ZAKŁAD MIKRO- I NANOTECHNOLOGII PÓŁPRZEWODNIKÓW SZEROKOPRZERWOWYCH

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

Zespół: dr Zbigniew Adamus, e-mail: adamus@ite.waw.pl,
doc. dr hab. Adam Barcz, prof. nadzw. w ITE, e-mail: barcz@ite.waw.pl,
mgr Michał Borysiewicz, e-mail: mbory@ite.waw.pl,
mgr inż. Marek Ekielski, e-mail: ekielski@ite.waw.pl,
mgr Krystyna Gołaszewska, e-mail: krystyg@ite.waw.pl,
dr inż. Marek Guziewicz, e-mail: margu@ite.waw.pl,
mgr inż. Marcin Juchniewicz, e-mail: marcinj@ite.waw.pl,
dr inż. Eliana Kamińska, e-mail: eliana@ite.waw.pl,
Piotr Kaźmierczak, e-mail: pkaz@ite.waw.pl,
dr inż. Jan W. Kiszkurno, e-mail: kisz@ite.waw.pl,
mgr inż. Katarzyna Korwin-Mikke, e-mail: kgrad@ite.waw.pl,
mgr inż. Renata Kruszka, e-mail: kruszka@ite.waw.pl,
dr Andrian Kuchuk, e-mail: an.kuchuk@gmail.com,
Iwona Pasternak, e-mail: iwonap@ite.waw.pl,
mgr inż. Zuzanna Sidor, e-mail: zsidor@ite.waw.pl,
inż. Andrzej Taube, e-mail: ataube@ite.waw.pl

1. Wprowadzenie

W 2010 r. Zakład Mikro- i Nanotechnologii Półprzewodników Szerokoprzerwowych realizował następujące projekty badawcze:

- „Wielofunkcyjne struktury cienkowarstwowe oparte o tlenki i azotki metali" Etap III (temat statutowy nr 1.03.056);
- „Opracowanie technologii nanostruktur fotonicznych wraz z układami sprzęgającymi optyki zintegrowanej dla zastosowań w technice sensorowej" (projekt badawczy nr 1887/T02/2007/32);
- „Charakteryzacja materiałów i struktur na bazie SiC – SIMS, DLTS, I(C)-V" (projekt badawczy nr 4368/B/T02/2008/34);
- „Opracowanie technologii wytwarzania warstw z półprzewodnikowych tlenków metali dla dozymetrii promieniowania gamma i beta w medycynie" (projekt badawczy nr 0663/B/T02/2008/35);
- „Nowe materiały dla przyrządów elektronicznych i sensorów z azotku galu przeznaczonych do pracy w skrajnie trudnych warunkach" (projekt nr NMP3-LA--2008-214610);

- „Kwantowe nanostruktury półprzewodnikowe do zastosowań w biologii i medycynie – Rozwój i komercjalizacja nowej generacji urządzeń diagnostyki molekularnej opartych o nowe polskie przyrządy półprzewodnikowe" NANOBIOM (POIG. 01.01.02-00-008/08-00);
- „Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych" InTechFun (POIG.01.03.01--00159/08-00);
- „Nowoczesne materiały i innowacyjne metody dla przetwarzania i monitorowania energii" MIME (POIG 01.01.02-00-108/09-00);
- Centrum Nanofotoniki (POIG 02.02.00-00-004/08).

Zakład prowadził także działalność edukacyjną we współpracy z jednostkami akademickimi: Politechniką Warszawską, Politechniką Wrocławską, Politechniką Śląską.

2. Wyniki działalności naukowo-badawczej

Zgodnie z harmonogramem zadań prace prowadzone w 2010 r. w ramach III etapu projektu statutowego „Wielofunkcyjne struktury cienkowarstwowe oparte o tlenki i azotki metali" obejmowały wykonanie 10 zadań cząstkowych i dzieliły się na dwie grupy.

Prace pierwszej grupy koncentrowały się na wytwarzaniu oraz charakteryzacji cienkowarstwowych materiałów półprzewodnikowych, metalicznych, dielektrycznych i obejmowały:

- wytwarzanie i charakteryzację cienkich warstw ZnO;
- optymalizację parametrów wytwarzania cienkich warstw krzemoazotków tytanu i azotków aluminium tytanu metodą rozpylania katodowego pod kątem zastosowań do metalizacji kontaktowych i barier antydyfuzyjnych;
- wytwarzanie i charakteryzację cienkich warstw tlenku niklu;
- badanie własności elektrycznych struktur metal/półprzewodnik i metal/dielektryk: metale trudnotopliwe, tlenki przewodzące, dielektryki o dużym *k* na powierzchni półprzewodników szerokoprzerwowych;
- wyznaczanie metodą SIMS reaktywności składników wielofunkcyjnych struktur cienkowarstwowych z półprzewodnikami na bazie GaN i SiC.

Druga grupa zadań to obszar związany z rozbudową bazy technologicznej Zakładu. Przewidziano wdrożenie czterech nowych urządzeń:

- reaktora Plasmalab System 100 firmy Oxford Instruments do trawienia plazmowego w modach RIE i ICP/RIE,
- urządzenia do litografii metodą nanostemplowania Eitre3 firmy Obducat,
- urządzenia do litografii laserowej DWL 66FS firmy Heidelberg Instruments,
- mikroskopu z sondą skanująca SPM Innova firmy Veeco.

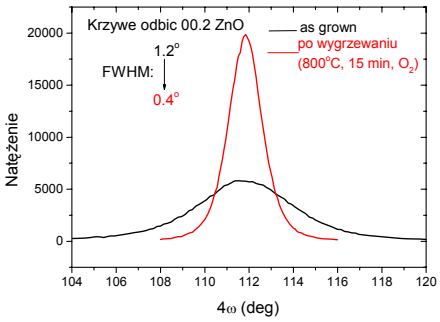
2.1. Wytwarzanie i charakteryzacja cienkich warstw ZnO

Celem zadania było wytworzenie na podłożach szafirowych cienkich warstw ZnO wysokiej jakości krystalicznej jako materiału startowego dla badań kontrolowanego domieszkowania. Przyjęto stosowane w metodzie MBE osadzanie cienkiej warstwy MgO jako warstwy buforowej dla ZnO, a następnie osadzanie niskotemperaturowe warstwy zarodkowej ZnO, wygrzewanie jej *in-situ* oraz osadzanie właściwej warstwy ZnO w wysokiej temperaturze. Proces osadzania przebiegał następująco:

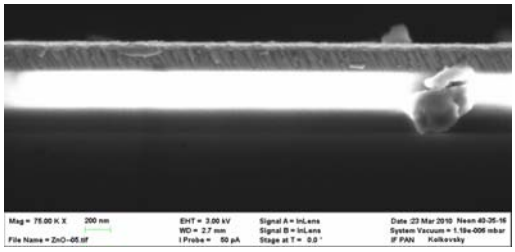
- przygotowanie powierzchni podłoża Al_2O_3 (0001) – odtłuszczanie w rozpuszczalnikach organicznych, wygrzewanie w tlenie;
- osadzenie poprzez reaktywne rozpylanie katodowe w atmosferze O_2 warstwy buforowej MgO w temperaturze 800°C i warstwy zarodkowej ZnO w temperaturze 350°C;
- wygrzewanie *in-situ* ≅ 700°C, 5' w próżni;
- osadzenie warstwy ZnO w temperaturze 550°C;
- wygrzewanie *ex-situ* RTP ≅ 800°C, 15', w przepływie O_2.

Próbka bez bufora MgO

Jak wynika z pomiarów metodą dyfrakcji rentgenowskiej, wykonanych na próbce o strukturze Al_2O_3/ZnO_{LT}(6 nm)/ZnO(220 nm), gdzie ZnO_{LT} oznacza warstwę zarodkową, a ZnO_{HT} warstwę właściwą, warstwa ZnO miała jedną orientację krystalograficzną (00,2), a szerokość połówkowa linii 00,2 ZnO wynosiła 1,2°. Obliczona na podstawie położenia linii stała sieci *c* wynosiła 5,2132 Å, co jest wartością dość odległą od wartości stałej *c* dla ZnO objętościowego wynoszącej 5,2063 Å. Chropowatość powierzchni wyniosła 6,4 nm. Po wygrzaniu techniką RTP w tlenie stwierdzono, że stała sieci ZnO jest równa 5,2036 Å, a szerokość połówkowa linii 0,4° (rys. 1). Chropowatość powierzchni zmniejszyła się do 4,1 nm.



Rys. 1. Krzywe odbić linii 00,2 ZnO dla próbki osadzanej bez bufora MgO zmierzone po osadzeniu warstwy i po wygrzewaniu w tlenie

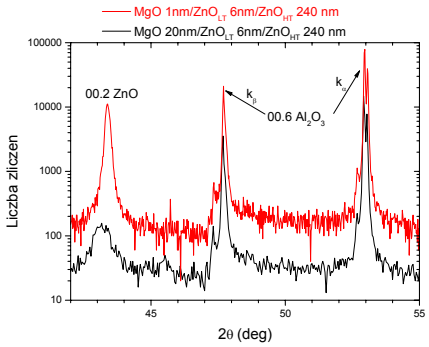


Rys. 2. Obraz SEM przełomu próbki osadzanej bez bufora MgO na podłożu Al_2O_3, zmierzony po wygrzewaniu w tlenie. Powiększenie 75k x

Struktura mikroskopowa warstwy zaobserwowana w obrazach przełomów SEM (rys. 2) jest wyraźnie kolumnowa. Pomiary SIMS przeprowadzone po osadzeniu warstwy i po wygrzewaniu pokazują spadek koncentracji wodoru w warstwach o dwa rzędy wielkości z 10^{21} do 10^{19} cm^{-3}. Pomiary efektu Halla wykazały koncentrację nośników rzędu 10^{14} cm^{-3} w obu przypadkach.

Próbki z cienkim (1 nm) i grubym (20 nm) buforem MgO

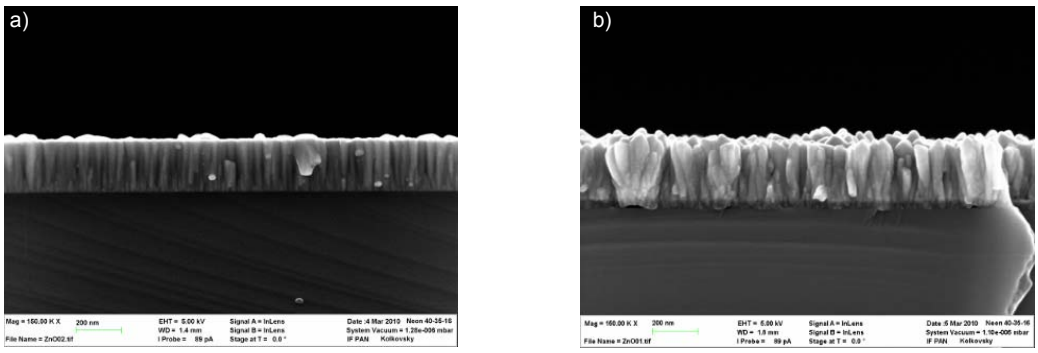
W celu sprawdzenia wpływu grubości bufora na strukturę warstw wykonano próbki z warstwami MgO o grubości 1 nm i 20 nm. Zbadanie wpływu grubości było dodatkowo interesujące ze względu na doniesienia literaturowe mówiące o możliwości kontroli polarności warstw ZnO osadzanych na buforze MgO poprzez grubość tego bufora. W szczególności dla bufora <3 nm polarność warstwy ma być polarnością tlenową, natomiast dla bufora >3 nm polarnością cynkową. Ponieważ uważa się, że domieszki typu p łatwiej wbudowują się w warstwy o polarności cynkowej, sprawdzenie tej kwestii jest istotne z punktu widzenia wytwarzania warstw o kontrolowanym typie i stopniu domieszkowania.



Rys. 3. Widmo dyfrakcji rentgenowskiej warstw ZnO dla próbek o 1 nm i 20 nm na buforze MgO

Przedstawione na rys. 3 widma dyfrakcji rentgenowskiej pokazują, że o ile obie próbki mają jedną orientację krystalograficzną warstwy ZnO 00,2, to w przypadku cienkiej warstwy MgO jakość warstwy ZnO jest dużo wyższa, co wynika z kształtu linii 00,2 i jej szerokości połówkowej.

Ponadto z porównania zdjęcia SEM przełomów wymienionych warstw MgO/ZnO, osadzonych na podłożu Si(100), widać dla próbki o grubości bufora MgO 1 nm standardowy wzrost kolumnowy, natomiast dla próbki z buforem MgO o grubości 20 nm widać wyraźnie gorszą jakość krystaliczną, charakteryzującą się dużymi, niekolumnowymi ziarnami oraz oddziela-



Rys. 4. Obrazy SEM przełomów warstw MgO/ZnO osadzonych na podłoże Si (100) dla 1 nm bufora MgO (a) i 20 nm bufora MgO (b). Powiększenie 150k x.

niem się warstwy od podłoża (rys. 4). Chropowatość powierzchni próbek wyniosła 1,05 i 4,1 nm, odpowiednio dla próbki o cienkim i grubym buforze MgO. Biorąc pod uwagę wyniki charakteryzacji zdecydowano, aby w dalszych badaniach skupić się na warstwach ZnO osadzanych na 1 nm buforze MgO.

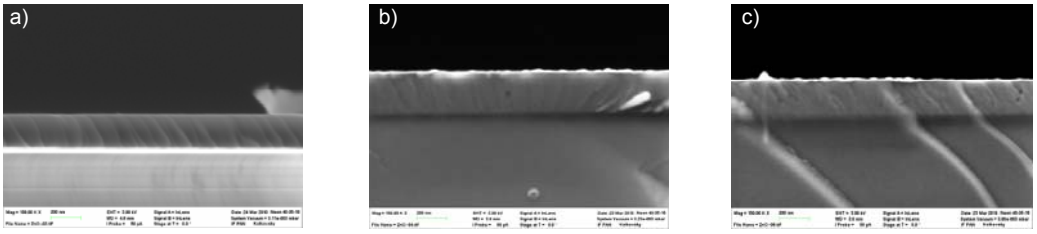
Próbki z wybranym buforem MgO o dwóch różnych grubościach warstwy ZnO

W celu sprawdzenia wpływu grubości warstwy na jej strukturę krystaliczną wykonano w oparciu o uzyskane wyniki próbki o następujących strukturach:

- Al_2O_3 (0001)/MgO(1 nm)/ZnO_{LT}(6 nm)/ZnO_{HT}(150 nm),
- Al_2O_3 (0001)/MgO(1 nm)/ZnO_{LT}(6 nm)/ZnO_{HT}(240 nm).

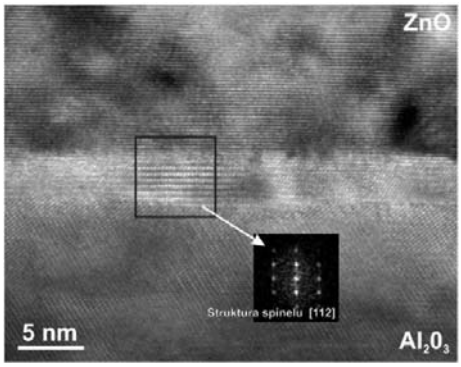
Dla grubszej warstwy spodziewano się większej relaksacji sieci krystalicznej i tym samym wielkości stałej sieci bliższej wartości stałej sieci dla ZnO objętościowego.

