnO niezbędne jest zrozumienie mechanizmów i optymalizacja domieszkowania ZnO na typ p. Jest to obecnie jedno z najpoważniejszych wyzwań

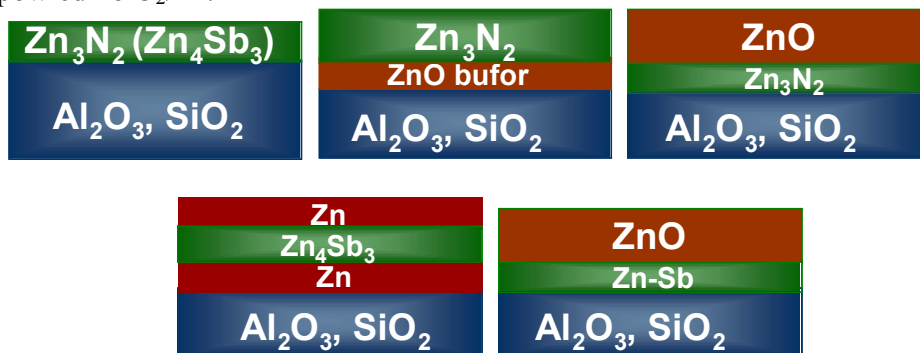
stojących przed inżynierią materiałową ZnO i jedno z najbardziej strategicznych działań naszego zespołu.

### Badania nad wytwarzaniem ZnO typu p

Przyjęta przez nas metoda wytwarzania cienkich warstw ZnO na typ p polega na utlenianiu termicznym związku cynku zawierającego dużą koncentrację pierwiastka grupy V. W dotychczasowych badaniach materiał wyjściowy stanowiły warstwy  $Zn_3N_2$  osadzone metodą rozpylania katodowego bądź warstwy ZnTe:N na podłożu GaAs wytwarzane metodą MBE. Wykazano, że za pomocą tej metody można wytwarzać cienkie warstwy ZnO zawierające azot lub arsen na poziomie  $\geq 1 \cdot 10^{20}$  at./ $cm^3$ . Dowiedziono, że zanieczyszczenie wodorem stanowi zasadniczą przeszkodę w osiągnięciu efektywnego przewodnictwa dziurowego w ZnO. Wodór wbudowujący się w międzywęzła sieci krystalicznej ZnO w trakcie procesu krystalizacji tworzy płytki stan donorowy. Dzięki obniżeniu jego koncentracji w warstwach  $Zn_3N_2$  otrzymano ZnO:N typu p o koncentracji dziur  $p \sim 5 \cdot 10^{17} cm^{-3}$  i ruchliwości  $\mu \sim 10 cm^2/V \cdot s$ . Użycie materiału źródłowego wolnego od zanieczyszczeń wodorem, jakim jest ZnTe wytwarzany metodą MBE, pozwoliło na uzyskanie rekordowej koncentracji dziur  $p \geq 1 \cdot 10^{19} cm^{-3}$ . W tym przypadku udział w domieszkowaniu miał arsen wydyfundowujący w trakcie utleniania ZnTe z podłoża GaAs, przy czym akceptorem jest nie tyle izolowany As podstawiający O, lecz kompleks As podstawiającego Zn i dwu luk cynkowych:  $As_{Zn}-2V_{Zn}$ , który jest płytkim akceptorem.

Głównym celem obecnego etapu badań była poprawa mikrostruktury oraz charakteryzacja właściwości optycznych cienkich warstw p-ZnO:N. Równolegle przeprowadzono badania nad domieszkowaniem na typ p z użyciem antymonu.

$Zn_3N_2$ , Zn-Sb i niedomieszkowany ZnO wytwarzano na drodze magnetonowego rozpylania katodowego w wielotargetowym stanowisku próżniowym. Na rys. 1 przedstawiono schematycznie struktury cienkowarstwowe użyte do optymalizacji składu i struktury materiału wyjściowego.  $Zn_3N_2$  i ZnO wytwarzano w procesach reaktywnego rozpylania metalicznego Zn w atmosferze  $N_2/Ar$  lub odpowiednio  $O_2/Ar$ .



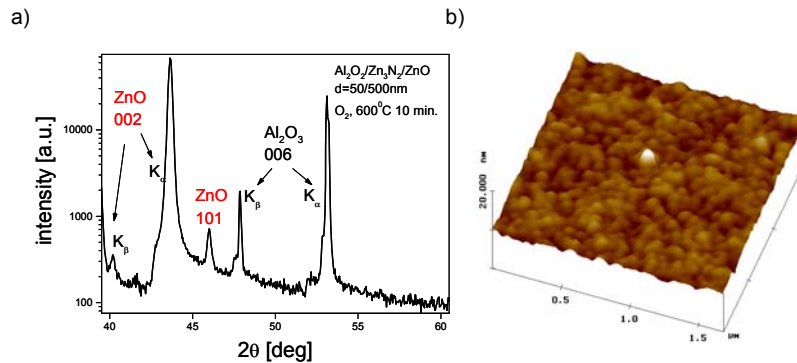
Rys. 1. Struktury cienkowarstwowe użyte do optymalizacji składu i struktury materiału wyjściowego do wytwarzania ZnO typu p na drodze utleniania termicznego

Do osadzania warstw Zn-Sb posłużył specjalnie zaprojektowany i wykonany na zamówienie w firmie Plasmaterials target  $Zn_4Sb_3$ . Materiał wyjściowy do otrzymania ZnO:Sb przygotowywano w postaci struktury trójwarstwowej Zn/ $Zn_4Sb_3$ /Zn. Grubości poszczególnych warstw dobierano eksperymentalnie tak, by uzyskać kontrolowaną zmianę zawartości Sb w ZnO. Procesy obróbki termicznej (homogenizacja składu, utlenianie i aktywacja domieszki) prowadzono w temperaturze  $500 \div 900^\circ\text{C}$  w atmosferze  $O_2$  i  $N_2$ .

Właściwości transportowe ZnO określano z pomiarów efektu Halla lub van der Pauwa. Mikrostrukturę i skład charakteryzowano na podstawie badań XRD, SIMS i AFM. Pomiary właściwości optycznych obejmowały pomiary fotoluminescencji w funkcji temperatury oraz pomiary transmisji. Wszystkie badania prowadzono we współpracy z Instytutem Fizyki PAN.

Na rys. 2 przedstawiono dyfraktogram rentgenowski i zdjęcie AFM powierzchni zoptymalizowanej cienkiej warstwy ZnO:N. Uzyskano znaczącą poprawę mikrostruktury z nieuporządkowanej polikrystalicznej na silnie steksturowaną w kierunku (001), z jednoczesną poprawą chropowatości powierzchni z  $\sim 60 \mu\text{m}$  do poniżej  $1 \mu\text{m}$ .

W tab. 1 zestawiono własności elektryczne typowej zoptymalizowanej warstwy p-ZnO:N.

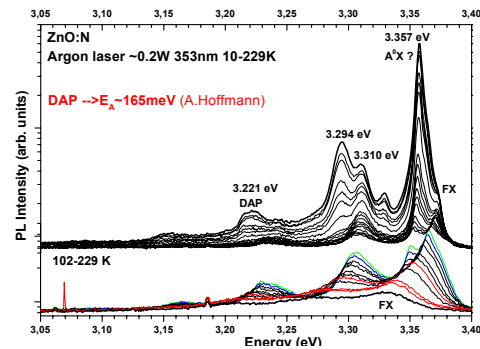


Rys. 2. Dyfraktogram rentgenowski – promieniowanie  $FeK_\alpha$  (a) utlenionej struktury ZnO/ $Zn_3N_2$ /szafir oraz obraz AFM powierzchni ZnO (b)

Tabela 1. Własności elektryczne warstwy p-ZnO:N					
Materiał wyjściowy	Obróbka termiczna	$d_{ZnO}$ [nm]	$\rho$ [ $\Omega\cdot\text{cm}$ ]	$p$ [ $\text{cm}^{-3}$ ]	$\mu$ [ $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ]
$Zn_3N_2/ZnO$ 50/500 nm	$400^\circ\text{C } O_2$ $600^\circ\text{C } O_2$	550	7,9	$1,6\cdot 10^{17}$	4,0

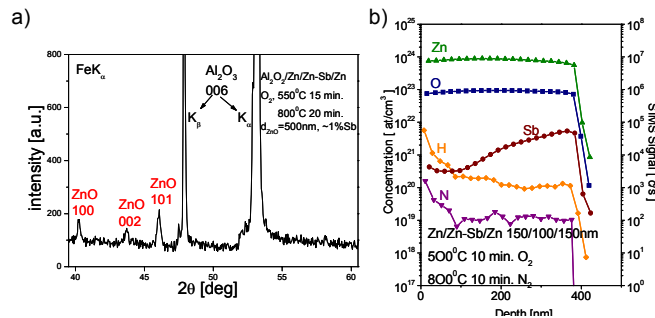
Rysunek 3 przedstawia widma fotoluminescencji p-ZnO:N zmierzone w temperaturach od 10 K do 229 K. Na rysunku zaznaczono wartości energii odpowiadające obserwowanym przejściom optycznym. Na obecnym etapie badań

trudno jedno znacznie określić, które z przejść – czy to odpowiadające wartości energii 3,310 eV, czy odpowiadające 3,357 eV – należy przypisać eksyctonowi związanemu na neutralnym akceptorze  $A^0X$ . Niebudzące wątpliwości wydaje się przejście przy 3,221 eV, związane z rekombinacją elektronu z poziomu donorowego z dziurą z poziomu akceptorowego (DAP). Określona na tej podstawie energia jonizacji akceptora NO wynosi 165 meV.