W wyniku badań dyfrakcji rentgenowskiej ponownie zaobserwowano jedną orientację krystalograficzną warstw ZnO, równoległą do kierunku 00,2. Szerokość połówkowa linii wynosiła 1,9 i 1,4^o przed wygrzewaniem oraz 0,8 i 0,7^o po wygrzewaniu, odpowiednio dla próbki z cieńszą i grubszą warstwą ZnO. Analogicznie, stałe sieci *c* były równe 5,2448 i 5,2236 Å przed wygrzewaniem oraz 5,2072 i 5,2036 Å po wygrzewaniu. Zmierzone chropowatości powierzchni wyniosły 1,05 i 1,8 nm przed wygrzewaniem oraz 1,1 i 2,2 nm po wygrzewaniu, odpowiednio dla próbki z cieńszą i grubszą warstwą ZnO. Na podstawie obrazów SEM przełomów próbek wykonanych na podłożu Al_2O_3 zaobserwowano brak wzrostu kolumnowego i brak ziaren. Jedyne linie widoczne w obrębie warstwy można, ze względu na ich kształt i różne kierunki rozchodzenia się, zinterpretować jako delaminację warstwy ZnO związaną z przygotowaniem próbki do pomiaru SEM (rys. 5). Ponieważ Al_2O_3 nie łupie się jak krzem, jego cięcie rysikiem



Rys. 5. Obrazy SEM przełomów warstw MgO(1nm)/ZnO osadzonych na podłożu Al_2O_3 (0001) dla warstw ZnO o grubości 150 nm (a) i 240 nm (b i c). Obrazy b) i c) pokazują tę samą próbkę. W przypadku b) widać wachlarzowe rozchodzenie się linii w warstwie, w przypadku c) linie z warstwy podążają za liniami znajdującymi się w podłożu, co jest podstawą do stwierdzenia, że linie te nie przedstawiają granic ziaren. Powiększenie 150k x

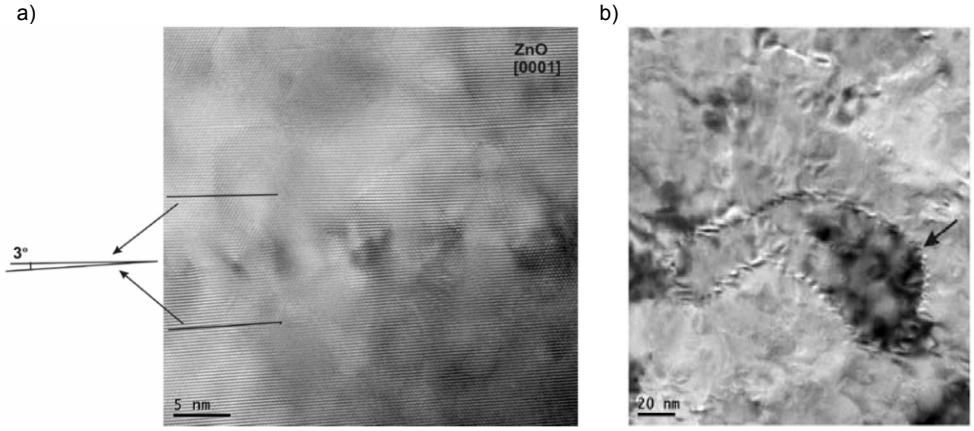
diamentowym nie jest precyzyjne i może pozostawiać podobne artefakty zarówno w podłożu, jak i w warstwach. Można zatem stwierdzić, że otrzymane warstwy mogą być monokrystaliczne. Hipoteza ta została w znacznym stopniu potwierdzona badaniami przekrojów TEM.



Rys. 6. Obraz przekroju TEM pokazujący strukturę spinelu na międzypowierzchni Al_2O_3/ /ZnO

Badania TEM potwierdziły wzrost ZnO w kierunku (0001) i wykazały obecność struktury spinelu na międzypowierzchni z podłożem (rys. 6). Niemożliwe było jednak chemiczne zidentyfikowanie tej struktury. Może to być zarówno $MgAl_2O_4$, jak i $ZnAl_2O_4$.

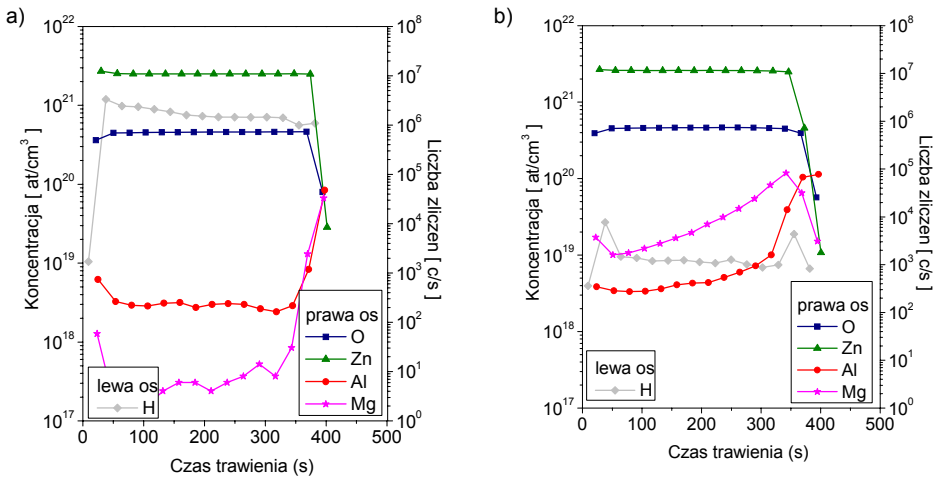
Ponadto obrazy przekroju warstwy ZnO pokazują znaczną mozaikowatość otrzymanych warstw (rys. 7a). Natomiast w obrazie planarnym możliwe jest zaobserwowanie dyslokacji niskokątowych granic ziaren (rys. 7b).



Rys. 7. a) Obraz TEM przekroju warstwy ZnO, widoczne odchylenia orientacji płaszczyzn, b) obraz planarny TEM warstwy ZnO, widoczne dyslokacje – niskokątowe granice ziaren

Dla otrzymanych warstw wykonano także profile spektroskopii masowej jonów wtórnych (SIMS, rys. 8). Widać w nich stały skład chemiczny ZnO zarówno w próbce po osadzeniu, jak i po wygrzaniu. Natomiast dla próbki wygrzewanej można zaobserwować wydyfundowanie Mg, co wiąże się z zaobserwowaną w TEM strukturą spinelu. Kluczowym wynikiem SIMS jest zaobserwowany spadek koncentracji wodoru w warstwach o dwa rzędy wielkości, z 10^{21} do 10^{19} atomów/cm^3. Wynik ten jest istotny z punktu widzenia planowanego domieszkowania ZnO na typ p, gdyż wodór w ZnO kompensuje akceptory, co uniemożliwia skuteczne domieszkowanie tego typu.

Pomiary Halla wykonywane w konfiguracji van der Pauwa wykazały koncentracje nośników znajdujące się na granicy detekcji układu pomiarowego, tj. 10^{14} cm^{-3}. W takim wypadku można jedynie stwierdzić, że warstwy te są wysokooporowe.



Rys. 8. Profile głębokościowe SIMS dla warstw $ZnO/MgO/Al_2O_3$ przed i po wygrzewaniu ≅ 800°C, 15', w przepływie O_2

Reasumując, przy zastosowaniu cienkiego bufora MgO i warstwy zarodkowej ZnO wytworzono monokrystaliczne, zmozaikowane warstwy ZnO (0001). Warstwy te charakteryzowały się obniżoną koncentracją wodoru i wysoką rezystywnością.

2.2. Optymalizacja parametrów wytwarzania cienkich warstw krzemoazotków tytanu i azotków aluminium tytanu metodą rozpylania katodowego pod kątem zastosowań do metalizacji kontaktowych i barier antydyfuzyjnych

W ramach prac nad otrzymaniem fazy MAX Ti_3SiC_2 kontynuowano badania mające na celu otrzymanie cienkich warstw krystalicznej fazy Ti_3SiC_2 (0001) na podłożach Al_2O_3 (0001) drogą wysokotemperaturowego rozpylania katodowego. Faza ta, dzięki swojej wysokiej stabilności termicznej oraz dobremu przewodnictwu elektrycznemu, jest planowana do zastosowania w strukturach metalizacji kontaktowych do przyrządów elektronicznych opartych na półprzewodnikach z grupy III-V, w szczególności dla tranzystorów wysokiej mocy i czujników pracujących w temperaturze większej niż 700°C.

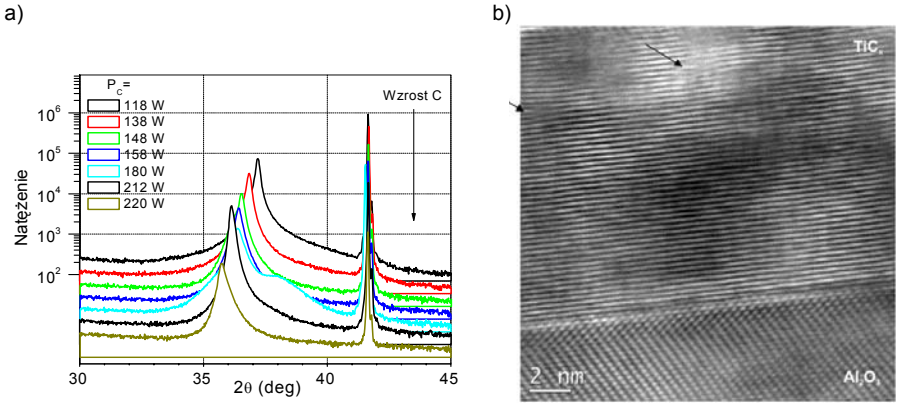
Zgodnie z doniesieniami literaturowymi właściwa krystalizacja fazy Ti_3SiC_2 (0001) przy osadzaniu na podłoża szafirowe następuje przy zastosowaniu cienkiej monokrystalicznej warstwy buforowej $TiC_{0,67}$ (111), stąd pierwszy etap prac objął wytworzenie monokrystalicznej cienkiej warstwy TiC. Do wytwarzania właściwej warstwy Ti_3SiC_2 zastosowano następujące podejścia:

- rozpylanie z targetów Ti, Si i C na warstwy buforowe TiC_x,
- rozpylanie z targetu o składzie chemicznym Ti_3SiC_2 na warstwy buforowe TiC_x,
- rozpylanie z targetu o składzie chemicznym Ti_3SiC_2 oraz z targetu Ti.

Wytworzenie cienkich monokrystalicznych warstw TiC_x

Cienkie warstwy TiC_x osadzano na utrzymywanych w temperaturze 850°C podłożach Al_2O_3 (0001) poprzez rozpylanie katodowe z targetów Ti (4,5N) i C (5N) o średnicach 3". Rozpylanie było prowadzone w atmosferze Ar (6N) przy ciśnieniu roboczym 5 mTorr i przepływie Ar 20 sccm. Moc podawana na target Ti wynosiła 70 W, natomiast moc podawana na target C była zmieniana w ramach eksperymentu od 118 do 220 W, co powodowało różną zawartość C w warstwie TiC.

Na podstawie pomiarów dyfrakcji rentgenowskiej stwierdzono we wszystkich warstwach obecność jedynie fazy TiC_x (111). Faza ta w zależności od zawartości węgla w warstwie miała różną stałą sieci, co pokazano na rys. 9a. Rezystywność mieści się w zakresie 200 ÷ 350 μΩ·cm. W wyniku badań transmisyjnym mikroskopem elektronowym stwierdzono, że warstwa wytworzona przy mocy podawanej na target C równej 212 W jest monoskrystaliczna (rys. 9b). Zatem udało się wytworzyć cienki, monokrystaliczny bufor TiC_x (111).

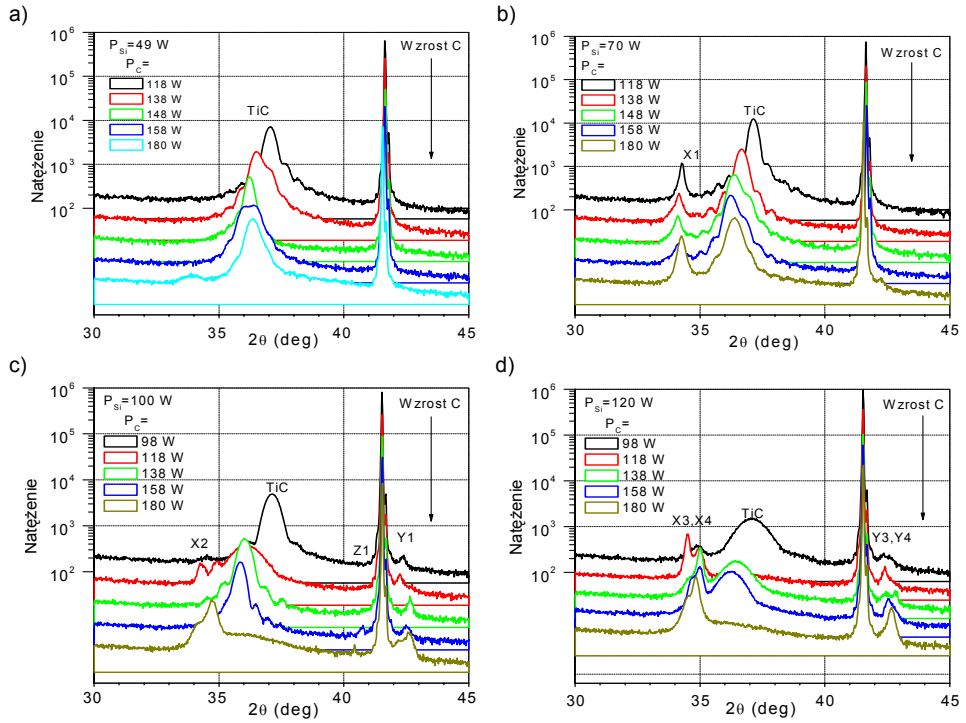


Rys. 9. a) Widma dyfrakcji rentgenowskiej pokazujące zmianę stałej sieci fazy TiC_x w zależności od zawartości węgla w warstwie, b) obraz HRTEM przełomu warstwy TiC_x wytworzonej przy mocy podawanej na target C równej 212 W

Rozpylanie z targetów Ti, Si i C na warstwy buforowe TiCx

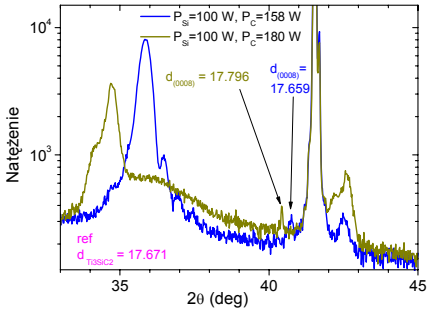
Na przygotowaną w sposób opisany w poprzednim punkcie cienką warstwę TiC_x (111) na podłożach Al_2O_3 (0001) osadzano cienkie warstwy Ti-Si-C, rozpylane z targetów Ti (4,5N), Si (5N) i C (5N) o średnicach 3". Rozpylanie było prowadzone w atmosferze Ar (6N) przy ciśnieniu roboczym 5 mTorr i przepływie Ar 20 sccm. Podczas rozpylania podłoże było utrzymywane w temperaturze 900°C. Wykonano cztery serie próbek. Moc podawana na target Ti była stała i wynosiła 70 W. Moc podawana na target Si wynosiła 49, 70, 100 i 120 W, odpowiednio dla każdej serii próbek, natomiast w ramach każdej z serii zmieniano moc podawaną na target C w zakresie 98 ÷ 180 W. Podejście to zapewniało dużą zmienność składu chemicznego otrzymywanych warstw, co miało na celu umożliwić znalezienie takich warunków, w których zaczyna się krystalizacja fazy Ti_3SiC_2 (0001).

Na podstawie pomiarów dyfrakcji rentgenowskiej stwierdzono w wytworzonych warstwach obecność różnych faz materiałowych (rys. 10a–d). Zdefiniowano cztery grupy linii pochodzących od różnych faz krystalicznych. Grupy te oznaczone są na rys. 10 jako TiC, X, Y i Z.



Rys.10. Widma dyfrakcji rentgenowskiej dla cienkich warstw Ti-Si-C wytwarzanych przy różnej mocy podawanej na targety: a) Ti: 70 W, Si: 49 W, C: 118 ÷ 180 W, b) Ti: 70 W, Si: 70 W, C: 118 ÷ 180 W, c) Ti: 70 W, Si: 100 W, C: 98 ÷ 180 W, d) Ti: 70 W, Si: 120 W, C: 98 ÷ 180 W

W widmach zmierzonych dla warstw osadzonych przy mocy podawanej na targety: Ti: 70 W, Si: 100 W, C: 158 W i Ti: 70 W, Si: 100 W, 180 W widoczna jest linia oznaczona jako Z. Odpowiadająca jej odległość międzypłaszczyznowa wynosi 17,659 i 17,796 Å, odpowiednio dla pierwszej i drugiej z wymienionych warstw. Wartości te są bardzo bliskie 17,671 Å, czyli odległości międzypłaszczyznowej dla Ti_3SiC_2 (rys. 11). Oznacza to, że udało się osiągnąć warunki promujące krystalizację fazy Ti_3SiC_2 (0001). Rezystywność otrzymanych warstw Ti_3SiC_2 mieści się w zakresie 200 ÷ 450 μΩ·cm.

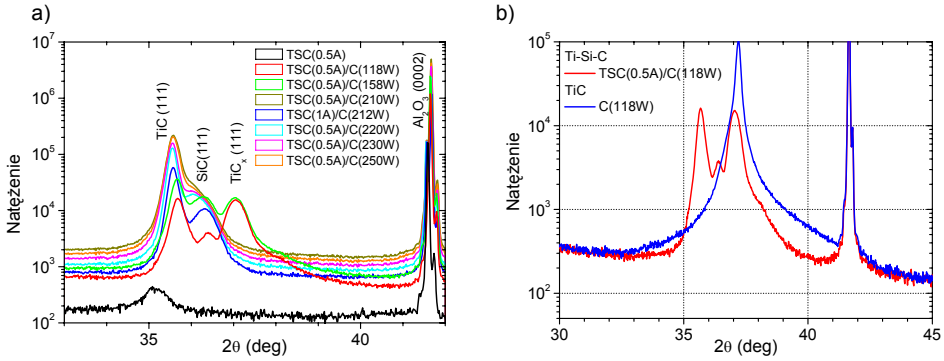


Rys. 11. Widma dyfrakcji rentgenowskiej dla cienkich warstw Ti-Si-C wytwarzanych przy następujących wartościach mocy podawanej na targety: Ti: 70 W, Si: 100 W, C: 158, 180 W

Rozpylanie z targetu o składzie chemicznym Ti_3SiC_2 na warstwy buforowe TiC_x

Na przygotowaną w opisany wcześniej sposób cienką warstwę TiC_x (111) na podłożach Al_2O_3 (0001) osadzano cienkie warstwy Ti-Si-C, rozpylane z targetu o składzie chemicznym Ti_3SiC_2 (3N) o średnicy 3". Skład chemiczny buforów TiC_x był zmieniany przez zmianę mocy podawanej na target C (118 ÷ 250 W) przy stałej mocy podawanej na target Ti (70 W). Rozpylanie z targetu Ti_3SiC_2 było prowadzone w atmosferze Ar (6N) przy ciśnieniu roboczym 2 mTorr i przepływie Ar 20 sccm. Podczas rozpylania podłoże było utrzymywane w temperaturze 900°C. Prąd płynący przez target wynosił 0,5 A.

Na podstawie pomiarów dyfrakcji rentgenowskiej stwierdzono obecność fazy TiC (111) (rys. 12a). Ponadto, wraz ze wzrostem zawartości węgla w warstwie buforowej, zaobserwowano pojawienie się linii pochodzącej od Si (111), która największe natężenie ma dla próbki wytworzonej na buforze osadzanym przy mocy podawanej na target C równej 158 W. Dla próbek o mocy podawanej na target C równej 118 i 158 W zaobserwowano ponadto dodatkową linię ok. 37°. Z porównania widma dyfrakcji zmierzonego dla pierwszej z tych próbek z widmem pochodzącym od samej warstwy buforowej TiC_x wytworzonej przy w analogicznych warunkach wynika, że jest to ta sama linia (rys. 12b). Tak więc w warstwach tych warstwa buforowa utrzymuje swoją odrębną strukturę, natomiast linie TiC (111) i SiC (111) pochodzą od faz tworzących się w warstwie osadzanej z targetu Ti_3SiC_2. Nie zaobserwowano linii pochodzących od fazy Ti_3SiC_2 (0001).

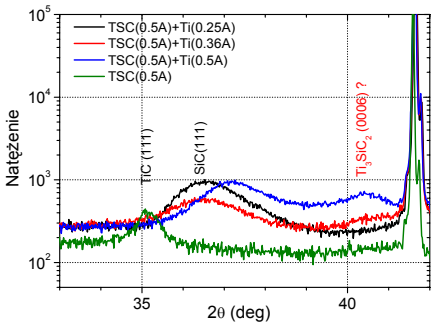


Rys. 12. a) Widma dyfrakcji rentgenowskiej dla cienkich warstw Ti-Si-C wytwarzanych z targetu Ti_3SiC_2 na bufory TiC_x, b) widma dyfrakcji rentgenowskiej dla warstwy osadzonej na bufor TiC_x oraz dla samego bufora TiC_x osadzanego przy mocy podawanej na target C równej 118 W.

Zgodnie z doniesieniami literaturowymi może to być spowodowane przez fakt, że warstwa osadzona z targetu Ti_3SiC_2 nie będzie miała składu chemicznego Ti_3SiC_2, lecz wystąpi w niej nadmiar węgla. Jest to związane z różnym stopniem rozpylania każdego z pierwiastków wchodzących w skład targetu. W celu otrzymania prawidłowego składu chemicznego postanowiono wykonać warstwy osadzane z targetu Ti_3SiC_2 z jednoczesnym rozpylaniem Ti.

Rozpylanie z targetu o składzie chemicznym Ti_3SiC_2 oraz z targetu Ti

Na podłoża Al_2O_3 (0001) osadzano cienkie warstwy Ti-Si-C rozpylane z targetu o składzie chemicznym Ti_3SiC_2 (3N) oraz z targetu Ti (4N) o średnicach 3". Skład chemiczny warstw zmieniano przez zmianę prądu płynącego przez target Ti: 0,25, 0,36 i 0,5 A. Prąd płynący przez target Ti_3SiC_2 wynosił 0,5 A. Rozpylanie było prowadzone w atmosferze Ar (6N) przy ciśnieniu roboczym 2 mTorr i przepływie Ar 20 sccm. Podczas rozpylania podłoże było utrzymywane w temperaturze 900°C.



Rys. 13. Widma dyfrakcji rentgenowskiej dla cienkich warstw Ti-Si-C wytwarzanych z targetów Ti_3SiC_2 i Ti

Na podstawie pomiarów dyfrakcji rentgenowskiej stwierdzono nieobecność fazy TiC (111) i obecność bardzo szerokiej linii pochodzącej od SiC (111). Ponadto dla warstwy osadzonej przy prądzie płynącym przez target Ti równym 0,5 A zaobserwowano pojawienie się szerokiej linii mogącej odpowiadać fazie Ti_3SiC_2 (0001) (rys. 13). Rezystywność warstw mierzona sondą czteroostrzową mieści się w zakresie 250 ÷ 300 μΩ·cm.

Podsumowując, w ramach przeprowadzonych prac udało się wytworzyć monokrystaliczny bufor TiC_x (111), a także dla określonych parametrów osadzania zaobserwowano fazę Ti_3SiC_2 (0001).

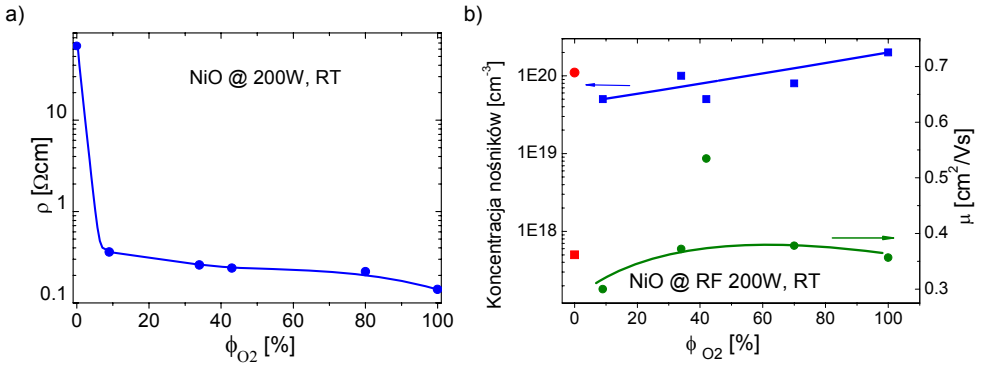
2.3. Wytwarzanie i charakteryzacja cienkich warstw tlenku niklu

Tlenek niklu w formie cienkich warstw jest transparentnym materiałem półprzewodnikowym z przerwą energetyczną o szerokości 3,5 ÷ 4 eV, wykazującym przewodnictwo typu *p*. Przedmiotem prac były cienkie warstwy NiO otrzymywane metodą reaktywnego magnetronowego rozpylania katodowego, mogące znaleźć zastosowanie w detektorach promieniowania jonizującego z zakresu UV oraz γ. Kryteriami oceny badanych warstw w odniesieniu do wymienionych zastosowań są: szerokość przerwy energetycznej (~4 eV dla objęcia zakresu UV 300 ÷ 400 nm), wysoki współczynnik transmisji, dobrze określone przewodnictwo typu *p*, rezystywność w zakresie kilku Ω·cm.

Warstwy NiO wytwarzano w reaktorach L560 (odległość podłoża od targetu s = = 7 cm) i Gamma 1000C (s = 22 cm). Proces rozpylania wykonywano z zastosowaniem targetu NiO (3", 4N) w plazmie O_2/Ar zasilanej źródłem RF (moc 200 W lub 150 W) i gazami o czystości 6N. Zawartość tlenu ϕ_{O2} w procesie zdefiniowano stosunkiem ciśnień $p_{O2}/(p_{O2} + p_{Ar})$ (dla L560) lub stosunkiem przepływów gazów $f_{O2}/(f_{O2} + f_{Ar})$ (dla Gamma 1000C). Zakres zastosowanych zmian temperatury wynosił od pokojowej (RT) do 700°C. Jako podłoża stosowano płytki kwarcowe,

krzemowe n-Si(100) o rezystywności 1 Ω·cm oraz krzemowe pokryte warstwą izolacyjną (200 nm)SiO_2. Grubość osadzanych warstw NiO wynosiła od 200 do 300 nm. Obróbkę termiczną prowadzono w piecu z przepływem Ar lub O_2 w zakresie temperatur 200 ÷ 900°C i czasie 3 ÷ 90 min.

Warstwy NiO osadzane w temperaturze pokojowej w Ar charakteryzują się bardzo wysoką rezystancją, ~65 Ω·cm i ~420 Ω·cm, dla próbek osadzanych odpowiednio w stanowisku L560 i Gamma 1000C. Wprowadzenie tlenu do procesu osadzania zmniejsza rezystancję warstw, jak obrazuje rys. 14a, a pomiary Halla wykazują przewodnictwo typu *p*. Jak przedstawiono na rys. 14b, wypadkowe wartości koncentracji nośników są na poziomie $10^{19} \div 10^{20}$ cm^{-3}, a ruchliwość μ w zakresie 0,25 ÷ 0,55 $cm^2/V{\cdot}s$. Wyjątkiem jest tutaj warstwa z procesu bez tlenu, która wykazuje przewodnictwo typu *n*. Warstwy osadzane w temperaturze pokojowej w stanowisku Gamma 1000C charakteryzują się wyższą rezystancją wynoszącą 45 ÷ 420 Ω·cm. Przewodnictwo typu *p* obserwowano dla NiO osadzanego w temperaturze 300°C i zawartości tlenu ϕ_{O2} = 9% ($p = 7{\cdot}10^{14}$ cm^{-3}, μ = 200 $cm^2/V{\cdot}s$, ρ = 40 Ω·cm). Pomiary Halla wykazały, że temperatura procesu ma istotny wpływ na zwiększenie ruchliwości dziur w NiO, co pokazują wyniki pomiarów zawarte w tab. 1. Wyniki pomiarów koncentracji i rezystywności sugerują także, że najwyższa zastosowana temperatura 700°C ogranicza wbudowywanie w strukturę nadmiarowego tlenu. Biorąc pod uwagę kryterium parametrów elektrycznych dla warstwy jako detektora UV można uznać, że temperatura 500°C jest najlepsza dla uzyskania rezystywności w zakresie od kilku do 110 Ω·cm.



Rys. 14. Wpływ zawartości tlenu ϕ_{O2} podczas osadzania warstw NiO w L560 na rezystywność ρ (a) oraz koncentrację i ruchliwość nośników (b). Dla wartości ϕ_{O2} = 0 większościowe nośniki są typu *n*. P_{RF} = = 200 W, RT, *p* = 3,5 ÷ 6,6 μbar

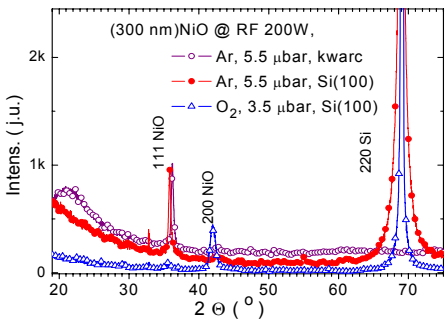
Wyniki pomiarów transmisji warstw NiO osadzanych w stanowisku L560 w temperaturze pokojowej pokazują, że obecność tlenu w procesie osadzania wywołuje silne zwiększenie absorpcji warstw. Wzrost zawartości tlenu z 9% do 100% w procesie poszerza przerwę energetyczną od 3,40 do 3,58 eV, a zwiększona przy tym koncentracja dziur obniża rezystywność do najniższej, nienotowanej do tej pory w publikacjach wartości 0,14 Ω·cm. Warstwa osadzana bez tlenu odzna-

cza się transmisją na poziomie 50%, przerwą 3,71 eV oraz rezystancją 65 Ω·cm. Badania XRD wykazały polikrystaliczną strukturę warstw NiO, przy czym warstwy osadzane w Ar mają teksturę o kierunku <111>, a osadzane w O_2 teksturę <200>, co obrazuje rys. 15. Rozmiar ziaren w płaszczyźnie warstwy obserwowany technikami AFM i SEM zawiera się w zakresie od kilkunastu do kilkudziesięciu nanometrów. Morfologię ziaren przedstawiają fotografie SEM powierzchni i przekroju warstw (rys. 16) oraz mapy AFM (rys. 17). Większe ziarna są widoczne w warstwie osadzanej w tlenie, ale chropowatość powierzchni obu warstw, określana parametrem *RMS*, jest na podobnym poziomie 2 nm.

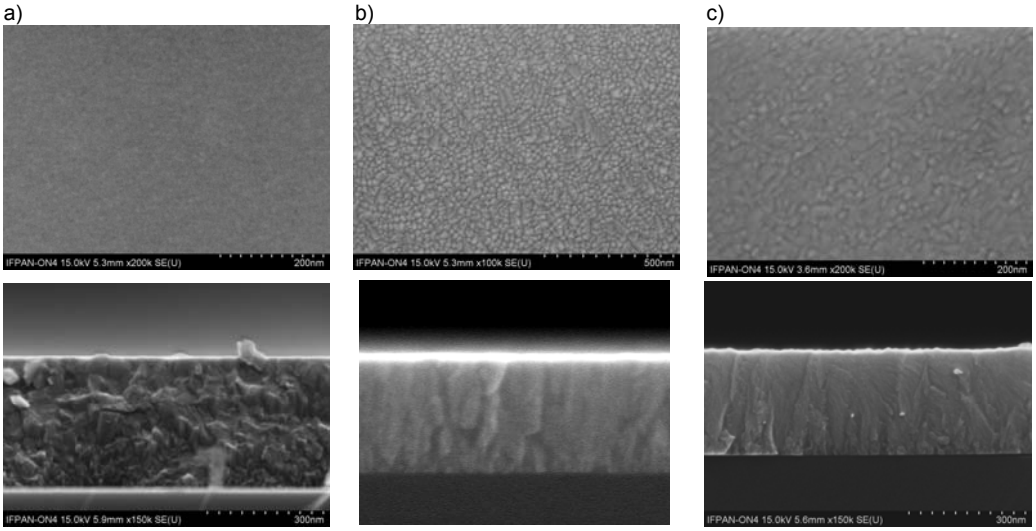
Tabela 1. Wpływ temperatury podłoża oraz zawartości tlenu na parametry elektryczne warstw NiO osadzanych w stanowisku Gamma 1000C
P_{RF} = 150 W, p = 6,5 mbar, $\phi_{O2} = \phi_{O2}/(f_{O2} + f_{Ar})$

	T [°C]	ϕ_{O2} [%]	P [cm^{-3}]	μ [cm^2/V·s]	ρ [Ω·cm]
NiO	300	9	$7\cdot10^{14}$	200	40
	500	9	$2\cdot10^{15}$	35	110
	500	33	$2\cdot10^{17}$	7,2	4,5
	500	50	$2\cdot10^{19}$	1,5	5,9
	700	50	$5\cdot10^{16}$	1,2	100

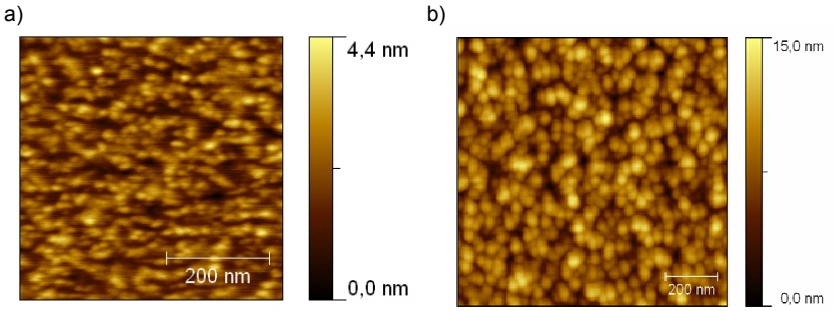
W przypadku osadzania NiO w reaktorze Gamma 1000C, gdzie podłoże jest 3-krotnie bardziej oddalone od targetu niż w L560, transmisja warstw NiO osadzanych przy porównywalnej zawartości tlenu jest wyższa. Ze wzrostem zawartości tlenu ϕ_{O2} transmisja zmniejsza się zarówno dla warstw osadzanych w temperaturze pokojowej, jak i w podwyższonej, co pokazują wykresy na rys. 18. Wyraźny też jest wpływ temperatury na transmisję NiO przy danej zawartości tlenu w procesie. Zwiększoną transmisję obserwuje się dla warstw osadzanych w wyższej temperaturze (300 i 500°C). Stwierdzono, że dla warstw osadzanych w tej samej temperaturze T = 500°C przy zawartości tlenu 9% oraz zwiększonej do 50% występuje poszerzenie stałej sieci krystalicznej z 4,19 do 4,3 Å, co może oznaczać powiększoną zawartość tlenu w warstwie, a to z kolei uzasadniałoby obserwowaną wyższą koncentrację p dla tych warstw.