Rys. 3. Widma fotoluminescencji warstwy p-ZnO:N w temperaturze 10 ÷ 229 K

Na rys. 4 przedstawiono wyniki badań rentgenowskich i profil składu SIMS cienkiej warstwy ZnO:Sb. Warstwa ZnO otrzymana w wyniku utleniania struktury Zn/Zn<sub>4</sub>Sb<sub>3</sub>/Zn jest polikrystaliczna, a rozkład Sb, jak wskazuje analiza SIMS, jest dosyć jednorodny. Przewodnictwo typu p uzyskano dla zawartości Sb w ZnO ~2% at. Właściwości elektryczne ZnO:Sb zestawiono w tab. 2. W odróżnieniu od domieszkowania azotem, w przypadku antymonu dla uzyskania przewodnictwa typu p



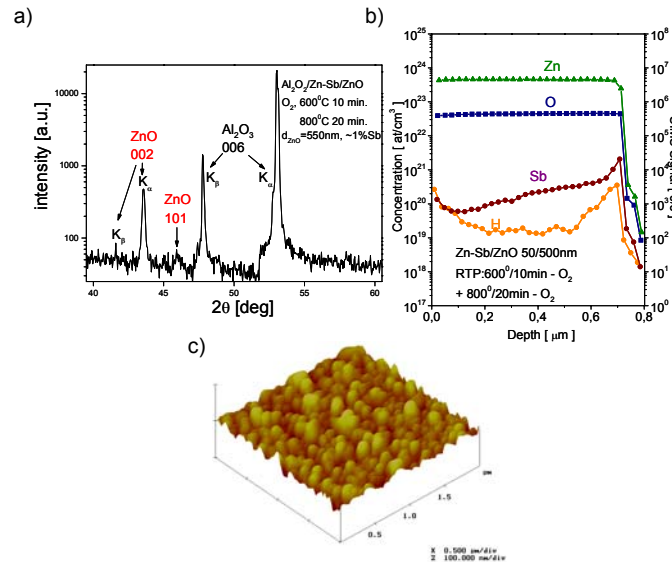
Rys. 4. Dyfraktogram rentgenowski – promieniowanie  $FeK_{\alpha}$  (a) oraz profile głębokościowe składu utlenionej struktury Zn/Zn<sub>4</sub>Sb<sub>3</sub>/Zn/szafir (b)

**Tabela 2. Właściwości elektryczne p-ZnO:Sb wytworzonego z użyciem Zn/Zn<sub>4</sub>Sb<sub>3</sub>/Zn**

Obróbka termiczna	$d_{ZnO}$ [nm]	Zawartość Sb	$\rho$ [ $\Omega \cdot cm$ ]	$p$ [ $cm^{-3}$ ]	$\mu$ [ $cm^2/V \cdot s$ ]	Typ
500°C O <sub>2</sub>	400	~2at. %				SI
500°C O <sub>2</sub> 800°C O <sub>2</sub>			49,7	$1,04 \cdot 10^{17}$	1,2	p
500°C O <sub>2</sub> 800°C O <sub>2</sub>			55,5	$1,26 \cdot 10^{17}$	0,9	p

niezbędne jest dodatkowe wygrzewanie w temperaturze  $\sim 800^\circ\text{C}$  w celu aktywacji domieszki. Aktywację można wykonać w atmosferze  $\text{O}_2$  lub  $\text{N}_2$ . Podobnie jak dla  $\text{ZnO:N}$ , niski poziom zanieczyszczeń wodorem w  $\text{ZnO:Sb}$  decyduje o uzyskaniu przewodnictwa dziurowego.

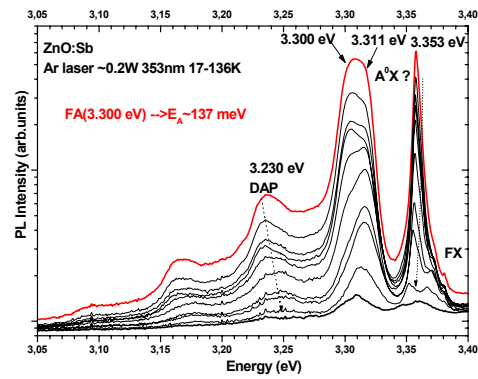
Optymalizacja składu materiału wyjściowego pozwoliła na poprawę mikrostruktury i własności elektrycznych  $\text{ZnO:Sb}$ . Na rys. 5 zestawiono dyfraktogram, zdjęcie AFM powierzchni oraz profile składu SIMS warstwy  $\text{ZnO:Sb}$  otrzymanej w wyniku utleniania struktury  $\text{Zn}_4\text{Sb}_3/\text{ZnO}$ , a w tab. 3 przedstawiono własności transportowe tego materiału. Należy zwrócić uwagę, że dzięki poprawie mikrostruktury p-ZnO uzyskano wzrost ruchliwości dziur.



Rys. 5. Dyfraktogram rentgenowski – promieniowanie  $\text{FeK}_\alpha$  (a), profile głębokościowe składu (b), zdjęcie AFM powierzchni utlenionej struktury  $\text{ZnO}/\text{Zn}_4\text{Sb}_3/\text{szafir}$  (c)

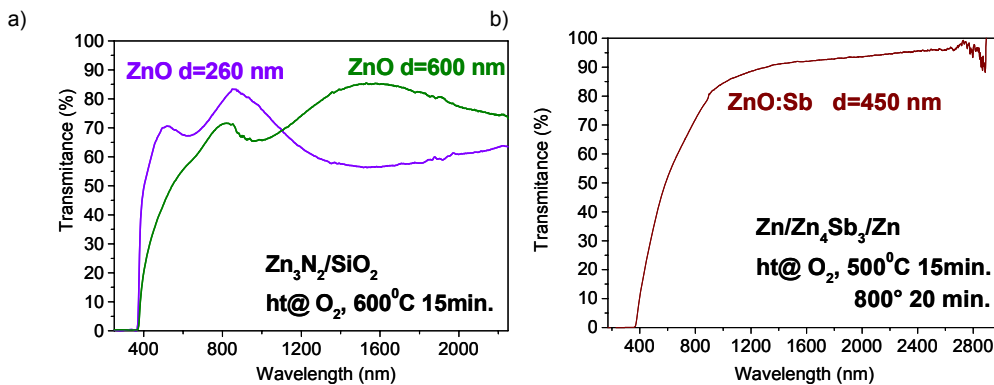
Tabela 3. Własności elektryczne p-ZnO:Sb wytworzonego z użyciem $\text{ZnO}/\text{Zn}_4\text{Sb}_3$							
Materiał wyjściowy	Obróbka termiczna	$d_{\text{ZnO}}$ [nm]	Zawartość Sb	$\rho$ [ $\Omega\cdot\text{cm}$ ]	$P/n$ [ $\text{cm}^{-3}$ ]	$\mu$ [ $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ ]	Typ
Zn-Sb/ZnO 50/500 nm	$600^\circ\text{C O}_2$	500	1at.%	71,4	$5,1\cdot 10^{15}$	17,2	n
	$600^\circ\text{C O}_2$ $750^\circ\text{C O}_2$			27,4	$6,1\cdot 10^{15}$	37,2	n/p
	$600^\circ\text{C O}_2$ $800^\circ\text{C O}_2$			4,3	$2,0\cdot 10^{17}$	7,4	p

Rysunek 6 przedstawia widma fotoluminescencji p-ZnO:Sb zmierzone w zakresie temperatur 17 ÷ 136 K. Podobnie jak w ZnO domieszkowanym azotem, tu również nie możemy jednoznacznie określić natury wszystkich obserwowanych przejść optycznych. Na podstawie przejścia przy energii 3,300 eV, które przypisuje się rekombinacji swobodnego elektronu z dziurą z poziomu akceptorowego, wyznaczono energię aktywacji centrum akceptorowego związanego z Sb. Wynosi ona 137 meV.



Rys. 6. Widma fotoluminescencji warstwy p-ZnO:Sb w temperaturze 17 ÷ 136 K

Na rys. 7 przedstawiono transmisję cienkich warstw ZnO domieszkowanych azotem i antymonem w funkcji długości fali promieniowania widzialnego. Na



Rys. 7. Transmisja warstw p-ZnO:N (a) oraz p-ZnO:Sb (b)

podkreślenie zasługuje fakt, że obydwa materiały charakteryzują się bardzo wysoką transmisją, świadcząca o tym, że straty spowodowane domieszkowaniem na typ p nie przekraczają kilku %.

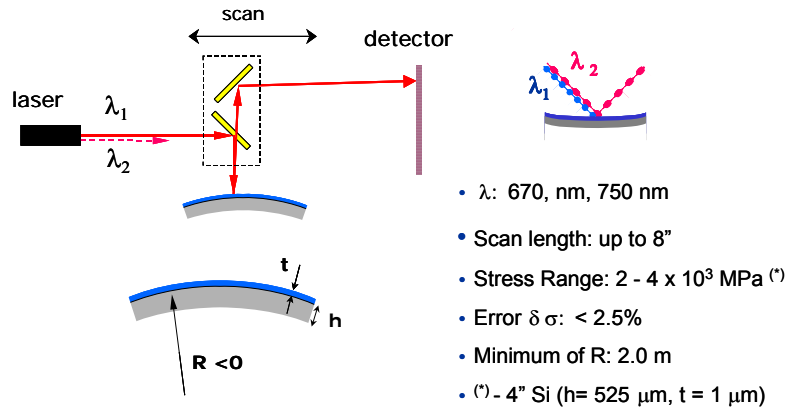
## 2.2. Badania naprężeń w strukturach półprzewodnikowych na bazie GaN

Powstawanie naprężeń i ich wpływ na działanie przyrządów półprzewodnikowych jest przedmiotem stałego zainteresowania wytwórców podłoży półprzewodnikowych i technologów struktur przyrządowych. Jest to szczególnie prawdziwe w przypadku przyrządów półprzewodnikowych RF na bazie GaN, wytwarzanych na podłożach niedopasowanych sieciowo takich, jak szafir, Si czy SiC.

Generalnie, naprężenia w cienkich warstwach mogą mieć dwie składowe: naprężenia samoistne, które powstają w czasie nukleacji i wzrostu warstw, oraz naprężenia termiczne, spowodowane różnicą we współczynnikach rozszerzalności

cieplnej materiałów warstw i podłoża. Konsekwencją powstających naprężeń jest nie tylko pojawianie się deformacji i pęknięć w cienkich warstwach, ale również różnorakie problemy elektryczne. W szczególności naprężenia mechaniczne mogą wpływać na pracę przyrządów na bazie GaN z powodu takich zjawisk, jak zależność masy efektywnej, przerw zabronionych i piezoelektryczności, by wymienić najważniejsze.

Na obecnym etapie projektu przedmiotem badań były naprężenia termiczne w cienkich warstwach GaN wytwarzanych (z użyciem odpowiednich warstw buforowych) na podłożach szafirowych i krzemowych oraz struktury tranzystora HEMT GaN/AlGaIn na podłożach złożonych typu Si-on-poly-SiC (SopSiC) i SiC-on-polySiC (SiCopSiC). Do określenia naprężeń zastosowano technikę opartą na pomiarze krzywizny podłoża wywołanym nałożeniem struktury cienkowarstwowej przy użyciu urządzenia TencorFLX-2320. Schemat układu pomiarowego przedstawiono na rys. 8.



Rys. 8. Zasada pomiaru naprężeń techniką wygięcia płytki oraz specyfikacja urządzenia TencorFLX-2320

W układzie tym promień krzywizny określany jest na podstawie pomiaru zmiany kąta padania promienia lasera odbijanego od powierzchni płytki. Różnica promieni krzywizn służy do obliczenia naprężenia przy wykorzystaniu zależności Stoneya:

$$\sigma_f = E_s / (1 - \nu_s) h^2 (R_1^{-1} - R_0^{-1}) / 6t_1, \quad (1)$$

gdzie:  $\sigma_f$  – naprężenie warstwy;  $E_s$  – moduł Younga podłoża;  $\nu_s$  – współczynnik Poissona podłoża;  $R_1, R_0$  – promień krzywizny podłoża bez warstwy i z warstwą;  $h$  – grubość podłoża,  $t_1$  – grubość warstwy 1. W układzie wielowarstwowym każda  $i$ -ta naprężona warstwa działa niezależnie z siłą na jednostkę długości  $\sigma_i t_i$ , a suma sił od  $n$ -warstw powoduje wypadkowe odkształcenie podłoża o promieniu  $R$  określonym równaniem:

$$1/R = 6h^2 \sum \sigma_i t_i / (E_s (1 - \nu_s)) \quad (2)$$

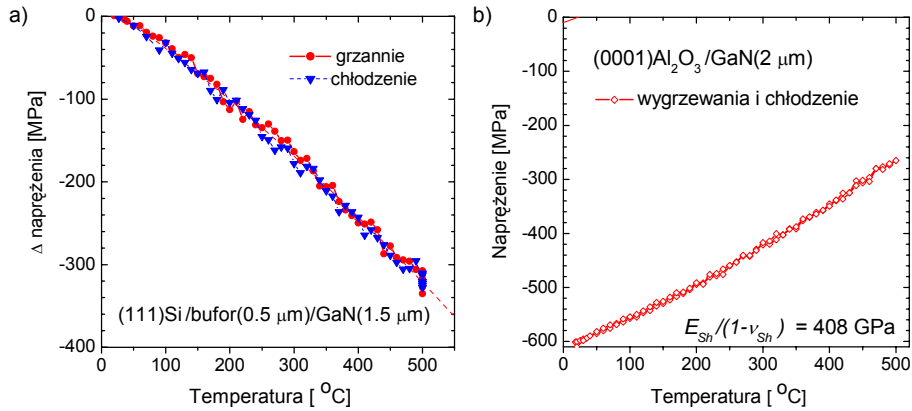
gdzie  $i = 1, 2, \dots, n$ ;  $\sigma_i$  oraz  $t_i$  są naprężeniem i grubością  $i$ -tej warstwy.

Wartość średnią dla układu  $n$ -warstw można zdefiniować:

$$\sigma_{avr.} = \sum \sigma_i t_i / \sum t_i. \quad (3)$$



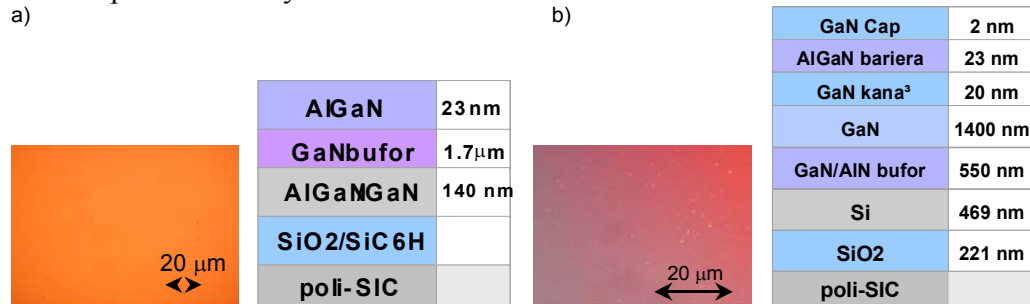
Warstwy epitaksjalne GaN(1,5  $\mu\text{m}$ ) na podłożu Si(111) były wykonane techniką MBE (PICO GIGA Int.), a warstwy GaN(2  $\mu\text{m}$ ) na szafirze(0001) techniką MOCVD (Emocre Int.). Pomiary naprężeń termicznych prowadzono w atmosferze Ar, stosując szybkość grzania  $2^\circ\text{C}/\text{min}$  i swobodne chłodzenie. Wyniki pomiarów zmiany naprężenia w funkcji temperatury dla tych struktur przedstawiono na rys. 9.



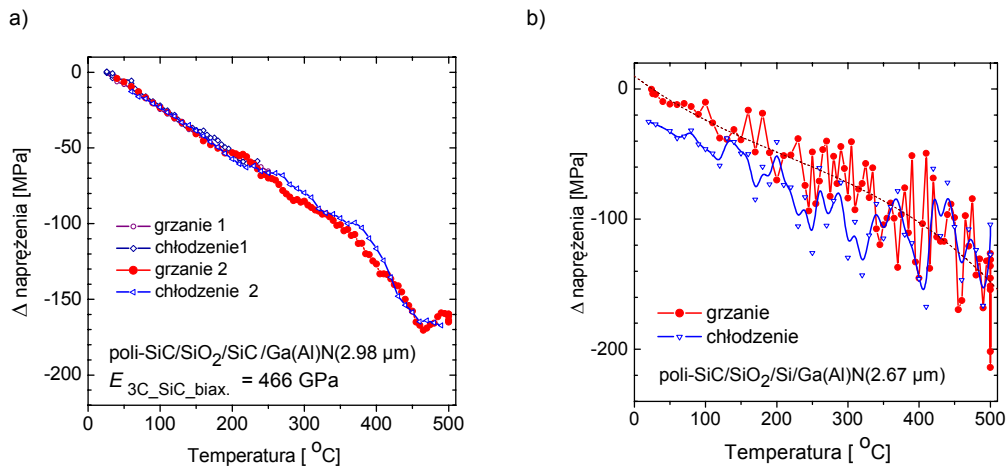
Rys. 9. Zmiany naprężenia w warstwach epi-GaN wytwarzanych na podłożu (111)Si z zastosowaniem bufora AlN (a) oraz na podłożu (0001)  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (b)

Jak widać, naprężenia termiczne w badanych układach cienkowarstwowych różnią się swoim charakterem w zależności od zastosowanego podłoża. W strukturach GaN/AlN na podłożu Si indukowane są naprężenia ściskające, których wielkość wraz ze wzrostem temperatury rośnie o ok.  $0,63 \text{ MPa}/^\circ\text{C}$ . Z kolei w warstwach GaN wytwarzanych na podłożu szafirowym wraz ze wzrostem temperatury następuje zmniejszanie naprężeń ściskających do wartości ok.  $0,66 \text{ MPa}/^\circ\text{C}$ .