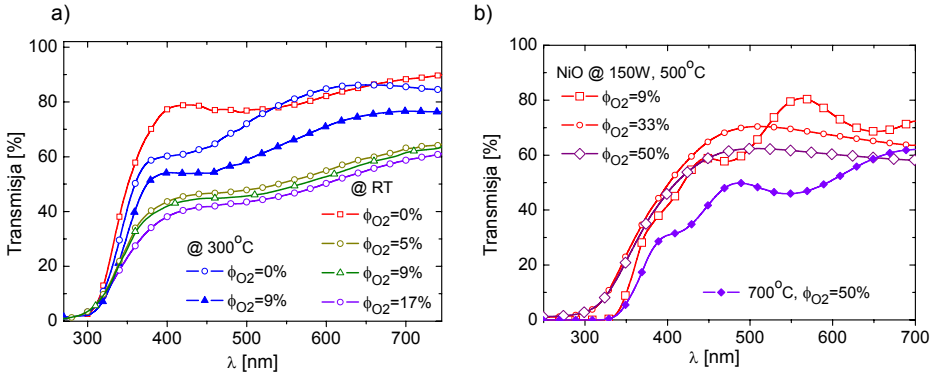
Rys. 15. Widma XRD warstw (300nm)NiO osadzonych w stanowisku L560 na podłoża krzemowe i kwarcowe w RT w plazmie Ar lub O_2 przy P_{RF} = 200 W



Rys. 16. Obrazy SEM morfologii warstw (300nm)NiO osadzanych w L560 na Si(100) przy P_{RF} = 200 W, w plazmie: Ar (a), mieszaninie O_2/Ar przy ϕ_{O2} = 34% (b) i w O_2 (ϕ_{O2} = 100%) (c). Fotografie wykonane w Instytucie Fizyki PAN, Oddział Spektroskopii Ciała Stałego

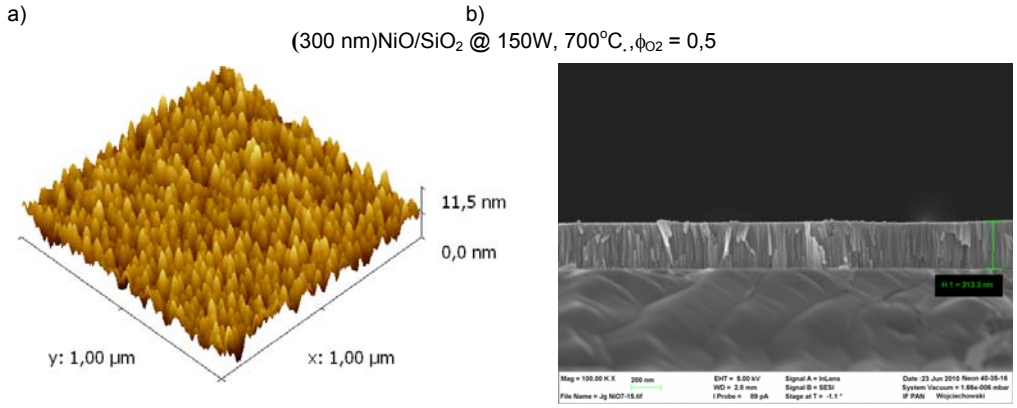


Rys. 17. Obrazy AFM powierzchni warstw (300nm)NiO osadzanych w L560 na Si(100) przy P_{RF} = 200 W, RT, ϕ_{O2} =34% (a) i ϕ_{O2} = 100% (b). Chropowatość *RMS* powierzchni odpowiednio 2,14 nm (a) i 2,17 nm (b)



Rys. 18. Transmisja warstw NiO (grubości ok. 200 nm) w funkcji długości fali w procesie osadzania w Gamma 1000C przy P_{RF} =150 W w temperaturze podłoża 300°C lub pokojowej (a) oraz 500 i 700°C (b), $\phi_{O2} = f_{O2}/(f_{O2} + f_{Ar})$

Warstwy osadzane w RT charakteryzują się chropowatością w zakresie 0,5 ÷ 2 nm, a osadzane w podwyższonej temperaturze mają bardziej zróżnicowane wartości *RMS* 1,7 ÷ 7 nm, co może wynikać z ich różnej grubości i kształtu ziaren. Przykładem może być warstwa NiO osadzana w 700°C, gdzie silnie kolumnowy wzrost bardzo wąskich ziaren o podobnej średnicy daje względnie gładką powierzchnię warstwy, jak pokazują obrazy AFM i SEM na rys. 19. Niektóre kolumny ziaren wystają nad powierzchnię i są przyczyną niewielkiej chropowatości na poziomie 2 nm.



Rys. 19. Morfologia warstwy NiO osadzanej na Si w najwyższej temperaturze 700°C przy ϕ_{O2} = 0,5: a) AFM powierzchni, b) SEM przekroju

Wygrzewanie warstw NiO w tlenie ma korzystny wpływ na ruchliwość, a także na zmniejszenie rozrzutu wyników parametrów elektrycznych mierzonych metodą Halla. Dla warstwy osadzanej w RT przy ϕ_{O2} = 9% zauważalne jest zmniejszenie rezystywności i znaczna poprawa ruchliwości po wygrzaniu w 300°C przez 30 min. Warstwa osadzana w 300°C przy ϕ_{O2} = 9%, charakteryzująca się wartością ρ = 40 Ω·cm, zmniejsza rezystywność o 1 rząd na skutek wygrzania w 550°C przez 30 min. Taka zmiana może być efektem wzrostu ruchliwości. Inne efekty są obserwowane dla warstwy osadzanej przy wysokiej zawartości tlenu ($\phi_{O2} \geq$ 33%), a następnie wygrzewanej w temperaturze wyższej niż temperatura osadzania: taka warstwa odznacza się zwiększoną rezystywnością. Przyczyną tego jest zapewne uwalnianie nadmiarowego tlenu w wysokiej temperaturze wygrzewania. Pomiary Halla warstw NiO wygrzewanych w Ar w temperaturze 250°C lub większej wykazują silny, o 1 – 2 rzędy, wzrost rezystywności mimo poprawy ruchliwości.

Przechowywanie warstw przez długi czas w warunkach pokojowych powoduje wzrost rezystywności oraz spadek ruchliwości, a także pojawianie się przewodnictwa typu *n* po kilku tygodniach. Przyczyną tego jest prawdopodobnie kompensacja dziur powodowana dyfuzją wodoru z pary wodnej adsorbowanej na powierzchni. W celu uszczelniania warstwy NiO od zewnętrznej atmosfery zastosowano z powodzeniem cienką 30 nm warstwę TiO_2, a także warstwę SiO_2 o grubości 150 nm. Parametry elektryczne warstwy NiO pokrytej TiO_2 są stabilne po kilku miesiącach od wytworzenia warstwy.

Reasumując, metoda rozpylania katodowego pozwala na osadzanie warstw *p*-NiO o względnie dobrym przewodnictwie i rezystywności w zakresie 0,14 ÷ 1 Ω·cm. Warstwy NiO uzyskane w procesie rozpylania w atmosferze tlenu osiągają najniższą wartość rezystywności 0,14 Ω·cm. Warstwy o wysokiej transmisji optycznej (~70%) charakteryzują się rezystywnością >100 Ω·cm. Wytworzenie warstw przewodzących o rezystywności kilku Ω·cm oraz transmisji na poziomie 30% dla promieniowania UV (λ = 370 nm) jest możliwe przy temperaturze osadzania 500°C. Warstwy NiO poddane wygrzewaniu w tlenie w temperaturze niższej niż temperatura osadzania charakteryzują się stabilniejszymi parametrami elektrycznymi.

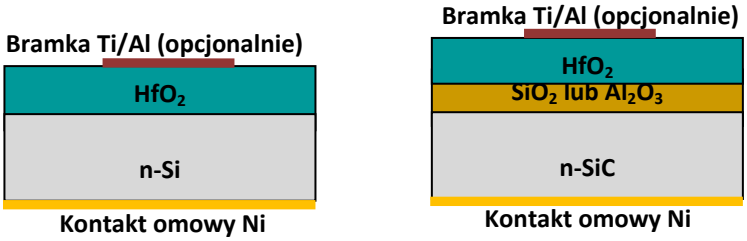
2.4. Badania własności elektrycznych struktur metal/półprzewodnik i metal/dielektryk: metale trudnotopliwe, tlenki przewodzące, dielektryki o dużym k na powierzchni półprzewodników szerokoprzerwowych

Prowadzone w 2010 r. badania własności elektrycznych struktur metal/półprzewodnik i metal/dielektryk obejmowały:

- określenie wpływu wygrzewania na właściwości cienkich warstw HfO_2, badanie wpływu warstw buforowych SiO_2 i Al_2O_3 na parametry struktur SiC/bufor/HfO_2;
- badania kontaktów omowych C/Ni/Si/Ni/Si do 4H-SiC typu *n* z intencjonalnie osadzoną warstwą węgla.

Właściwości cienkich warstw HfO_2 oraz struktur n-Si/HfO_2, n-SiC/SiO_2/HfO_2 i n-SiC/Al_2O_3/HfO_2

Prace nad wytwarzaniem i charakteryzacją cienkich warstw tlenku hafnu osadzanych metodą ALD były kontynuacją badań z poprzednich etapów projektu. Wszystkie procesy osadzania HfO_2 przeprowadzono w Instytucie Fizyki PAN na urządzeniu Savannah 100 firmy Cambridge Nanotech. Wykonano dwa eksperymenty. Jeden dotyczył zbadania wpływu wygrzewania na parametry warstw, drugi – wpływu warstwy buforowej z SiO_2 lub Al_2O_3 między węglikiem krzemu a tlenkiem hafnu. Badane struktury są przedstawione schematycznie na rys. 20.

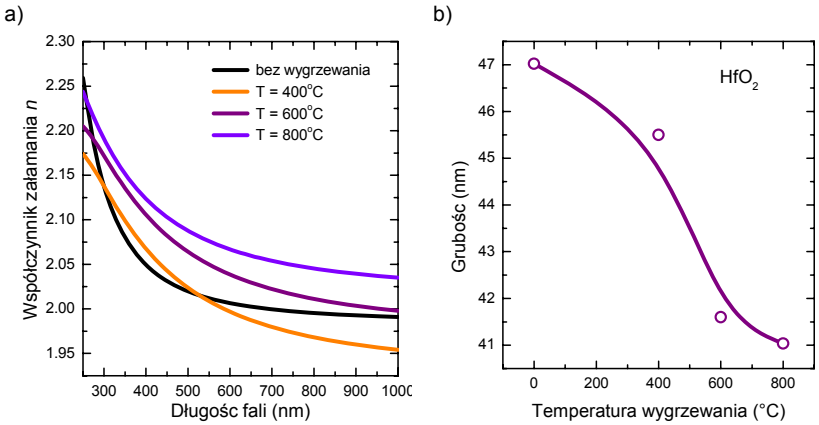


Rys. 20. Schemat badanych struktur n-Si/HfO_2, n-SiC/HfO_2 z warstwą buforową SiO_2 lub Al_2O_3

Eksperymenty prowadzono na podłożach z węgliku krzemu (n-SiC z warstwą epitaksjalną $n = 5\cdot10^{15}$ cm^{-3}) i krzemu (n-Si<100>, ρ = 4 ÷ 6 Ω·cm). Kontakty omowe formowano poprzez naparowanie i wygrzanie 200 nm warstwy niklu. War-

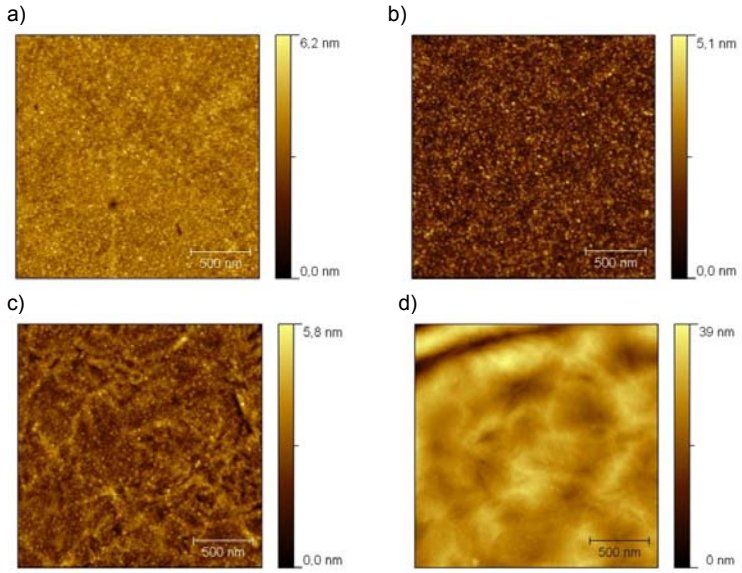
stwy HfO_2 osadzano w temperaturze 90°C używając jako prekursorów TDMAHf i H_2O. Liczba cykli wynosiła 270. Po procesie osadzania część warstw została wygrzana w atmosferze N_2 przez 1 min. w temperaturze 400, 600 lub 800°C. Na płytkach przeznaczonych do pomiarów elektrycznych uformowano metodą lift-off bramki Ti/Al kondensatorów MOS.

Badania elipsometryczne wykazały zmianę współczynnika załamania ze wzrostem temperatury wygrzewania przy jednoczesnej zmianie grubości warstw (rys. 21).



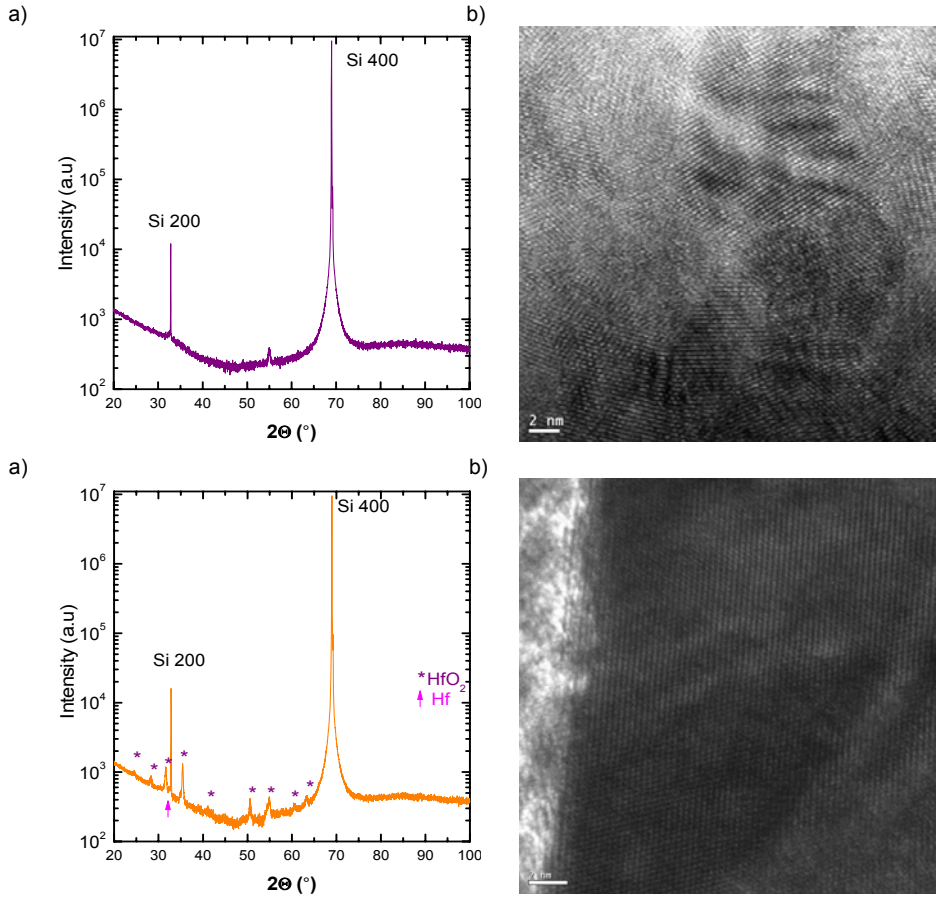
Rys. 21. Widmowe zależności współczynnika załamania warstw HfO_2 (a) oraz zależność grubości warstwy HfO_2 od temperatury wygrzewania (b)

Z analizy AFM (rys. 22) wynika, że chropowatość *RMS* warstw niewygrzanych i wygrzanych w temperaturze 400 i 600°C wynosi ok. 0,5 nm i rośnie do 4 nm w wyniku wygrzewania w temperaturze 800°C.



Rys. 22. Obrazy AFM warstw tlenku hafnu niewygrzewanych (a) oraz wygrzanych w temperaturze 400°C (b), 600°C (c) i 800°C (d)

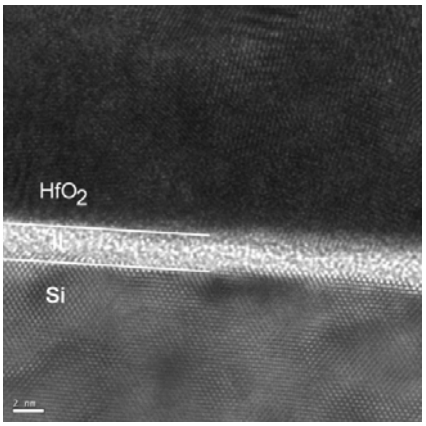
Wyniki badań strukturalnych przedstawione na rys. 23 wskazują na zmianę struktury krystalicznej cienkich warstw tlenku hafnu z amorficznej (dla warstw niewygrzewanych oraz wygrzanych w temperaturze 400°C) na polikrystaliczną o strukturze jednoskośnej (dla wygrzanych w wyższych temperaturach). Jednocześnie na wykresie widma XRD można odczytać niewielkie maksimum pochodzące od krystalicznego hafnu, co świadczy o częściowej dekompozycji tlenku hafnu w temperaturze powyżej 400°C.



Rys. 23. Widmo XRD oraz obraz HRTEM warstw HfO_2 niewygrzanej (a, b) oraz wygrzanej w temperaturze 800°C (c, d)

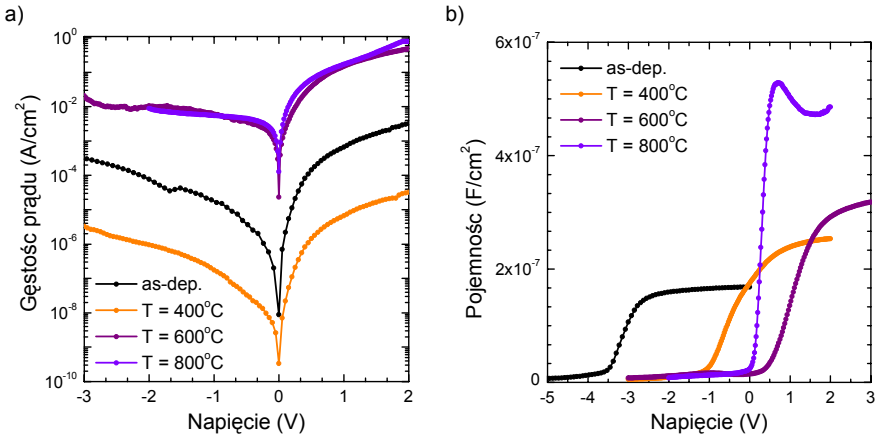
Wyniki badania HRTEM międzypowierzchni Si/HfO_2 wykazały istnienie cienkiej warstwy przejściowej pomiędzy krzemem a tlenkiem hafnu (rys. 24). Widmo mikroanalizy rentgenowskiej EDS wykazało, że warstwa przejściowa jest niestechiometrycznym tlenkiem krzemu SiO_x o budowie amorficznej. Obecność warstwy przejściowej dla wszystkich warstw świadczy o jej powstawaniu podczas pierwszych cykli procesu ALD. Grubość tej warstwy wynosi ok. 2 nm.

Na rys. 25 pokazano charakterystyki prądowo-napięciowe (*I-V*) oraz pojemnościowo-napięciowe (*C-V*) kondensatorów n-Si/HfO_2/(Ti/Al). Porównanie charakte-



Rys. 24. Obraz HRTEM międzypowierzchni HfO_2/Si

rystyk *I-V* kondensatorów z warstwami niewygrzanymi oraz wygrzanymi pokazano na rys. 25a. Najmniejszy prąd upływu obserwujemy dla próbek wygrzanych w temperaturze 400°C. Średnia gęstość prądu dla tych próbek wynosi 0,17 μA/cm^2 przy –1 V. Krystalizacja warstw prowadzi do zwiększenia prądu upływu. Prąd upływu jest ponad 4 rzędy wielkości większy dla próbek wygrzanych w temperaturze 600 i 800°C niż dla próbek niewygrzanych i wygrzanych w temperaturze 400°C i wynosi odpowiednio 6,06 oraz 5,49 mA/cm^2 przy –1 V.

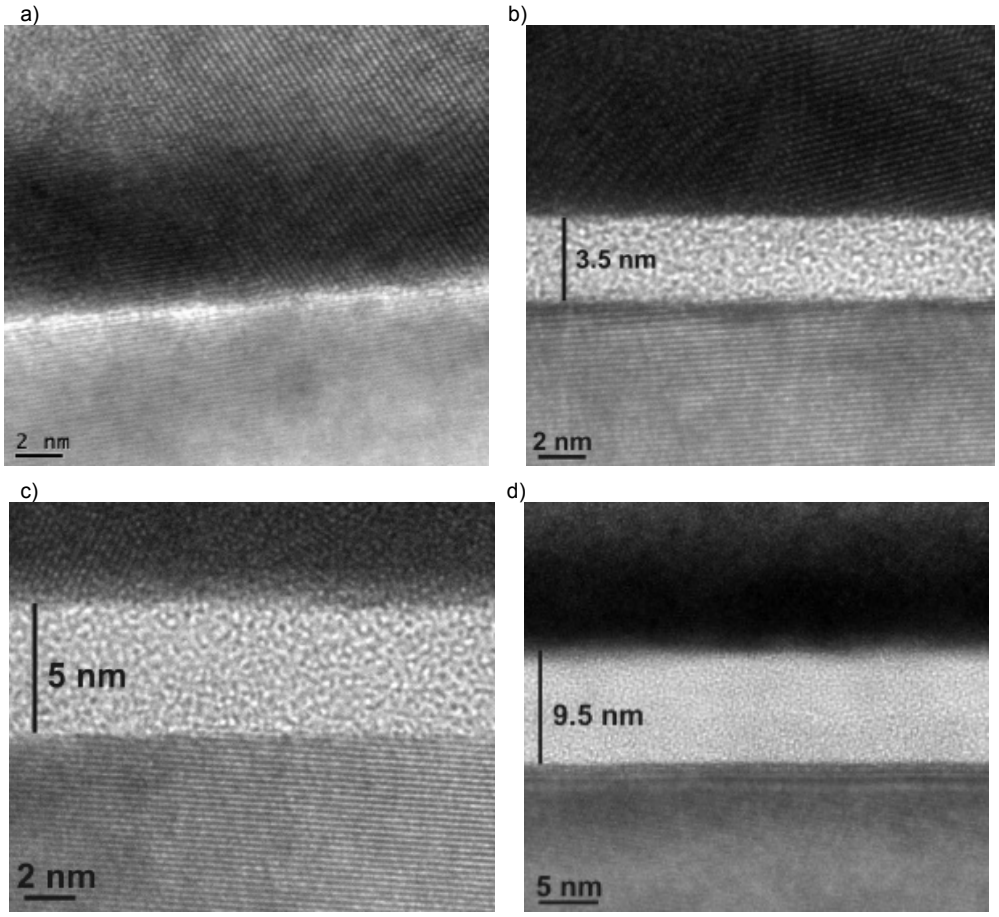


Rys. 25. Charakterystyki prądowo-napięciowe (a) i pojemnościowo-napięciowe (b) kondensatorów n-Si/HfO_2/(Ti/Al)

Pojemność dielektryka wzrasta wraz ze wzrostem temperatury wygrzewania. Związane jest to ze zmianą przenikalności elektrycznej cienkich warstw tlenku hafnu nawet do 24,2 dla próbek wygrzanych w najwyższej temperaturze. Wygrzewanie powoduje przesunięcie charakterystyk *C-V* w stronę napięć dodatnich na skutek zmiany ładunku efektywnego w dielektryku. Jest to rezultatem krystalizacji warstw, która prowadzi do zmniejszenia defektów w strukturze. Ładunek efektywny ma dodatni znak dla warstw niewygrzewanych oraz wygrzanych w temperaturze 400°C i wynosi $3{,}2\cdot10^{12}$ i $1{,}16\cdot10^{12}$ cm^{-2}. Wygrzewanie w wyższej temperaturze (600 i 800°C) prowadzi do zmniejszenia wartości ładunku oraz zmiany jego znaku na negatywny (odpowiednio $1{,}59\cdot10^{12}$ i $4{,}0\cdot10^{11}$ cm^{-2}).

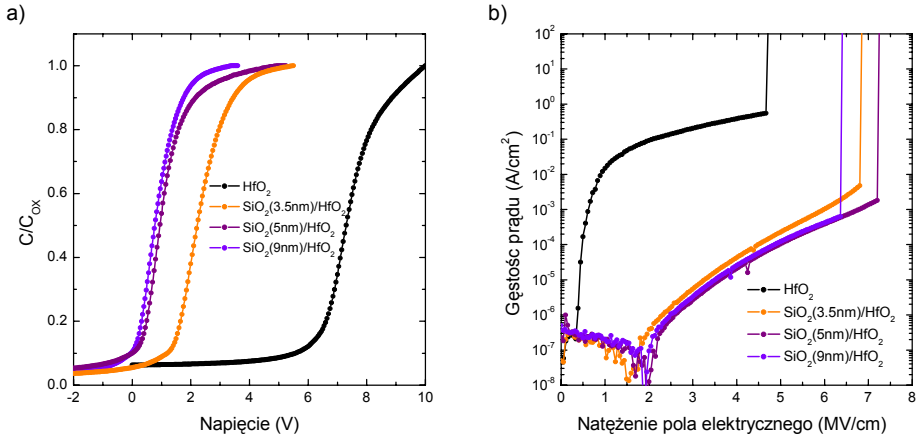
W celu zbadania wpływu cienkiej warstwy podkładowej na charakterystyki elektryczne kondensatorów n-SiC/SiO_2/HfO_2/(Ti/Al) wykonano struktury zawierające warstwę SiO_2 o grubości 2, 4 lub 6 nm osadzaną techniką PECVD (parametry osadzania: prekursory SiH_4 oraz N_2O, T = 300°C, P = 8 W, p = 0,35 Tr, t = 5, 11 i 16 s).

Na rys. 26 pokazano obrazy HRTEM interfejsu HfO_2/4H-SiC oraz HfO_2/SiO_2/ /4H-SiC. Z obrazów tych widać, że rzeczywista grubość SiO_2 różni się od zakładanej i wynosi kolejno 3,5, 5 i 9,5 nm. Warto zauważyć, że inaczej niż w przypadku krzemu, grubość warstwy przejściowej dla warstw HfO_2 osadzanych na SiC jest dużo mniejsza i wynosi poniżej 1 nm.



Rys. 26. Zdjęcia HRTEM interfejsu HfO_2/4H-SiC (a) oraz HfO_2/SiO_2/4H-SiC (b–d)

Wykres na rys. 27a pokazuje zmianę znormalizowanych charakterystyk *C-V* wraz ze wzrostem grubości warstwy buforowej. Widać, że zastosowanie warstwy powoduje przesunięcie charakterystyk w stronę napięć ujemnych, co jest związane ze zmianą ładunku efektywnego w dielektryku. Obliczone wartości ładunku efektywnego podano w tab. 2. Zastosowanie warstwy podkładowej z SiO_2 poprawia właściwości struktur MOS z HfO_2. Widać wyraźną tendencję zmniejszania się ładunku efektywnego wraz z grubością warstwy SiO_2. W przypadku zastosowania warstwy podkładowej duży ujemny ładunek związany z HfO_2 (V_{FB} = 6,75 V) jest kompensowany dodatnim ładunkiem związanym z SiO_2. Charakterystyki prądowo-napięciowe zostały pokazane na rys. 27b.



Rys. 27. Znormalizowane charakterystyki pojemnościowo-napięciowe (a) oraz charakterystyki J-E (b) kondensatorów n-SiC/SiO_2/HfO_2/(Ti/Al)

Tabela 2. Ładunek efektywny oraz napięcie płaskich pasm dla kondensatorów MOS n-SiC/SiO_2/HfO_2/(Ti/Al)

Grubość SiO_2[nm]	9	5	3,5	0
V_{FB} [V]	0,3384	1,022849	2,107888	6,764853
Q_{eff} [cm^{-2}]	$-9{,}221\cdot10^{11}$	$-2{,}174\cdot10^{12}$	$-2{,}322\cdot10^{12}$	$-9{,}965\cdot10^{12}$

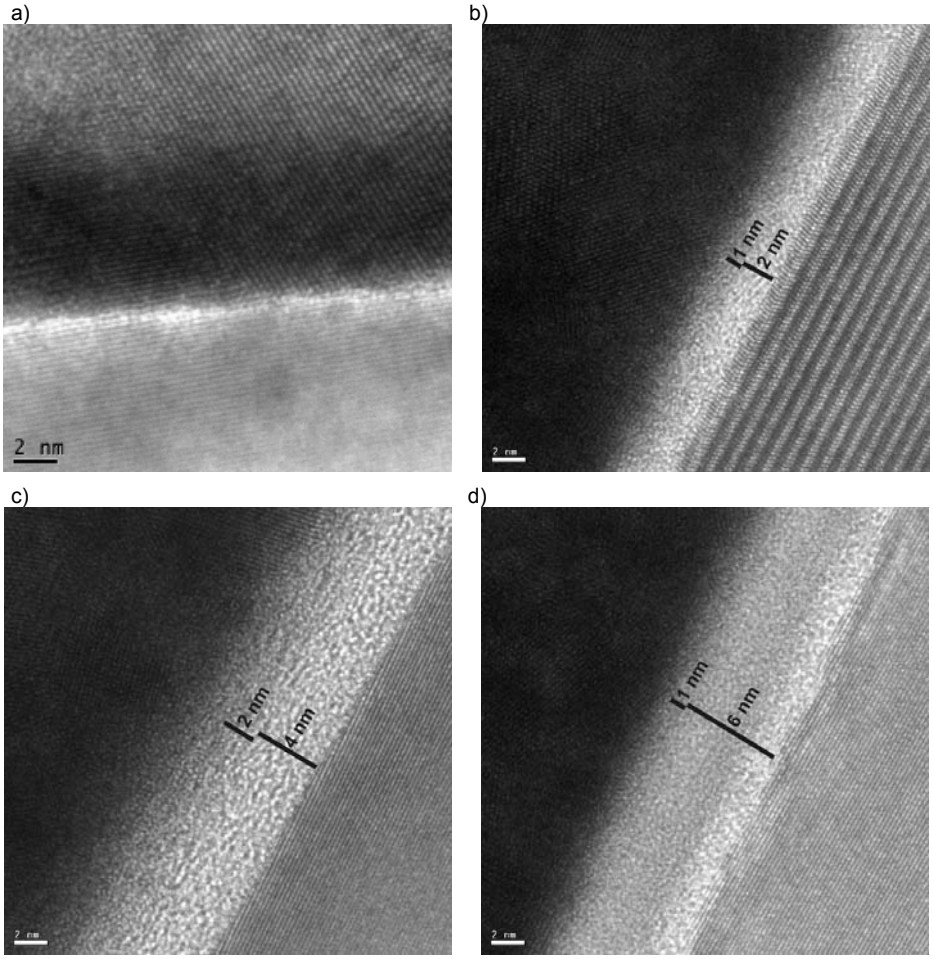
W przypadku kondensatorów bez warstwy SiO_2 prąd upływu jest znacznie większy, nawet o ponad 6 rzędów wielkości niż w przypadku struktur z warstwą podkładową. Obserwujemy znaczny wzrost prądu upływu już dla pola elektrycznego powyżej 0,5 MV/cm. Pole przebicia tych kondensatorów wynosiło 4,7 MV/cm. Zastosowanie warstwy podkładowej znacząco zmniejszyło prąd upływu bramki kondensatorów. Zwiększyło się także pole przebicia, które dla warstw z przekładką o grubości 3,5; 5 i 9 nm wynosiło kolejno 6,8; 7,2 oraz 6,3 MV/cm. Największe pole przebicia osiągnięto dla warstwy o grubości 5 nm, co sugeruje, że grubsza warstwa podkładowa ma gorsze właściwości elektryczne. Cechą charakterystyk prądowo-napięciowych jest eksponencjalna zależność gęstości prądu od pola elektrycznego dla pól elektrycznych powyżej 4 MV/cm. Eksponencjalny wzrost gęstości prądu upływu jest charakterystyczny dla mechanizmu „trap-assisted-tunelling" opisywanego zależnością:

$$J_{tat} \propto \exp\left[-\frac{t_t}{\lambda}\left(1+\frac{q\cdot t_t\cdot E}{4\cdot E_T}\right)\right]$$

gdzie: E – natężenie pola elektrycznego, E_T – pozycja energetyczna pułapek w przerwie zabronionej, λ – średnia droga swobodna elektronu, t_t – droga tunelowania.