Schemat struktur HEMT na podłożach złożonych typu SiCopSiC i SopSiC oraz obrazy mikroskopowe ich powierzchni przedstawiono na rys. 10. Pierwsza ze struktur HEMT wytwarzana była techniką wzrostu MOCVD (Thales), druga – techniką MBE (Picogiga). Wyniki pomiarów zależności naprężeń  $\sigma(T)$  dla tych struktur pokazano na rys. 11 a i b.



Rys. 10. Obraz mikroskopowy powierzchni oraz schematy struktur HEMT poddawane badaniom naprężeń termicznych: a) HEMT wytwarzany techniką MOCVD (Thales) na podłożu SiCopSiC, b) HEMT wytwarzany techniką MBE (Picogiga) na podłożu SopSiC



Rys. 11. Zmiany naprężeń indukowanych termicznie w strukturze HEMT/SiCopSiC (a) i w strukturze HEMT/SopSiC (b)

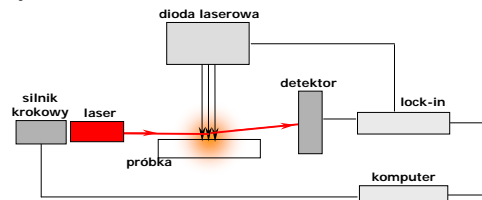
W strukturze HEMT/SiCopSiC zmiany naprężenia są powtarzalne. Przebieg zmian jest bliski liniowemu w zakresie temperatury od pokojowej do 300°C, a powyżej tej temperatury funkcja ma charakter nieliniowy. W przypadku struktury HEMT SopSiC widoczne są oscylacje naprężenia dla temperatury powyżej 100°C, które rosną ze wzrostem temperatury, co utrudnia analizę przebiegu zmian. Przyczyną tych oscylacji jest prawdopodobnie prawie dwukrotnie większa grubość płytki podłożowej lub też niejednorodności polikrystalicznego podłoża (defekty objętościowe lub rysy polerskie od spodu). W tej próbce obserwuje się małą relaksację naprężenia (ok. 30 MPa) po pierwszym procesie wygrzewania. W obu strukturach HEMT zmiany naprężenia osiągają zbliżoną wartość -150 MPa w temperaturze 500°C. Analiza zmian naprężeń w strukturach HEMT na podłożach złożonych wymaga dokładniejszego uwzględnienia wpływu warstw przejściowych (SiO<sub>2</sub>-Si) na deformacje podłoża, co będzie przedmiotem kolejnego etapu prac.

### 2.3. Badania przewodnictwa cieplnego struktur półprzewodnikowych na bazie GaN

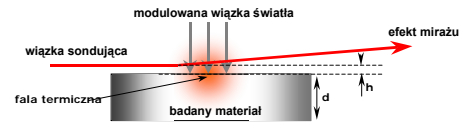
Wraz ze zmniejszaniem geometrii struktur przyrządowych, jak też ze zwiększaniem temperatury pracy przyrządów półprzewodnikowych na bazie GaN zagadnienie transportu ciepła, w tym znajomość parametrów cieplnych, jest jednym z najbardziej aktualnych problemów w technologiach przyrządów tego typu. Dane literaturowe na temat przewodnictwa cieplnego GaN i azotków grupy III oraz podłoża stosowanych do ich epitaksjalnego wzrostu wykazują duże rozbieżności, co w znacznej mierze wynika z różnej perfekcji strukturalnej badanych materiałów (monoi polikryształy, materiały lite i cienkowarstwowe, poziom domieszkowania). Dodatkowym powodem są trudności w zaadaptowaniu klasycznych metod pomiaru przewodnictwa cieplnego do badania struktur cienkowarstwowych.

W pracy prowadzonej wspólnie z zespołem z Instytutu Fizyki Politechniki Śląskiej do określenia przewodnictwa cieplnego zastosowano metodę fototermiczną, opartą na analizie propagacji fal termicznych i zjawiska mirażu [J. Bodzenta, Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej, seria Matematyka-Fizyka, (2006)]. Metoda pozwala wyznaczyć parametry cieplne tak materiałów litych, jak i cienkowarstwowych. Na obecnym etapie prac przedmiotem badań charakteryzacji były cienkie warstwy GaN na podłożach szafirowych i krzemowych z odpowiednimi warstwami buforowymi oraz płytki podłożowe Si i SiC. Schemat zastosowanego układu pomiarowego oraz zasadę pomiaru dyfuzyjności cieplnej z wykorzystaniem zjawiska mirażu ilustrują rys. 12 i 13.

Powierzchnia badanej próbki grubości  $d$  jest oświetlana wiązką światła o natężeniu zmiennym z częstotliwością  $f$  (rys. 13). Równoległe do powierzchni próbki, na wysokości  $h$  nad nią biegnie wiązka sondująca. Wiązka sondująca, przechodząc przez soczewkę cieplną, jest okresowo odchylana na skutek zmian współczynnika załamania powietrza. Rejestrując zmiany parametrów wiązki sondującej (amplitudy  $A$  i fazy  $\phi$ ) w funkcji częstotliwości wiązki oświetlającej i korzystając z zależności:



Rys. 12. Schemat układu pomiarowego do badania przewodności cieplnej techniką fototermiczną

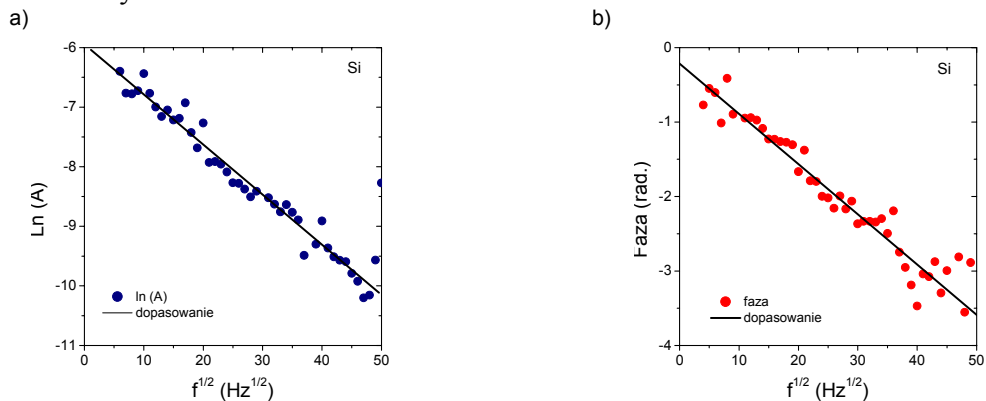


Rys. 13. Zasada pomiaru przewodności cieplnej z wykorzystaniem zjawiska mirażu

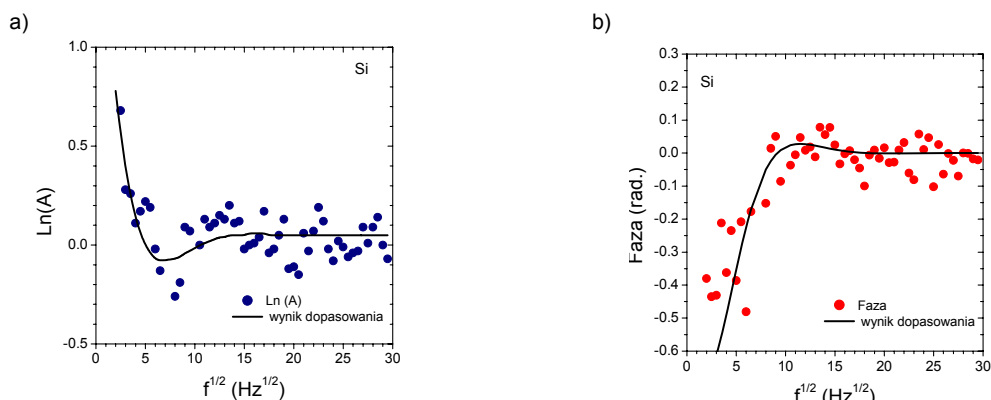
$$\Xi = A \exp(i\phi) = Bct h \left( \sqrt{\frac{i\omega}{\alpha}} d \right) \exp \left( \sqrt{\frac{i\omega}{\alpha_g}} h \right) \quad (4)$$

w której  $A$  – amplituda sygnału,  $B$  – stała,  $\omega$  – częstotliwość kołowa,  $\alpha$  – dyfuzyjność cieplna próbki,  $\alpha_g$  – dyfuzyjność cieplna powietrza nad próbką, przeprowadza się stosowną obróbkę numeryczną wyników i wyznacza dyfuzyjność cieplną lub bezpośrednio przewodnictwo cieplne. Konfiguracja pomiarowa przedstawiona na rys. 13 jest stosowana w przypadku materiałów litych (podłoży). Całość procedury analitycznej wyznaczania przewodności podłoża Si grubości  $400 \mu\text{m}$  ilustrują rys. 14 i 15. W przypadku struktur cienkowarstwowych (konfiguracja jak na rys. 16) wykonywane są dwie serie pomiarów: (i) przy oświetleniu próbki od strony warstwy oraz (ii) przy oświetleniu od strony podłoża. Pomiar prowadzi się przy stałej częstotliwości wiązki generującej (zazwyczaj  $1600 \text{ Hz}$ ), zmieniając odległość wiązki generującej i sondującej (w przedziale od  $-600 \mu\text{m}$  do  $600 \mu\text{m}$ ). Przedmiotem analizy jest zależność amplitudy i fazy wiązki sondującej od odległości obu wiązek. Całość procedury analitycznej wyznaczania przewodności epitaksjalnej warstwy GaN grubości  $2 \mu\text{m}$  wykonanej na podłożu Si

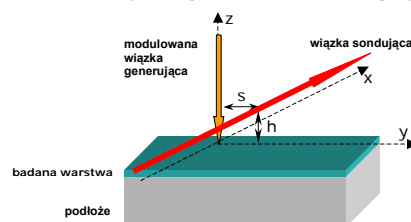
(400  $\mu\text{m}$ ) ilustrują rys. 17–20. Na pierwszym z nich przedstawiono wyniki pomiarów amplitudy i fazy sygnału związanego z ugięciem wiązki sondującej w przypadku oświetlenia próbki od strony cienkiej warstwy (rys. 17 a, b) oraz od strony podłoża (rys. 17 c, d). Kolejne przedstawiają: wynik transformacji wyników pomiarów do przestrzeni liczby falowej  $k$  za pomocą transformaty Fouriera (rys. 18), stosunki funkcji zespolonych odpowiadających odchyleniu normalnemu i stycznemu w przestrzeni  $k$  (rys. 19), porównanie wyników otrzymanych dla odchylenia normalnego i stycznego (rys. 20a) oraz wynik numerycznego dopasowania do wyników doświadczalnych zależności teoretycznej (rys. 20b) zawierającej poszukiwaną wartość współczynnika przewodnictwa cieplnego. Dotychczasowe wyniki zestawiono w tab. 4.



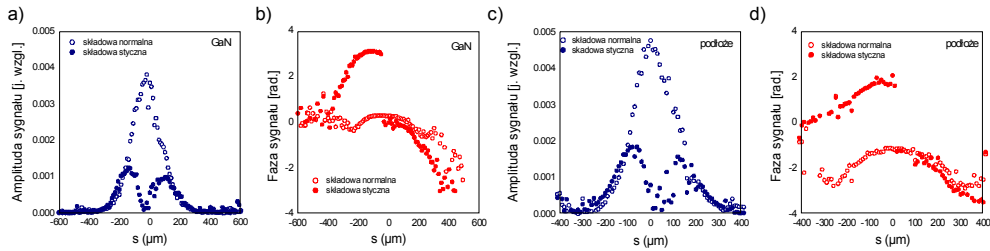
Rys. 14. Zależność logarytmu amplitudy (a) i fazy (b) od pierwiastka częstotliwości



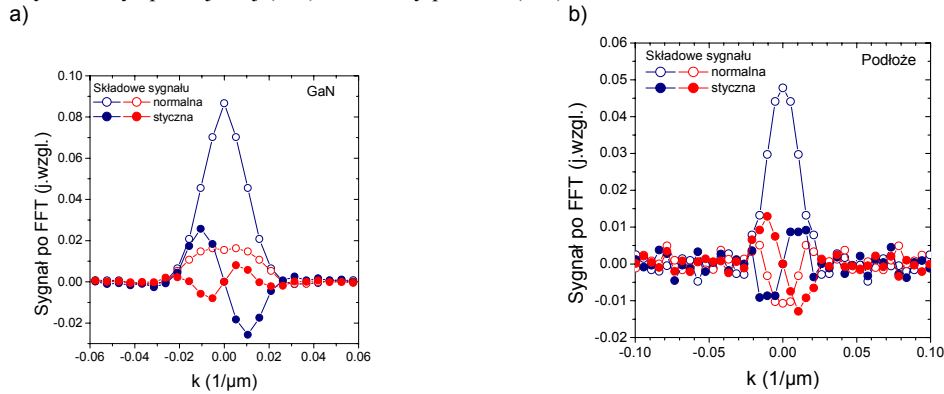
Rys. 15. Wynik dopasowania numerycznego dla zależności logarytmu amplitudy (a) i fazy (b)



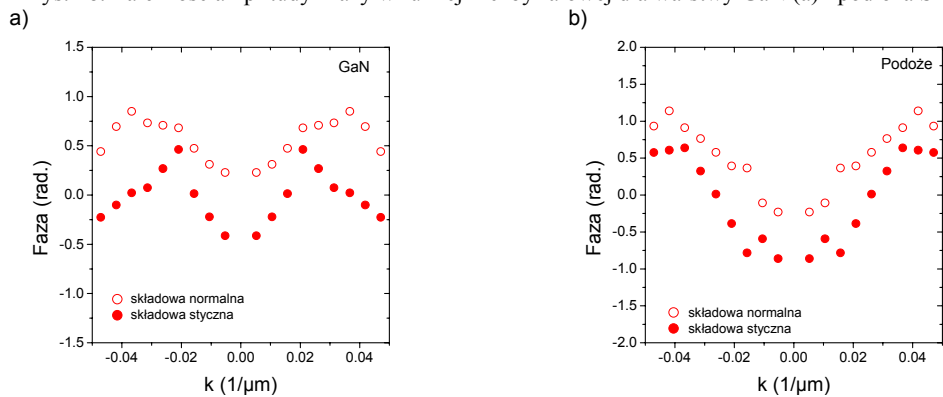
Rys. 16. Zasada pomiaru przewodnictwa cieplnego cienkiej warstwy



Rys. 17. Zależność amplitudy i fazy od ugięcia wiązki sondującej przy oświetleniu próbki GaN/Si od strony warstwy epitaksjalnej (a, b) i od strony podłoża (c, d)



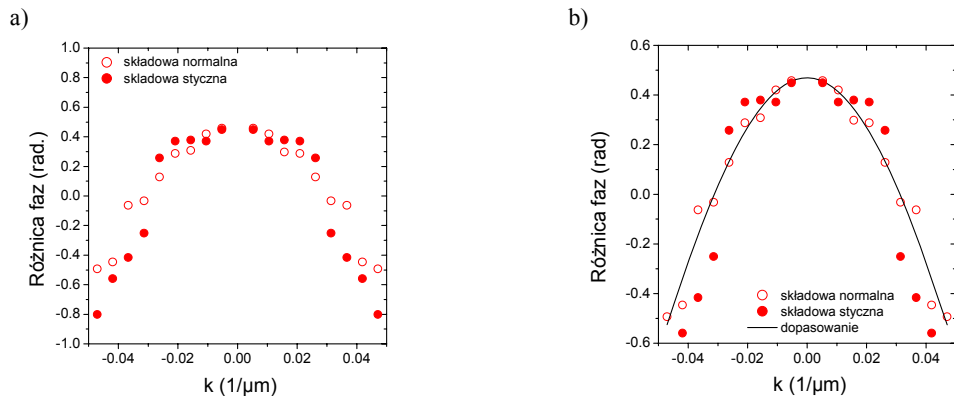
Rys. 18. Zależność amplitudy i fazy w funkcji liczby falowej dla warstwy GaN (a) i podłoża Si (b)



Rys. 19. Przebieg funkcji zespolonych fazy odpowiadających odchyleniu normalnemu i stycznemu w przestrzeni  $k$  dla GaN (a) i podłoża Si (b)

## 2.4. Pasywacja powierzchni struktur półprzewodnikowych na bazie GaN

Do tej pory standardowym rozwiązaniem w technologii pasywacji struktur półprzewodnikowych na bazie GaN było użycie pokryć dielektrycznych z tlenków i azotków krzemu –  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4$  lub  $\text{SiON}$ . Jednocześnie wiadomo, że dotychczasowe metody są niewystarczające, przyczyniają się np. do zjawiska gwałtownego



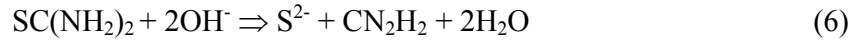
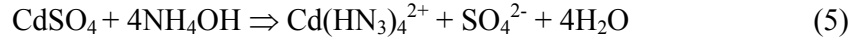
Rys. 20. Różnica faz dla odchylenia normalnego i stycznego (a) oraz wynik dopasowania numerycznego (b)

Tabela 4. Wyniki pomiarów przewodnictwa cieplnego					
Podłoże	Warstwa	Dyfuzyjność cieplna $a$ [cm <sup>2</sup> /s]	Gęstość $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	Ciepło właściwe $c_p$ [J/(gK)]	Przewodnictwo cieplne $\kappa$ [W/(mK)]
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	p-GaN:Mg $p > 1 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ $d = 2 \text{ } \mu\text{m}$ (Emcore)	–	–	–	125 ± 16
Si $d = 400 \text{ } \mu\text{m}$	GaN/AlN $d = 1,5/0,5 \text{ } \mu\text{m}$ (Picogiga)	–	–	–	66 ± 8
Si $d = 400 \text{ } \mu\text{m}$	–	0,96 ± 0,10	2,33	0,695	155 ± 18
SiC 6H $d = 875 \text{ } \mu\text{m}$ (Norstel)	–	1,69 ± 0,18	3,21	0,69	373 ± 29
SiC 4H $d = 370 \text{ } \mu\text{m}$ (Norstel)	–	0,61 ± 0,90	3,21	0,67	131 ÷ 194
poli SiC $d = 530 \text{ } \mu\text{m}$ (Picogiga)	–	0,21 ± 0,24	3,21	0,67	45 ÷ 52

spadku prądu, tzw. *current collapse* w tranzystorach HEMT. Poszukuje się alternatywnych technik pasywacji struktur na bazie GaN. Jednym z ostatnio proponowanych podejść jest zastosowanie metod obróbki chemicznej w wodnych i alkoholowych roztworach związków siarki (NH<sub>4</sub>)<sub>2</sub>S, (NH<sub>4</sub>)<sub>2</sub>S<sub>x</sub>, Na<sub>2</sub>S i CH<sub>3</sub>CSNH<sub>2</sub>.