Drugą badaną warstwą podkładową była warstwa Al_2O_3 wykonana techniką ALD (prekursory TMA i H_2O, T = 200°C). Obrazy interfejsu HfO_2/Al_2O_3/

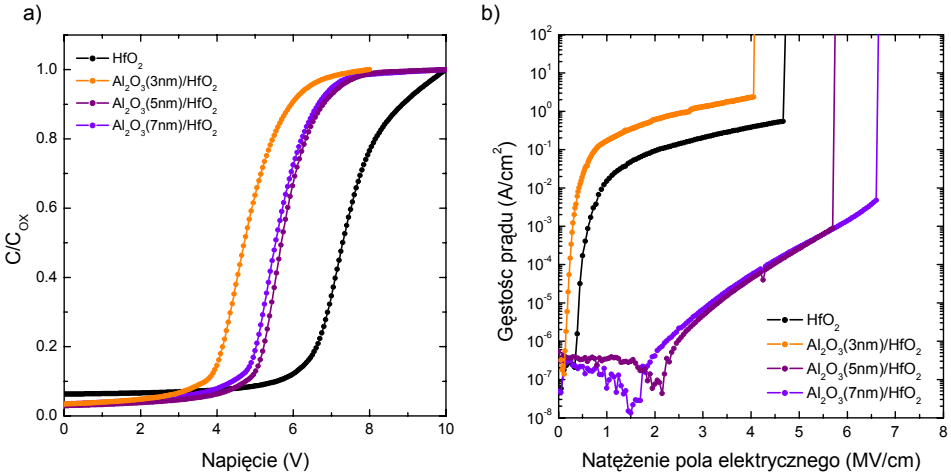
HfO_2/4H-SiC o różnych grubościach Al_2O_3 uzyskane techniką HRTEM są pokazane na rys. 28. Zmierzona grubość warstw Al_2O_3 wynosi 3, 5 i 7 nm.



Rys. 28. Zdjęcia HRTEM interfejsu HfO_2/Al_2O_3/4H-SiC

Wykres na rys. 29a przedstawia znormalizowane charakterystyki pojemnościowo-napięciowe kondensatorów MOS n-SiC/Al_2O_3/HfO_2/(Ti/Al). Jak widać, zastosowanie warstwy tlenku aluminium powoduje również przesunięcie charakterystyk w stronę napięć ujemnych. Jednakże przesunięcie to jest mniejsze niż w przypadku warstw SiO_2. Obliczone wartości ładunku efektywnego podano w tab. 3.

Zastosowanie warstwy podkładowej z Al_2O_3 tylko nieznacznie poprawia właściwości struktur MOS z HfO_2. Najlepsze wyniki (spadek wartości Q_{eff}) są widoczne dla warstw grubszych niż 3 nm. Tak jak dla SiO_2, również w przypadku zastosowania warstwy buforowej Al_2O_3 duży ujemny ładunek związany z HfO_2 jest kompensowany dodatnim ładunkiem związanym z Al_2O_3. Charakterystyki prądowo-napięciowe kondensatorów MOS n-SiC/Al_2O_3/HfO_2/(Ti/Al) są pokazane na rys. 29b.



Rys. 29. Znormalizowane charakterystyki pojemnościowo-napięciowe (a) i charakterystyki J-E (b) kondensatorów n-SiC/Al_2O_3/HfO_2/(Ti/Al)

Tabela 3. Ładunek efektywny oraz napięcie płaskich pasm dla kondensatorów MOS n-SiC/Al_2O_3/HfO_2/(Ti/Al)				
Grubość Al_2O_3 [nm]	7	5	3	0
V_{FB} [V]	5,12	5,38	4,35	6,76
Q_{eff} [cm^{-2}]	$-6{,}98\cdot10^{12}$	$-6{,}97\cdot10^{12}$	$-7{,}26\cdot10^{12}$	$-9{,}965\cdot10^{12}$

W przypadku kondensatorów bez warstwy Al_2O_3 bądź z warstwą o grubości 3 nm prąd upływu jest znacznie większy, nawet o ponad 6 rzędów wielkości niż w kondensatorach z grubszą warstwą buforową. Obserwujemy znaczny wzrost prądu upływu już dla pola elektrycznego powyżej 0,5 MV/cm. Zastosowanie grubszych warstw znacząco zmniejszyło prąd upływu bramki kondensatorów. Zwiększyło się także pole przebicia, które dla warstw z przekładką o grubości 5 i 7 nm wynosiło kolejno 5,7 oraz 6,6 MV/cm. Mechanizm przewodzenia prądu jest podobny jak w przypadku kondensatorów z podkładką SiO_2, co może świadczyć o tym, że za ten mechanizm odpowiedzialna jest jakość warstwy samego tlenku hafnu.

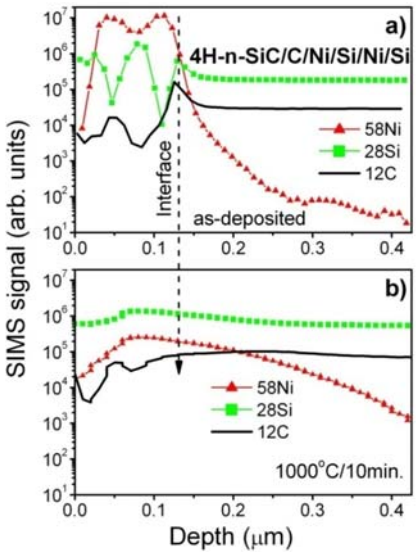
Podsumowując, zastosowanie warstwy podkładowej jest konieczne do uzyskania zadowalających parametrów struktur MOS z tlenkiem hafnu (niski prąd upływu, $Q_{eff} < 1\cdot10^{12}$ cm^{-2}, $E_{br} > 5$ MV/cm). Warstwa SiO_2 znacznie skuteczniej poprawia właściwości elektryczne tych struktur niż warstwa Al_2O_3.

Kontakty omowe C/Ni/Si/Ni/Si do 4H-SiC typu n

Kontakty omowe C/Ni/Si/Ni/Si były wytwarzane na warstwach epitaksjalnych typu *n* o grubości 3 µm i koncentracji nośników $n \sim 1\cdot10^{19}$ cm^{-3} osadzonych na izolacyjnych podłożach 4H-SiC. Osadzanie struktur kontaktowych o grubości całkowitej 129 nm, mających formę wielowarstwy C(3nm)/Ni(30nm)/Si(33nm)/

/Ni(30nm)/Si(33nm), prowadzono w wysokopróżniowym reaktorze Gamma 1000C w temperaturze otoczenia z targetów elementarnych o czystości 4N, w plazmie argonowej. W celu wytworzenia kontaktu omowego przeprowadzono dwuetapowe wygrzewanie techniką RTA: (1) w temperaturze 600°C przez 15 min. w celu wytworzenia Ni_2Si i (2) w temperaturze od 800 ÷ 1000°C przez 10 min. w celu uformowania kontaktów omowych.

Wygrzewanie w temperaturze 600°C powoduje powstanie złącza o charakterze prostującym, a podwyższenie temperatury wygrzewania do 800°C początkuje formowanie się kontaktu omowego. Zwiększenie temperatury do 950°C powoduje nieznaczną poprawę jakości kontaktu i dopiero wygrzanie w temperaturze 1000°C pozwala na uzyskanie kontaktu o wyraźnie zredukowanym oporze. Wartość oporu właściwego r_c analizowanych kontaktów maleje od $r_c = 3{,}9\cdot10^{-4}$ Ω·cm^2 dla struktur wygrzanych w 800°C poprzez $r_c = 3{,}4\cdot10^{-4}$ Ω·cm^2 dla temperatury 950°C do poziomu $r_c = 2{,}0\cdot10^{-4}$ Ω·cm^2 na skutek wygrzewania w 1000°C. Uzyskane wartości są porównywalne z wartością $4\cdot10^{-4}$ Ω·cm^2 otrzymaną dla kontaktów 4H-n-SiC/Ni_2Si niezawierających dodatkowej warstwy węgla. Dodanie warstwy węgla na międzypowierzchni SiC/Ni nie powoduje znaczącego spadku wartości oporności właściwej kontaktu, wpływa jednak na temperaturę formowania kontaktu.



Rys. 30. Profile głębokościowe SIMS kontaktu n-SiC/C/Ni/Si/Ni/Si po osadzeniu (a) i po wygrzaniu w temperaturze 1000°C (b)

Na rys. 30 przedstawiono profile głębokościowe SIMS kontaktów omowych n-SiC/ /C/Ni/Si/Ni/Si bezpośrednio po osadzeniu i wygrzaniu w 1000°C. W przypadku kontaktów niewygrzewanych zmiana mierzonego sygnału SIMS odpowiada grubości osadzonych warstw Ni i Si. Granica między metalizacją a podłożem SiC znajduje się na głębokości 0,13 μm. Profile SIMS uzyskane dla kontaktu omowego wygrzanego w 1000°C (rys. 30b) wskazują, że nastąpiła reakcja między niklem a krzemem, a sygnał pochodzący od węgla pojawia się już na głębokości 0,05 μm od powierzchni.

2.5. Rozwój bazy technologicznej Zakładu

Zadania związane z rozbudową bazy Zakładu polegały na wdrożeniu do praktyki technologicznej nowych urządzeń zakupionych w latach 2009 i 2010: reaktora do trawienia plazmowego w modach RIE i ICP/RIE, urządzeń do litografii metodą nanostemplowania i litografii laserowej oraz mikroskopu z sondą skanująca SPM.

Urządzenie do trawienia suchego typu ICP-RIE Plasmalab System 100 ICP180 firmy Oxford Instruments składa się z dwóch modułów połączonych przez 4-pozycyjną śluzę załadowczą: modułu ICP (Inductively Coupled Plasma) do trawienia plazmą o dużej gęstości i modułu RIE (Reactive Ion Etching) do reaktywnego trawienia jonowego, dołączonego i uruchomionego w 2010 r.

Przeprowadzone zostały serie próbnych trawień GaN (materiału podłożowego i warstw epitaksjalnych), cienkich warstw izolacyjnych HfO_2 i Al_2O_3 oraz warstw Ni i SiO_2 stosowanych w charakterze masek do trawienia innych materiałów. Obserwacja efektów trawienia pozwoliła na ustalenie optymalnych parametrów procesów dla tych materiałów. Analizowano wpływ stosunku mocy P_{ICP}/P_{RIE}, rodzaju i składu plazmy, ciśnienia w komorze procesowej oraz temperatury podłoża na szybkość trawienia, chropowatość trawionej powierzchni oraz gładkość ścian wzorów. Na tej podstawie zoptymalizowano parametry procesów trawienia GaN, HfO_2, Al_2O_3, Ni i SiO_2 (tab. 4).

Trawienia warstw GaN prowadzono przez maski wykonane z Ni lub SiO_2. Selektywność trawienia GaN w plazmie BCl_3/Cl_2 w stosunku do maski Ni wynosiła 20:1, natomiast do maski SiO_2 – 10:1. Do trawienia masek Ni stosowano plazmę argonową (ICP), a trawienie warstw SiO_2 prowadzono w modzie RIE w plazmie freonowej. Przy trawieniu HfO_2 w BCl_3 używano dwóch rodzajów masek: maski z emulsji fotolitograficznej S1818 grubości 1,9 µm lub maski SiO_2 grubości 200 nm. Również warstwy Al_2O_3 były trawione przez maski emulsyjne S1818 grubości 1,9 µm.

Tabela 4. Optymalne parametry procesów trawienia GaN, HfO_2, Al_2O_3, Ni i SiO_2

Materiał	Skład plazmy [sccm]	Moc P_{ICP}/P_{RIE} [W]	Ciśnienie [mTorr]	Temperatura [°C]	Prędkość trawienia [nm/min.]
GaN	BCl_3/Cl_2 40/30	1000/50	10	65	100
HfO_2	BCl_3 30	1000/100	10	20	80
Al_2O_3	CF_4/O_2 35/3	–/100 (RIE)	30	20	7
	BCl_3 30	1000/100	10	20	60
Ni	Ar 50	2000/200	10	20	30
SiO_2	CF_4/O_2 35/5	–/100 (RIE)	30	25	40

Trawienie warstw Al_2O_3 prowadzono w dwóch rodzajach plazm: plazmach freonowych w modzie RIE i chlorowych w ICP. W plazmie CF_4 warstwy Al_2O_3 trawią się ~9 razy wolniej niż w plazmie BCl_3.

Procesy nanostemplowania (Nanoimprint Lithography, NIL) były prowadzone za pomocą **urządzenia Eitre3** firmy Obducat. Celem prac w 2010 r. było wykonanie wzorów submikrometrowych o wysokiej jakości, której miarą w technice nanostemplowania jest grubość warstwy resztkowej ≤ 5 nm.

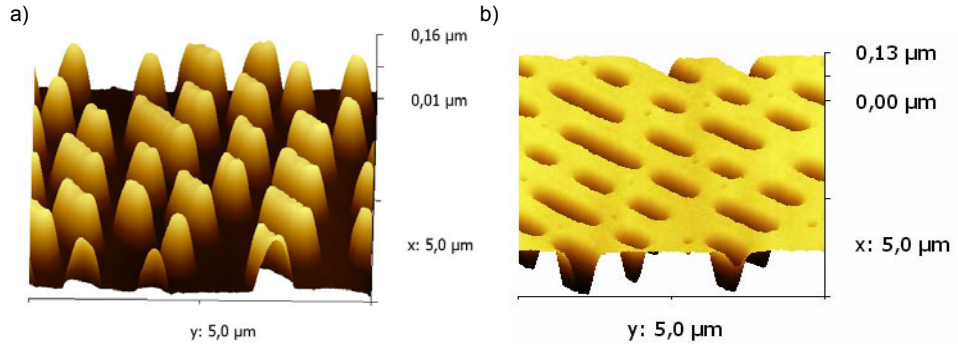
Do testów użyto niklowego stempla (matrycy) dostarczonego przez firmę Obducat, zawierającego wzór DVD, składający się z cyklicznych, równoległych rowków o głębokości 125 nm, szerokości ok. 300 nm i długości wahającej się od 450 nm do ok. 1,6 µm. W eksperymencie wykorzystano metodę IPS (Intermediate Polymer Stamp), która polega na skopiowaniu matrycy „matki" poprzez odciśnięcie jej w termoplaście. Uzyskany w ten sposób stempel wykorzystano do dalszych prac. Stemplowanie przeprowadzono na 3" podłożach krzemowych oraz podłożach kwarcowych o wymiarach 5 × 5 mm^2. Użyto rezystu TU2-120 firmy Obducat o zdefiniowanych przez producenta parametrach nakładania (prędkość rozwirowania 3000 rpm, czas 30 s, grubość 133 nm).

Zastosowano dwa warianty techniki nanostemplowania: termiczny (Th) i UV. Proces kopiowania matrycy prowadzono wariancie termicznym w temperaturze 155°C pod ciśnieniem 40 bar. Podczas właściwego procesu stemplowania polimerową repliką stempla „matki" zastosowano kombinację trybu termicznego i UV. Parametry kolejnych kroków stemplowania z wykorzystaniem stempla polimerowego zestawiono w tab. 5.

Obrazy AFM polimerowej repliki stempla oraz wzoru DVD odwzorowanego w rezyście TU2-120 przedstawione są na rys. 31. Grubość warstwy resztkowej wynosiła od 3 do 7 nm.