Nawiązując do tej grupy metod podjęto prace nad określeniem przydatności pokryć siarczkowych osadzanych metodą chemicznego osadzania z fazy ciekłej CBD (*Chemical Bath Deposition*).

W metodzie tej materiałami wyjściowymi są  $\text{CdSO}_4$ ,  $\text{SC}(\text{NH}_2)_2$  i  $\text{NH}_4\text{OH}$ , a mechanizm procesu jest oparty na reakcji między rozpuszczonymi jonami  $\text{Cd}^{2+}$ , pochodzącymi z  $\text{CdSO}_4$ , oraz cząsteczkami  $\text{SC}(\text{NH}_2)_2$ , będącego źródłem jonów  $\text{S}^{2-}$  w roztworze  $\text{NH}_4\text{OH}$ . Reakcja ta przebiega w kilku etapach zgodnie z następującym schematem:

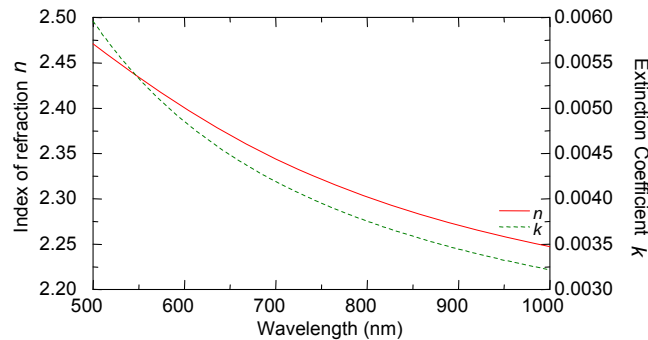


W dotychczasowych eksperymentach zastosowano roztwór składający się z 2,4M  $\text{NH}_4\text{OH}$ , 0,1M  $\text{SC}(\text{NH}_2)_2$  i 0,1M  $\text{CdSO}_4$ . Procesom pasywacji poddano powierzchnię azotku galu p GaN:Mg ( $p > 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ) wytworzonego metodą MOCVD na podłożu (0001)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

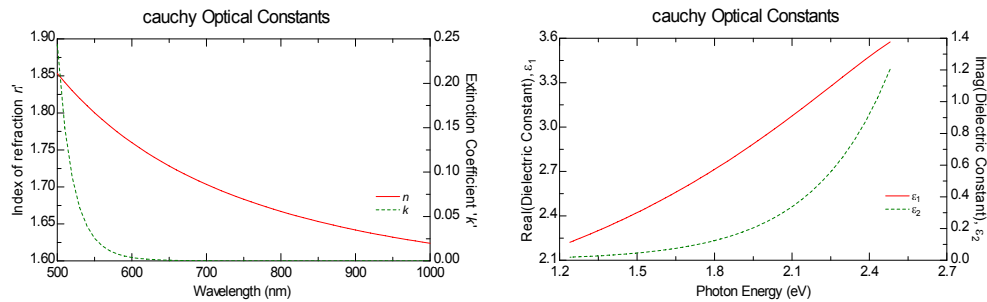
Procesy pasywacji prowadzono w dwóch etapach:

- etap I – pasywacja wstępna w roztworze 2,4M  $\text{NH}_4\text{OH}$ +0,1M  $\text{SC}(\text{NH}_2)_2$ =1+1,  $T = 65^\circ\text{C}$ ,  $t = 5 \text{ min.}$ ,
- etap II – pasywacja właściwa w roztworze 0,1M  $\text{SC}(\text{NH}_2)_2$  i 0,1M  $\text{CdSO}_4$ =1+1 uzupełnianego 2,4M  $\text{NH}_4\text{OH}$  do uzyskania  $\text{pH} = 10$  w temperaturze  $T = 65^\circ\text{C}$ . Czas pasywacji właściwej wynosił od 5 do 30 min.

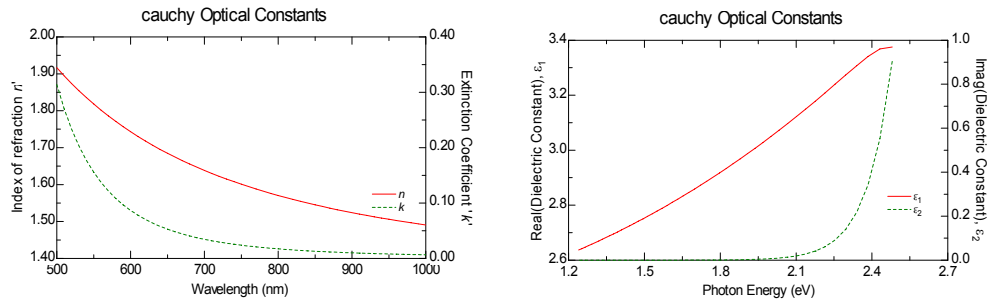
Wpływ procesu pasywacji na stan powierzchni GaN określano na podstawie pomiarów mikroskopowych technikami optycznymi i AFM, pomiarów grubości, zespolonego współczynnika załamania oraz stałych dielektrycznych techniką elipsometrii spektroskopowej VASE i pomiarów barier Schottky'ego z użyciem irydowych kontaktów prostujących ( $\phi = 290 \div 990 \mu\text{m}$ ). Wyniki pomiarów VASE przedstawiono w tab. 5 oraz na rys. 21–23.



Rys. 21. Charakterystyki spektralne  $n(\lambda)$  i  $k(\lambda)$  powierzchni GaN po myciu w rozpuszczalnikach organicznych



Rys. 22. Charakterystyki spektralne powierzchni GaN po pasywacji CBD w ciągu 10 min.: a)  $n(\lambda)$  i  $k(\lambda)$ , b)  $\epsilon_1(E)$  i  $\epsilon_2(E)$



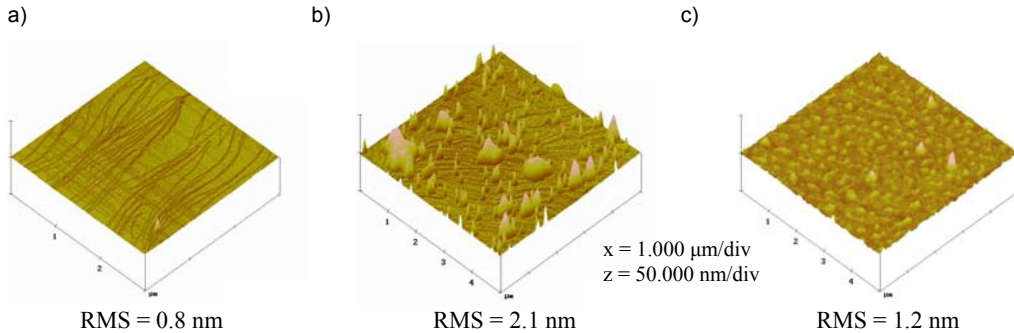
Rys. 23. Charakterystyki spektralne powierzchni GaN po pasywacji CBD w ciągu 20 min.: a)  $n(\lambda)$  i  $k(\lambda)$ , b)  $\epsilon_1(E)$  i  $\epsilon_2(E)$

Tabela 5. Parametry elipsometryczne powierzchni GaN pasywowanych metodą CBD-CdS						
Obróbka powierzchni GaN			Elipsometria spektroskopowa dla $\lambda = 630 \text{ nm}$			
Metoda/roztwór	$T$ [°C]	$t$ [min.]	Model	Grubość warstwy [nm]	$n$	$k$
Mycie w rozpuszczalnikach organicznych	22	5	Cauchy GaN	$d_2 = 5,67$ $d = 1961,8$	2,30 2,39	0,002 0,006
Pasywacja: • wstępna 0,1M $\text{SC}(\text{NH}_2)_2 + 2,4\text{M}$ $\text{NH}_4\text{OH}$ (30ml+30ml), $\text{pH} = 9,0$ , $t = 5$ min. • właściwa 0,1M $\text{SC}(\text{NH}_2)_2 + 0.1\text{M}$ $\text{CdSO}_4 + 2,4\text{M}$ $\text{NH}_4\text{OH}$ (25ml+25ml+7ml) $\text{pH} = 10$	65	5	Powierzchnia niejednorodna			
	65	10	Cauchy GaN	$d_2 = 22,16$ $d = 1957,9$	1,70 2,38	0,006 0,004
	65	20	Cauchy GaN	$d_2 = 29,23$ $d = 1950,1$	1,74 2,38	0,001 0,00
	65	30	Powierzchnia niejednorodna			



Badania mikroskopowe powierzchni (rys. 24) wykazały, że najlepszą morfologią ( $RMS = 1,2$  nm) cechują się powłoki uzyskiwane po czasie pasywacji  $t = 10$  min.