Tabela 5. Parametry procesu stemplowania

Krok	Temperatura [°C]	Ciśnienie [bar]	Czas [s]	UV
1	70	30	60	nie
2	70	30	60	tak
3	70	30	120	nie
4	Chłodzenie do temperatury 60°C			



Rys. 31. Obrazy AFM polimerowej repliki stempla (a) i wzoru DVD odwzorowanego w rezyście TU2-120 (b)

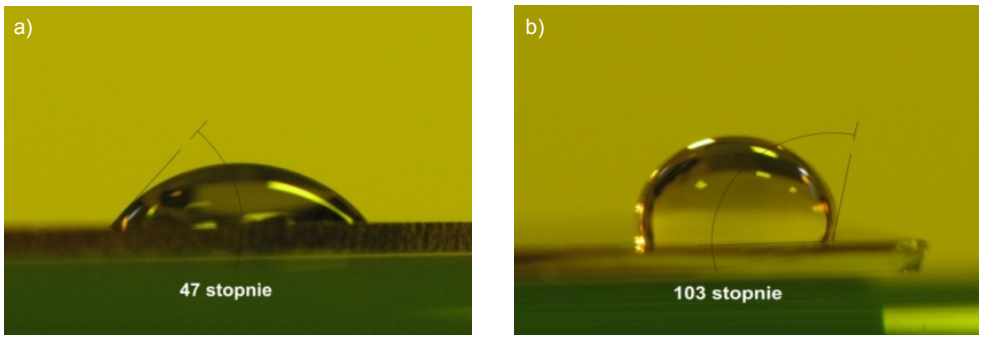
Zoptymalizowano parametry pracy zakupionych do dalszych badań specjalizowanych rezystów mr-I 7020E oraz mr NIL 6000.2 przeznaczonych dla techniki nanostemplowania. Do badań tych wykonano metodą litografii laserowej oraz trawienia suchego stempel krzemowy z wzorem pasków o szerokości 600 nm w odstępach co 600 nm, a następnie jego polimerową replikę wykorzystywaną w eksperymencie. Powierzchnie próbek krzemowych pokryto rezystami mr-I 7020E oraz mr-NIL 6000.2, rozwirowując je z prędkością 5000 rpm w czasie 30 s, uzyskując grubość 200 nm. Wykonano serię procesów nanostemplowania w wariantach Th i UV zmieniając poszczególne parametry, tj. ciśnienie, temperaturę i czas procesu. Dla rezystu mr I-7020E zbadano zakresy: 100 ÷ 130°C, 20 ÷ 60 bar, 60 ÷ 120 s, natomiast dla rezystu mr-NIL 6000.2 – zakresy 100 ÷ 115°C, 25 ÷ 40 bar, 30 ÷ 120 s, odpowiednio temperatury, ciśnienia i czasu. Najlepsze rezultaty, tj. takie, gdzie warstwa resztkowa nie przekraczała 5 nm, otrzymano dla warunków zestawionych w tab. 6. Z powodu wykorzystania polimerowej repliki stempla, której temperatura mięknięcia wynosi ok. 150°C, na tym etapie prac zawężono zakres temperaturowy dla rezystu mr-I 7020E ze 150 do 130°C.

Tabela 6. Optymalne parametry dla mr-I 7020E i mr-NIL 6000.2

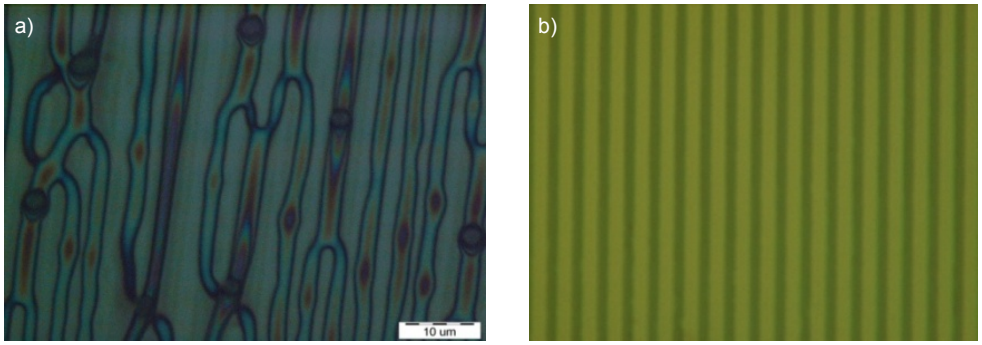
Krok	Temperatura [°C]	Ciśnienie [bar]	Czas [s]	UV
mr-I 7020E				
1	125	40	120	nie
2	125	50	60	nie
3	130	60	60	nie
4	Chłodzenie do temperatury 60°C			
mr-NIL 6000.2				
1	110	30	60	nie
2	110	30	60	tak
3	Chłodzenie do temperatury 100°C			

W przypadku stempli polimerowych adhezja powierzchni stempla do rezystu jest na tyle mała, że nie ma to wpływu na jakość uzyskiwanych wzorów. W przypadku stempli krzemowych konieczna jest modyfikacja powierzchni krzemu w celu zminimalizowania jego adhezji do rezystu. Opracowano metodę osadzania warstwy antyadhezyjnej na powierzchni stempla krzemowego. W tym celu stempel umieszczano w reaktorze i ogrzewano do temperatury 250°C, po czym poddawano go działaniu tridecafluoro-(1,1,2,2,)-tetrahydooctyl-trichlorosilanu. Reakcję prowadzono w temperaturze 250°C przez 2 godz. Efektem reakcji jest zwiększenie energii powierzchniowej materiału, dzięki czemu staje się on bardziej hydrofobo-

wy. Weryfikację wyników eksperymentu prowadzono poprzez pomiar kąta zwilżania powierzchni krzemu niemodyfikowanego i modyfikowanego (rys. 32). Porównanie otrzymanych wyników stemplowania z użyciem stempla krzemowego z warstwą antyadhezyjną i bez niej przedstawiono na rys. 33.



Rys. 32. Porównanie kątów zwilżania powierzchni krzemu: a) niemodyfikowanego, b) modyfikowanego



Rys. 33. Wyniki stemplowania z wykorzystaniem stempla krzemowego: a) bez warstwy antyadhezyjnej, b) z warstwą antyadhezyjną

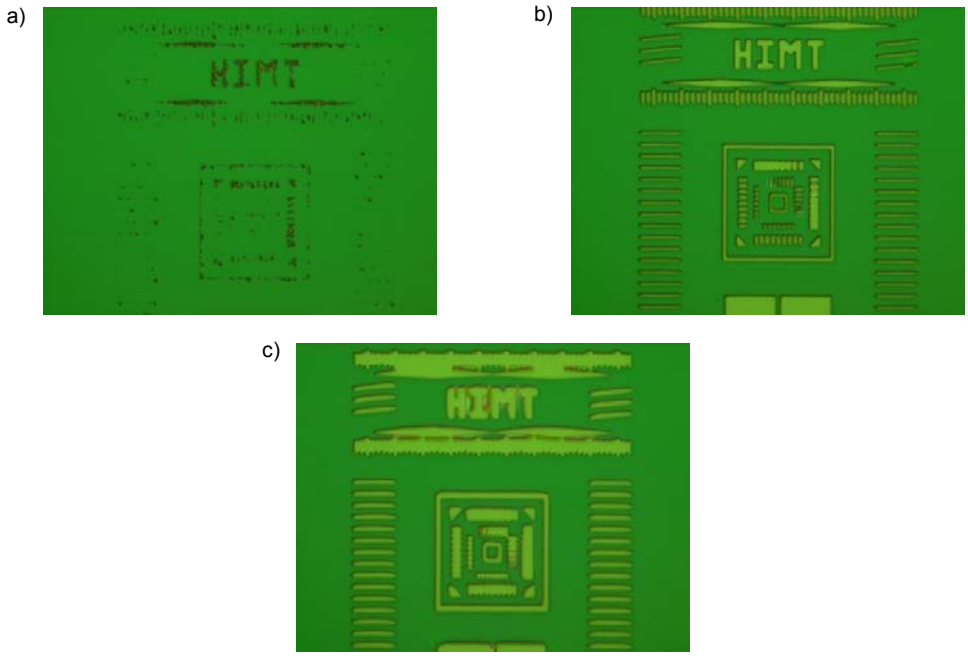
Wdrożenie **urządzenia do fotolitografii laserowej DWL 66FS** firmy Heidelberg Instruments polegało na opracowaniu i optymalizacji procedur wykonywania paskowych struktur testowych z użyciem fotorezystów pozytywowych (ma-P 1205, ma-P 1215, S1818) i negatywowych (ma-N 1407, ma-N 1420) na podłożach krzemowych oraz opracowaniu powtarzalnej metody wytwarzania masek chromowych o wymiarach krytycznych równych 600 nm na szklanych podłożach firmy Telic ze 100 nm warstwą chromu i fotorezystem AZ1500.

Wszystkie fotorezysty nanoszono na podłoża krzemowe rozwirowując je z prędkością 3000 obr./min. przez 40 s. Czas i temperatura wygrzewania zależały od użytego fotorezystu. Do prób naświetlania wykorzystano wzór testowy dostarczony przez producenta urządzenia. Naświetlano na podłożu 9 jednakowych wzorów z zastosowaniem różnych dawek promieniowania (od 10 do 100% mocy lasera z krokiem co 10%). Na tym etapie nie stosowano żadnych filtrów redukujących moc wiązki lasera. Na podstawie analizy otrzymanego wzoru określano w jakim stopniu został naświetlony fotorezyst i jaka jest przybliżona optymalna dawka promieniowania (rys. 34). Po wyznaczeniu dawki przybliżonej powtarzano całą procedurę stosując dodatkowe filtry op-

tyczne o transmitancji odpowiednio: 1, 10, 25 i 50%. Wyznaczone w ten sposób parametry naświetlania wybranych fotorezystów zestawiono w tab. 7.

Tabela 7. Zestawienie wyników testów przydatności fotorezystów do naświetlania w urządzeniu do fotolitografii

Fotorezyst	Rodzaj fotorezystu	Grubość [µm] (przy 3000 obr./min.)	Zastosowany filtr optyczny	Moc lasera
ma-P 1205	pozytywowy	0,5	10%	90%
ma-P 1215	pozytywowy	2,0	25%	50%
ma-N 1407	negatywowy	0,7	50%	90%
ma-N 1420	negatywowy	2,0	brak	70%
S1818	pozytywowy	1,8	25%	50%



Rys. 34. Obrazy wzoru testowego w zależności od stopnia naświetlenia fotorezystu pozytywowego: a) niedoświetlenie, b) naświetlenie prawidłowe, c) prześwietlenie

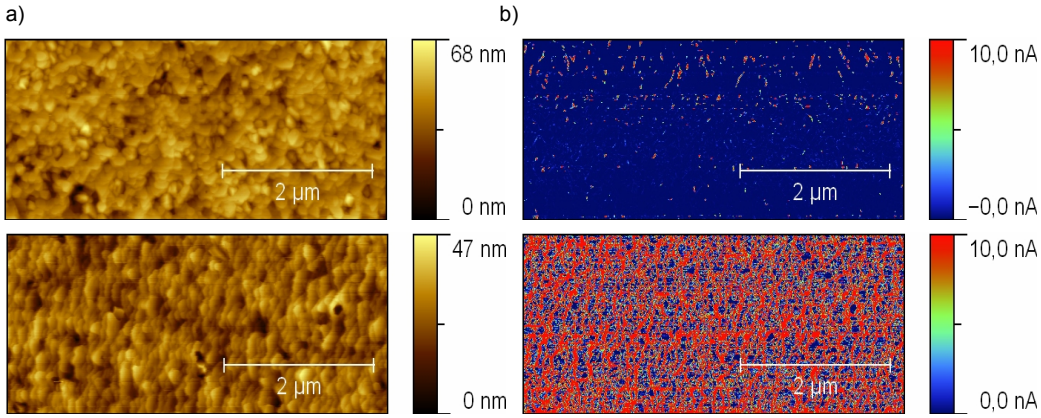
Zakupiony w 2009 r. **mikroskop z sondą skanującą SPM** (Scanning Probe Microscope) Innova firmy Veeco jest bogato wyposażonym, wielozadaniowym systemem mikroskopii sił atomowych. Mikroskop Innova umożliwia pracę w trybie kontaktowym i półkontaktowym (Tappingmode) w powietrzu, w modach: magnetycznym (MFM), elektrostatycznym (EFM), przewodnictwa elektrycznego

(CAFM), sił tarcia (LFM), pojemnościowym (SCM), termicznym (SThM), mikroskopii tunelowej.

Prace w 2010 r. obejmowały zastosowanie przewodnościowej (Conductive Atomic Force Microscope, CAFM) aplikacji SPM jako komplementarnej metody badawczej metalizacji kontaktowych oraz wyskalowanie trybu pojemnościowego (Scanning Capacitance Microscope, SCM).

Przewodnościowy AFM (CAFM) jest trybem pomiarowym wywodzącym się z metody kontaktowej AFM, umożliwiającym charakteryzację materiałów przewodzących i półprzewodnikowych. W CAFM między przewodzące ostrze a mierzoną próbkę przykładane jest napięcie DC (w zakresie prądów od piko- do mikroamperów). W trakcie pomiaru mierzony jest prąd przepływający między przesuwającym się po powierzchni próbki ostrzem oraz próbką, dzięki czemu równolegle są otrzymywane dwa obrazy: przewodności powierzchni próbki i topografii powierzchni. Istnieje ponadto możliwość wykonywania punktowej spektroskopii I-V. Rozdzielczość pomiarów CAFM jest ograniczona rozmiarami ostrzy, których promienie wynoszą od 10 do 25 nm.

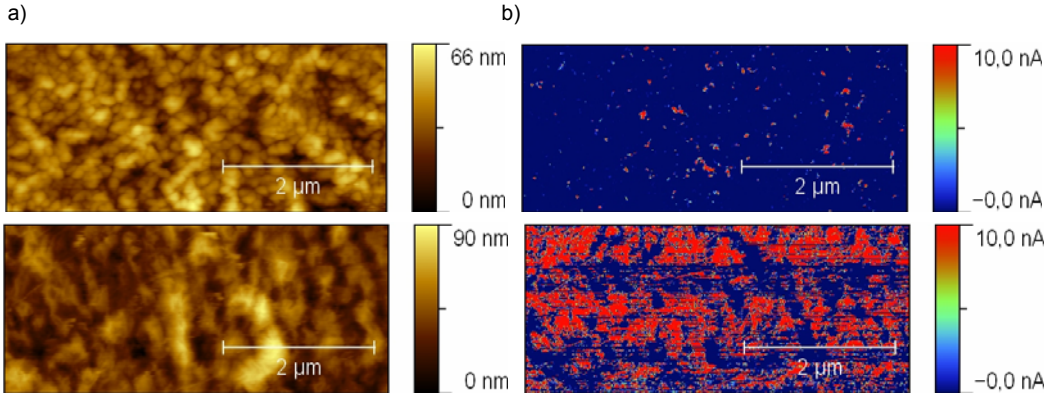
Jako przedmiot badań wybrano metalizacje kontaktowe Ni/n-SiC oraz Ti/n-SiC, uformowane na warstwach epitaksjalnych *n*-SiC 4H o różnym poziomie domieszkowania: $n = 5\cdot10^{16}$, $5\cdot10^{17}$ i $5\cdot10^{18}$ cm^{-3}. Sondą z powłoką Pt/Ir wykonano skany powierzchni kontaktów o wielkości 2,5 × 5 μm^2. Kontakty Ni/*n*-SiC analizowano przy napięciu V_{DC} = 3,75 V, kontakty Ti/*n*-SiC przy V_{DC} = 2,75 V. Na rys. 35 i 36 przedstawiono przykładowe obrazy topografii i rozkładu prądu na powierzchni kontaktów Ti/*n*-SiC i Ni/*n*-SiC, ilustrujące związek poziomu domieszkowania warstwy podkontaktowej z powierzchnią przewodzącą kontaktu.



Rys. 35. Obrazy AFM topografii i rozkładu natężenia prądu na powierzchni kontaktu Ti/*n*-SiC dla koncentracji: a) $n = 5\cdot10^{16}$ cm^{-3}, b) $n = 5\cdot10^{18}$ cm^{-3}

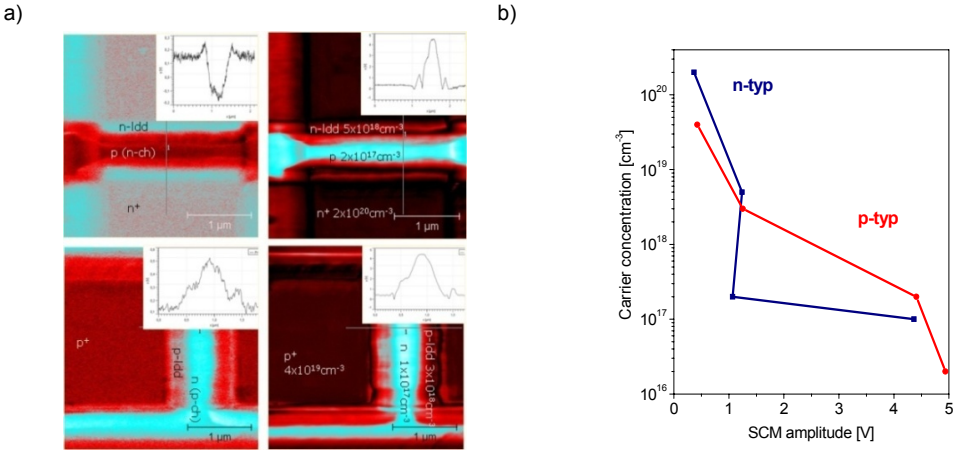
Pojemnościowy (SCM) tryb pomiaru polega na utworzeniu kondensatora MIS pomiędzy metalicznym ostrzem pomiarowym a półprzewodnikową powierzchnią próbki. Napięcie polaryzacji AC przyłożone między skanujące w trybie kontaktowym ostrze i próbkę generuje zmianę pojemności, która jest monitorowana

przez gigahercowy sensor pojemnościowy. Zmiana pojemności dC/dV jest miarą lokalnej koncentracji nośników i ich typu.