W tab. 6 przedstawiono wyniki pomiarów wysokości bariery Schottky'ego Ir/GaN, wytwarzanych na niepasywowanych i pasywowanych powierzchniach GaN. Znaczny wzrost wysokości barier wytwarzanych na powierzchni poddanej pasywacji CBD przez 10 min. świadczy o skuteczności zastosowanej procedury.



Rys. 24. Obrazy AFM powierzchni GaN po procesie: a) mycia w rozpuszczalnikach organicznych, b) pasywacji CBD-CdS,  $t = 5$  min., c) pasywacji CBD-CdS,  $t = 10$  min.

<b>Tabela 6. Parametry diod Schottky'ego Ir/GaN</b>			
Obróbka powierzchni GaN	Wysokość bariery Schottky'ego $\Phi$ [eV]		
	Metoda I*	Metoda II**	Metoda III***
Mycie w rozpuszczalnikach organicznych	0,565	0,567	0,567
Pasywacja: <ul style="list-style-type: none"> <li>• wstępna 0,1M <math>SC(NH_2)_2</math>+2,4M <math>NH_4OH</math> (30ml+30ml) @<math>T = 65^\circ C</math>, <math>pH = 9,0</math></li> <li>• właściwa 0,1M <math>SC(NH_2)_2</math>+0,1M <math>CdSO_4</math>+2,4M <math>NH_4OH</math> (25ml+25ml+7ml) <math>T = 65^\circ C</math>, <math>t = 10</math> min, <math>pH = 10</math></li> </ul>	0,810	0,812	0,817

\*Metoda Cheunga, \*\*metoda dopasowania charakterystyki I-V w skali liniowej, \*\*\*metoda dopasowania charakterystyki I-V w skali logarytmicznej

### 3. Współpraca międzynarodowa

W ramach 5. i 6. Programu Ramowego Zakład uczestniczył w realizacji trzech projektów europejskich: NANOPHOS, HYPHEN i CEPHONA ściśle współpracując z ośrodkami europejskimi stanowiącymi konsorcja tych projektów.

**Publikacje'2006**

- [P1] GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., RUTKOWSKI J., KOWALCZYK E., KRUSZKA R., PAPIS E., BODZENTA J., KAŻMIERCZAK-BALATA A., PIOTROWSKI T. T., WAWRO A.: Mid-Infrared Transparent Contacts for GaSb-Based Photovoltaic Devices. *Thin Solid Films* (zł. do druku).
- [P2] GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., RUTKOWSKI J., KOWALCZYK E., PAPIS E., KRUSZKA R., PIOTROWSKI T. T., WAWRO A.: Transparent Ohmic Contacts to GaSb/In(Al)GaAsSb Photovoltaic Cells. *phys. stat. sol. A* (w druku).
- [P3] GRABECKI G., WRÓBEL J., ZAGRAJEK P., FRONC K., ALESZKIEWICZ M., DIETL T., PAPIS E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., SPRINGHOLZ G., BAUER G.: Quantum Nanostructures of Paraelectric PbTe. *Physica E* (zł. do druku).
- [P4] GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., GRASZA K., DIDUSZKO R., STONERT A., TUROS A., SOCHACKI M., SZMIDT J.: Ta-Si-C Contacts to n-SiC for High Temperatures Devices: *Mater. Sci. a. Eng. B* 2006 vol. 135/3 s. 289–293.
- [P5] KAMIŃSKA E., PRZEŹDZIECKA E., PIOTROWSKA A., KOSSUT J., DYNOWSKA E., JAKIELA R., DOBROWOLSKI W., BOGUSŁAWSKI P., PASTERNAK I., ŁUSAKOWSKA E.: Towards Efficient p-Type Doping ZnO with Group-V Atoms: N Versus As and Sb. Proc. of the 28th Int. Conf. on the Physics of Semiconductors. Wiedeń, Austria, 24–28.07.2006 (CD ROM).
- [P6] KUCHUK A. V., KLADKO V. P., MACHULIN V. F., PIOTROWSKA A.: Technology and Comparative Investigation of Ternary W-TiN and Ta(Ti)-SiN Thin Film Diffusion Barriers. Mat. of 18th Int. Symp. "Thin Films for Optics and Nano-Electronics" ISTFONE-18, 2006 vol. 2 s. 68–72.
- [P7] MAZINGUE T., ESCOUBAS L., SPALLUTO L., FLORY F., JACQUOUTON P., PERRONE A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., MIHAILESCU I., ATANASOV P.: Optical Characterizations of ZnO, SnO<sub>2</sub>, and TiO<sub>2</sub> Thin Films for Butane Detection. *Appl. Opt.* 2006 vol. 45 nr 7 s. 1425–1435.
- [P8] PAPIS-POLAKOWSKA E.: Surface Treatments of GaSb and Related Materials for the Processing of Mid-Infrared Semiconductor Devices. *Electron Technol. Internet J.* 2005/2006 vol. 37/38 s. 1–34. [www.ite.waw.pl/etij](http://www.ite.waw.pl/etij)
- [P9] PAPIS-POLAKOWSKA E., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KRUSZKA R., PIOTROWSKI T. T., RZODKIEWICZ W., SZADE J., WINIARSKI A., WAWRO A.: Sulphur Passivation of GaSb, InGaAsSb and AlGaAsSb Surfaces. *phys. stat. sol. (c)* (przyjęte do druku).
- [P10] PŁACZEK-POPKO E., NOWAK A., KARZEWSKA G., WOJCIWICZ T., WIATER M., GUZIEWICZ M., GUMIENNY Z.: Investigation of the Quantum Confinement Effects in DcTe Dots by Electrical Measurements. Proc. of the 28th Int. Conf. on the Physics of Semiconductors. Wiedeń, Austria, 24–28.07.2006 (CD ROM).
- [P11] PRZEŹDZIECKA E., KAMIŃSKA E., KORONA K. P., DYNOWSKA E., DOBROWOLSKI W., JAKIELA R., PACUSKI W., KŁOPOTOWSKI L., KOSSUT J.: Optical Properties of p-Type ZnO and ZnMnO Doped by N and/or As Acceptors. Proc. of the 28th Int. Conf. on the Physics of Semiconductors. Wiedeń, Austria, 24–28.07.2006 (CD ROM).
- [P12] PRZEŹDZIECKA E., KAMIŃSKA E., KIECANA M., SAWICKI M., KŁOPOTOWSKI Ł., PACUSKI W., KOSSUT J.: Magneto-Optical Properties of the Diluted Magnetic Semiconductor p-Type ZnMnO. *Solid St. Commun.* 2006 vol. 139 s. 541–544.

**Konferencje i seminaria'2006**

- [K1] GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., RUTKOWSKI J., KOWALCZYK E., KRUSZKA R., PAPIS E., BODZENTA J., KAŻMIERCZAK-BALATA A., PIOTROWSKI T. T., WAWRO A.: Mid-Infrared

Transparent Contacts for GaSb-Based Photovoltaic Devices. 1st Int. Symp. on Transparent Conducting Oxides. Kreta, Grecja, 23–25.10.2006 (plakat).

[K2] GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., RUTKOWSKI J., KOWALCZYK E., PAPIS E., KRUSZKA R., PIOTROWSKI T. T., WAWRO A.: Transparent Ohmic Contacts to GaSb/In(Al)GaAsSb Photovoltaic Cells. 8th Int. Workshop on Expert Evaluation & Control of Compound Semiconductor Materials & Technologies, Exmatec'06. Kadyks, Hiszpania, 14–17.05.2006 (plakat).

[K3] GRABECKI G., WRÓBEL J., FRONC K., ALESZKIEWICZ M., DIETL T., PAPIS E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., SPRINGHOLZ G., BAUER G.: Quantum Ballistic Phenomena in Hybrid Nanostructures of Paraelectric PbTe. XXXV Int. Schol on Physics of Semiconducting Compounds. Jaszowiec, 17–23.06.2006 (kom.).

[K4] GRABECKI G., WRÓBEL J., ZAGRAJEK P., FRONC K., ALESZKIEWICZ M., DIETL T., PAPIS E., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., SPRINGHOLZ G., BAUER G.: Quantum Nanostructures of Paraelectric PbTe. 14th Int. Winterschool on New Developments in Solid State Physics, Charges Spins in Nanostructures: Basics and Devices. Salzburg, Austria, 13–17.02.2006 (ref. zapr.).

[K5] GUZIEWICZ E., KOPALKO K., DYNOWSKA E., ŁUSAKOWSKA E., GODLEWSKI M. M., GUZIEWICZ M., PHILLIPS M. R., GODLEWSKI M.: White Light Emission from ZnSe Films Grown on a GaAs Substrate by Atomic Layer Epitaxy. Baltic Conf. on Atomic Layer Deposition. Oslo, Norwegia, 19–20.06.2006 (ref.).

[K6] GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., GRASZA K., DIDUSZKO R., STONERT A., TUROS A., SOCHACKI M., SZMIDT J.: Ta-Si-C Contacts to n-SiC for High Temperatures Devices. The E-MRS 2006 Spring Meet. (E-MRS - IUMRS - ICEM 06), Nicea, Francja, 29.05–2.06.2006 (plakat).

[K7] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PRZEŹDZIECKA E., KOSSUT J., BARCZ A., JAKIELA R., DYNOWSKA E., DOBROWOLSKI W., PASTERNAK I., KOWALCZYK E., BOGUSŁAWSKI P.: Transparent p-Type ZnO by Oxidation of Zn-Based Compounds. 1st Int. Symp. on Transparent Conducting Oxides. Kreta, Grecja, 23–25.10.2006 (kom.).

[K8] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., SZCZĘSNY A.: Processing Issues for GaN-Based Devices Targeting High Temperature Application. Workshop on Gallium Nitride Devices: from Basics to Applications. 16th Int. Conf. MIKON'2006. Kraków, 22–26.05.2006 (ref. zapr.).

[K9] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., SZCZĘSNY A., GUZIEWICZ M., GOŁASZEWSKA K., KRUSZKA R.: AlGaIn/GaN HEMT Targeting High Temperature Applications. XXXV Int. Schol on Physics of Semiconducting Compounds. Jaszowiec, 17–23.06.2006 (plakat).

[K10] KAMIŃSKA E., PRZEŹDZIECKA E., PIOTROWSKA A., KOSSUT J., DYNOWSKA E., BARCZ A., JAKIELA R., DOBROWOLSKI W., PASTERNAK I., BOGUSŁAWSKI P.: p-Type Doping in ZnO. XXXV Int. School on the Physics of Semiconducting Compounds. Jaszowiec, 17–23.06.2006 (ref. zapr.).

[K11] KAMIŃSKA E., PRZEŹDZIECKA E., PIOTROWSKA A., KOSSUT J., DYNOWSKA E., JAKIELA R., DOBROWOLSKI W., BOGUSŁAWSKI P., PASTERNAK I., ŁUSAKOWSKA E.: Towards Efficient p-Type Doping ZnO with Group-V Atoms: N Versus As and Sb. 28th Int. Conf. on the Physics of Semiconductors. Wiedeń, Austria, 24–28.07.2006 (plakat).

[K12] KAMIŃSKA E., PRZEŹDZIECKA E., PIOTROWSKA A., KOSSUT J., BOGUSŁAWSKI P., DOBROWOLSKI W., DYNOWSKA E., JAKIELA R., PASTERNAK I., ŁUSAKOWSKA E.: Properties of p-Type ZnO Grown by Oxidation of Zn-Group-V Compounds. MRS 2006 Fall Meet. Boston, USA, 26.11–1.12.2006 (kom.).

[K13] KRUSZKA R., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., GOŁASZEWSKA K., GUZIEWICZ M., PASTERNAK I., ŁUSAKOWSKA E., ATHANASEKOS L., MADAMOPOULOS N., VAINOS N.: Patterning of Thin Oxide Layers for Optical Coating and Gas Sensors. 1st Int. Symp. on Transparent Conducting Oxides. Kreta, Grecja, 23–25.10.2006 (plakat).

- [K14] KUCHUK A. V., KLADKO V. P., MACHULIN V. F., PIOTROWSKA A.: Technology and Comparative Investigation of Ternary W-TiN and Ta(Ti)-SiN Thin Film Diffusion Barriers. Kharkiv Nano-Technology Assembly. Charków, Ukraina, 2–6.10.2006 (kom.).
- [K15] KUCHUK A. V., KLADKO V. P., PIOTROWSKA A.: Nanocomposite Ta-Ti-SiN Thin Films: Synthesis, Properties, and Applications in High Temperature Electronics. Conf. "Trends in Nano-Technology – TNT 2006". Grenoble, Francja, 4–8.09.2006 (plakat).
- [K16] KWIETNIEWSKI N., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., GOŁASZEWSKA K., RATAJCZAK R., TUROS A., DIDUSZKO R.: Schottky Contacts to 6H-SiC using Ir and IrO<sub>2</sub>. 6th Europ. Conf. on Silicon Carbide and Related Materials, ECSCRM 2006. Newcastle, Wielka Brytania, 3–7.09.2006 (plakat).
- [K17] KWIETNIEWSKI N., RZODKIEWICZ W., FIREK P., WERBOWY A., OLSZYNA A.: Investigation of the Optical Properties BaTiO<sub>3</sub> Ferroelectrics Thin Films by Spectroscopic Ellipsometry. 7th Symp. Diagnostics & Yield, Advanced Silicon Devices and Technologies for ULSI Era. Warszawa, 25–28.06.2006 (plakat).
- [K18] NOWAK A., PLACZEK-POPKO E., WOJTOWICZ T., WIATER M., GUZIEWICZ M., GUMIENNY Z., KARCZEWSKI G.: Electrical Properties of CdTe Quantum Dots. XXXV Int. School on the Physics of Semiconducting Compounds. XXXV Int. Schol on Physics of Semiconducting Compounds. Jaszowiec, 17–23.06.2006 (plakat).
- [K19] PAPIŚ-POLAKOWSKA E., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., GOŁASZEWSKA K., KRUSZKA R., PIOTROWSKI T. T., RZODKIEWICZ W., SZADE J., WINIARSKI A., WAWRO A.: Sulphur Passivation of GaSb, InGaAsSb and AlGaAsSb Surfaces. 8th Int. Workshop on Expert Evaluation & Control of Compound Semiconductor Materials & Technologies, Exmatec'06. Kadyks, Hiszpania, 14–17.05.2006 (kom.).
- [K20] PLACZEK-POPKO E., NOWAK A., KARCZEWSKA G., WOJTOWICZ T., WIATER M., GUZIEWICZ M., GUMIENNY Z.: Investigation of the Quantum Confinement Effects in DcTe Dots by Electrical Measurements. 28th Int. Conf. on the Physics of Semiconductors. Wiedeń, Austria, 24–28.07.2006 (plakat).
- [K21] PRZEŹDZIECKA E., KAMIŃSKA E., KORONA K. P., DYNOWSKA E., DOBROWOLSKI W., PASTERNAK I., JAKIEŁA R., PACUSKI W., KŁOPOTOWSKI Ł., SAWICKI M., KIECANA M., KOSSUT J.: Optical Properties of p-Type ZnO and ZnMnO Doped by N and/or As Acceptors. XXXV Int. Schol on Physics of Semiconducting Compounds. Jaszowiec, 17–23.06.2006 (plakat).
- [K22] PRZEŹDZIECKA E., KAMIŃSKA E., KORONA K. P., DYNOWSKA E., DOBROWOLSKI W., PASTERNAK I., JAKIEŁA R., PACUSKI W., KŁOPOTOWSKI Ł., MYCIELSKI A., KOSSUT J.: Optical Properties of p-Type ZnO and ZnMnO Doped by N and/or As Acceptors. 28th Int. Conf. on the Physics of Semiconductors. Wiedeń, Austria, 24–28.07.2006 (kom.).
- [K23] PRZEŹDZIECKA E., KAMIŃSKA E., KORONA K. P., DYNOWSKA E., DOBROWOLSKI W., PASTERNAK I., JAKIEŁA R., PACUSKI W., KŁOPOTOWSKI L., SAWICKI M., KIECANA M., KOSSUT J.: Optical Properties of p-Type ZnO Doped by N and/or As and Sb Acceptors. E-MRS 2006 Fall Meet. Warszawa, 4–6.09.2006 (plakat).
- [K24] PRZEŹDZIECKA E., KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., DYNOWSKA E., DOBROWOLSKI W. D, JAKIEŁA R., BARCZ A., KŁOPOTOWSKI Ł., KORONA K. P., KOSSUT J.: Optical Properties of p-Type ZnO: (N, As, Sb). E-MRS 2006 Fall Meet. Warszawa, 4–6.09.2006 (kom.).

### **Patenty i zgłoszenia patentowe'2006**

- [PA1] GOŁASZEWSKA K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., KRUSZKA R.: Sposób wykonania przezroczystego kontaktu omowego dla przyrządu fotowoltaicznego. Zgł. pat. nr P.379721 z dn. 18.05.2006.

[PA2] KRUSZKA R., GUZIEWICZ M.: Sposób plazmowego trawienia mes i kształtowania wzorów w strukturach półprzewodnikowych związków  $A^{III}B^V$  oraz maska do tego trawienia. Zgł. pat. nr P.379780 z dn. 24.05.2006.

[PA3] PAPIS-POLAKOWSKA E., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E.: Sposób wytwarzania wieloskładnikowej struktury półprzewodnikowej. Zgł. pat. nr P.380004 z dn. 22.06.2006.

[PA4] PAPIS-POLAKOWSKA E., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., KRUSZKA R.: Sposób wytwarzania detektora na podłożu GaSb. Zgł. pat. nr P.380005 z dn. 22.06.2006.