Rys. 36. Obrazy AFM topografii i rozkładu natężenia prądu na powierzchni kontaktu Ni/*n*-SiC dla koncentracji: a) $n = 5{\cdot}10^{16}$ cm^{-3}, b) $n = 5{\cdot}10^{18}$ cm^{-3}

Pierwszym krokiem na drodze do użytkowania trybu pojemnościowego jest wykonanie pomiarów na próbce testowej i wyskalowanie układu. Próbką testową jest specjalnie przygotowana struktura SRAM dostarczona wraz z opisem przez producenta urządzenia. Na próbce znajdują się obszary typu *p* i *n* o różnych koncentracjach. Na podstawie pomiarów i analizy wyników można ustalić, jakie wartości otrzymanych sygnałów odpowiadają konkretnym wartościom i znakowi koncentracji nośników w danym obszarze próbki. W wyniku pomiaru otrzymywane są sygnały związane z fazą oraz amplitudą SCM. Znak i wartość sygnału fazy informuje o rodzaju nośników, natomiast amplituda o ilości nośników. W ramach kalibracji zmierzono i zidentyfikowano na podstawie charakterystyki odpowiednie obszary próbki testowej (rys. 37).



Rys. 37. a) Zidentyfikowane obszary struktury testowej, b) krzywe zależności koncentracji nośników typu *p* i *n* od wartości sygnału amplitudy SCM

3. Współpraca międzynarodowa

Od 2008 r. jest realizowany Projekt Europejski MORGaN (NMP3-LA-2008--214610), w ramach którego Zakład współpracuje z następującymi instytucjami: Alcatel Thales (ATL), Francja; Impact Coatings AB (IC), Szwecja; Aixtron AG (AIX), Niemcy; Czech Technical University in Prague (CTU), Czechy; Element Six Ltd. (E6), Wielka Brytania; École Polytechnique Fédérale de Lausanne (EPFL), Szwajcaria; Fcubic AB (FCUB), Szwecja; Foundation for Research and Technology – Hellas (FORTH), Grecja; Gwent Electronic Materials Ltd (GEM), Wielka Brytania; University of Glasgow (GLG), Wielka Brytania; Institute of Electrical Engineering, Slovak Academy of Sciences (IEE), Słowacja; Centre National de la Recherche Scientifique (IEMN), Francja; IVF Industrial Research and Development Corporation (IVF), Szwecja; Université Joseph Fourier Grenoble I (UJF), Francja, Research Institute for Technical Physics and Materials Science (MFA), Węgry; MicroGaN GmbH (MG), Niemcy; SIFAM Fibre Optics (SFO), Wielka Brytania; Slovak University of Technology in Bratislava (STU), Słowacja; Universität Ulm (TUU), Niemcy; Technische Universität Wien (TUW), Austria; University of Bath (UoB), Wielka Brytania; Vivid Components Ltd (VIV), Wielka Brytania.

Publikacje'2010

[P1] ADAMUS Z., KUCHUK A., WZOREK M., BARCZ A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Formation of Ni/Si Based Ohmic Contacts to n-Type 4H-SiC. *Elektronika* 2010 vol. LI nr 9 s. 108–111.

[P2] ADAMUS Z., KUCHUK A., WZOREK M., BARCZ A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Formation of Ni/Si Based Ohmic Contacts to n-Type 4H-SiC. Mat. konf. IX Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 30.05–2.06.2010, s. 46–51.

[P3] ATHANASEKOS L., VASILEIADIS M, TSIGARA A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., ALEXANDROPOULOS D., SIGALAS M. M., VAINOS N.: Multilayer Metal/Metal-Oxide Diffractive Structure for Photonic Temperature Sensing. *Optics Lett*. 2010 vol. 35 nr 23 s. 4003–4005.

[P4] BARAŃSKA A., KOSIEL K., KUBACKA-TRACZYK J., BUGAJSKI M., PASTERNAK I., PŁOCIŃSKI T., KURZYDŁOWSKI K.: Morfologia powierzchni międzyfazowych w wielowarstwowych strukturach periodycznych AlGaAs/GaAs. *Elektronika* 2010 vol. LI nr 10 s. 112–115.

[P5] BARCZ A.: Silicon Dioxide as a Boundary for Oxygen Outdiffusion from CZ-Si. *Defect a. Diffus. Forum* 2010 vol. 297–301 s. 688–693.

[P6] BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., DYNOWSKA E., WZOREK M., JAKIEŁA R., KOLKOVSKY V., DUŻYŃSKA A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: ZnO Thin Films of High Crystalline Quality Deposited on Sapphire and GaN Substrates by High Temperature Sputtering. 2010 MRS Fall Meet. Proc. Boston, USA, 29.11–3.12.2010 (złoż. do druku).

[P7] EKIELSKI M., JUCHNIEWICZ M., PASTERNAK I., PIOTROWSKA A.: Wytwarzanie submikrometrowych wzorów techniką nanostemplowania. *Elektronika* 2010 vol. LI nr 9 s. 106–108.

[P8] DELAGE S., MORVAN E., SARAZIN N., AUBRY R., CHARTIER E., JARDEL O., DI FORTE-POISSON M.-A., DUA C., JACQUET J. C., PIOTROWICZ S., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., DE JAEGER J. C., GAQUIERE C.,

HEINLEN U., KOHN E., ALOMARI M., MAIER D., KUZMIK J., POGANY D.: Achievement and Perspective of GaN Technology for Microwave Applications. Proc. of the 18th Int. Conf. on Microwave, Radar and Wireless Communications. Wilno, Litwa, 14–16.06.2010, s. 314–316.

[P9] GUZIEWICZ M., GROCHOWSKI J., BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., KAŹMIERCZAK P., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., WOJCIECHOWSKI T., DYCZEWSKI J., WITKOWSKI B., MINIKAYEV R., DOMAGAŁA J.: Semiconducting Properties of NiO Thin Films Prepared by RF Sputtering and Annealing. *Vacuum* (złoż. do red.).

[P10] GUZIEWICZ M., KISIEL R., GOŁASZEWSKA-MALEC K., WZOREK M., STONERT A., PIOTROWSKA A., SZMIDT J.: Characteristics of Gold Wire Bonds with Ti- and Ni-Based Contact Metallization to n-SiC for High Temperature Applications. *Mater. Sci. Forum* 2010 vol. 645–648 s. 747–748.

[P11] GUZIEWICZ M., WZOREK M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KISIEL R., SOCHACKI M.: Wytworzenie i cechy kontaktu omowego TiAl do p-SiC 4H. Nowe technologie na bazie węglika krzemu i ich zastosowania w elektronice wielkich częstotliwości, dużych mocy i wysokich temperatur. Mat. konf. specjalnej sesji konferencji poświęconej PBZ-MEiN-6/2/2006. IX Kraj. Konf. Elektroniki, Darłówko Wschodnie, 30.05–2.06.2010, s. 367–369.

[P12] KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., BORYSIEWICZ M., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., DYNOWSKA E., JAKIEŁA R., KOLKOVSKY V., DI FORTE POISSON M. A.: Multilayer Antidiffusion Barrier Schemes for Schottky and Ohmic Contact Metallisations to InAlN/GaN HEMTs. 2010 MRS Fall Meet. Proc. Boston, USA, 29.11–3.12.2010 (złoż. do red.).

[P13] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I., BORYSIEWICZ M., EKIELSKI M., GOŁASZEWSKA--MALEC K., RZODKIEWICZ W., WOJCIECHOWSKI T., DYNOWSKA E., STRUK P., PUSTELNY T.: Fabrication, Processing and Characterization of Thin Film ZnO for Integrated Optical Gas Sensors. MRS Fall Meet. Proc. Boston, USA, 30.11–4.12.2009, 2010 vol. 1201 s. 1201-H05-14.

[P14] KISIEL R., GUZIEWICZ M., SZCZEPAŃSKI Z., KRÓL K.: Overwiew of Materials and Bonding Techniques for Inner Connections in SiC High Power and High Temperature Applications. Proc. of the 33rd Int. Spring Sem. on Electronics Technology ISSET 2010. Warszawa, 12–16.05.2010, s. 128–132.

[P15] KISIEL R., SZCZEPAŃSKI Z., BIADUŃ R., KWIETNIEWSKI N., PIOTROWSKA A., GUZIEWICZ M., KAMIŃSKA E., BORYSIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K.: Technologia kontaktów omowych i montażu dla przyrządów z węglika krzemu. Nowe technologie na bazie węglika krzemu i ich zastosowania w elektronice wielkich częstotliwości, dużych mocy i wysokich temperatur. Mat. konf. specjalnej sesji konferencji poświęconej PBZ-MEiN-6/2/2006. IX Kraj. Konf. Elektroniki, Darłówko Wschodnie, 30.05–2.06.2010, s. 201–218.

[P16] KRUSZKA R., KORWIN-MIKKE K., PASTERNAK I., JUCHNIEWICZ M., WZOREK M., PIOTROWSKA A.: Investigations of ICP Etching of SiC and GaN in Chlorine- and Freon-Based Plasmas. *Vacuum* (złoż. do red.).

[P17] KUCHUK A., ADAMUS Z., BOROWICZ P., WZOREK M., BORYSIEWICZ M., KORWIN-MIKKE K., LATEK M., BARCZ A., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Influence of Carbon Layer on the Properties of Ni-Based Ohmic Contact to n-Type 4H-SiC. *Vacuum* (złoż. do red.).

[P18] KUCHUK A., GUZIEWICZ M., RATAJCZAK R., WZOREK M., KLADKO V. P., PIOTROWSKA A.: Reliability Tests of Au-Metallized Ni-Based Ohmic Contacts to 4H-n-SiC with and without Nanocomposite Diffussion Barriers. *Mater. Sci. Forum* 2010 vol. 645–648 s. 737–740.

[P19] MISIUK A., BARCZ A., BĄK-MISIUK J.: Solid Phase Epitaxial Regrowth at Enhanced Temperatures-Pressures of Si Amorphized via Self-Implantation. *Mater. Sci. a. Eng. B* (złoż. do red.).

[P20] MISIUK A., BARCZ A., BĄK-MISIUK J., ULYASHIN A. G., ROMANOWSKI P.: Hydrogen Gettering Within Processed Oxygen-Implanted Silicon. *Advanc. Mater. Res.* (złoż. do red.).

[P21] MISIUK A., BARCZ A., ULYASHIN A. G., PRUJSZCZYK M., BĄK-MISIUK J., FORMANEK P.: Defects in High Temperature-Pressure Processed Si:N Revealed by Deuterium Plasma Treatment. *Fiz. i Techn. Vysokich Davl.* (złoż. do red.).

[P22] MISIUK A., BĄK-MISIUK J., BARCZ A., ROMANOWSKI P., SURMA B., WNUK A.: Structure of Self-Implanted Silicon Annealed under Enhanced Hydrostatic Pressure. *High Pressure Res.* (złoż. do red.).

[P23] MISIUK A., ULYASHIN A. G., BARCZ A., BĄK-MISIUK J., PRUJSZCZYK M.: Temperature-Dependent Release of Deuterium Accumulated in Spongy-Like Layers Buried in Czochralski Silicon. Mat. of the Conf. "Porous Semiconductors – Science and Technology". Walencja, Hiszpania, 14–19.03.2010, s. 347–348.

[P24] MISIUK A., ULYASHIN A. G., BARCZ A., FORMANEK P.: Accumulation of Hydrogen within Implantation-Damaged Areas in Processes Si:N and Si:O. *Solid State Phenom.* 2010 vol. 156–158 s. 319–324.

[P25] PIOTROWSKA A., MIHALOVITS P., KAMIŃSKA E., BORYSIEWICZ M., WZOREK M., GUTT T., PRZEWŁOCKI H. M., GUZIEWICZ M., EKIELSKI M., JUCHNIEWICZ M., KORWIN-MIKKE K., TAUBE A., KRUSZKA R., PASTERNAK I., ADAMUS Z., GOŁASZEWSKA-MALEC K., BARCZ A., CZERWIŃSKI A., ZAREMBA G.: Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych (InTechFun). Mat. konf. IX Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 30.05–2.06.2010, s. 69–72.

[P26] SŁYSZ W., GUZIEWICZ M., BORYSIEWICZ M., DOMAGAŁA J., PASTERNAK I., HEJDUK K., RATAJCZAK J., BAR J., WĘGRZECKI M., GRABIEC P., GRODECKI R., WĘGRZECKA I., SOBOLEWSKI R.: Ultrathin NbN Films for Superconducting Single-Photon Detectors. *Acta Phys. Pol. A* (złoż. do red.).

[P27] TAUBE A., GIERAŁTOWSKA S., GUTT T., MAŁACHOWSKI T., PASTERNAK I., WOJCIECHOWSKI T., RZODKIEWICZ W., SAWICKI M., PIOTROWSKA A.: Electronic Properties of Thin HfO_2 Films Fabricated by Atomic Layer Deposition on 4H-SiC. *Acta Phys. Pol.* A (złoż. do red.).

[P28] VOLNIANSKA O., BOGUSŁAWSKI P., KACZKOWSKI J., JAKUBAS P., JEZIERSKI A., KAMIŃSKA E.: Theory of Doping Properties of Ag Acceptors in ZnO. *Phys. Rev.* B (złoż. do red.).

[P29] WACHNICKI L., KRAJEWSKI T., ŁUKA G., WITKOWSKI B., KOWALSKI B., KOPALKO K., DOMAGAŁA J., GUZIEWICZ M., GODLEWSKI M., GUZIEWICZ E.: Monocrystalline Zinc Oxide Films Grown by Atomic Layer Deposition. *Thin Solid Films* 2010 vol. 518 s. 4556–4559.

[P30] WZOREK M., CZERWIŃSKI A., KUCHUK A., RATAJCZAK J., PIOTROWSKA A., KĄTCKI J.: TEM Characterisation of Silicide Phase Formation in Ni-Based Ohmic Contacts to 4H n-SiC. *Mater. Trans.* (złoż. do red.).

Prezentacje konferencyjne'2010

[K1] ADAMUS Z., KUCHUK A., WZOREK M., BARCZ A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Formation of Ni/Si Based Ohmic Contacts to n-Type 4H-SiC. IX Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 30.05–2.06.2010 (plakat).

[K2] ADAMUS Z., WZOREK M., BOROWICZ P., LATEK M., BORYSIEWICZ M., KORWIN-MIKKE K., BARCZ A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Influence of Carbon Layer on Properties of Ohmic Contacts to n-Type 4H-SiC. 5th Wide Bandgap Materials – Progress in Synthesis and Applications and 7th Diamond & Related Films jointly with 2nd Int. Workshop on Science and Applications of Nanoscale Diamond Materials. Zakopane, 28.06–2.07.2010 (plakat).

[K3] BARAŃSKA A., KOSIEL K., KUBACKA-TRACZYK J., BUGAJSKI M., WZOREK M., PASTERNAK I.: Morfologia powierzchni międzyfazowych w wielowarstwowych strukturach periodycznych AlGaAs/ /GaAs. IX Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 30.05–2.06.2010 (plakat).

[K4] BARAŃSKA A., KOSIEL K., KUBACKA-TRACZYK J., BUGAJSKI M., PASTERNAK I.: Interfacial Morphology in Multilayer, Periodic AlGaAs/GaAs Epitaxial Heterostructures. Int. Conf. on Semiconductor Mid-IR Materials and Optics. Warszawa, 21–23.10.2010 (plakat).

[K5] BOROWICZ P., KUCHUK A., ADAMUS Z., BORYSIEWICZ M., EKIELSKI M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., LATEK M.: Structural Investigations of Carbonic Layer at the Interface of Ni-Based Ohmic Contact Deposited on Silicon Carbide Substrate. 34th Int. Microelectronics a. Packaging IMAPS-CPMT Poland Conf. Wrocław, 22–25.09.2010 (plakat).

[K6] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: MORGaN - Materials for Robust Gallium Nitride. E-MRS 2010 Fall Meet. Warszawa, 13–17.09.2010 (ref. zapr.).

[K7] BORYSIEWICZ M., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I., EKIELSKI M.: Badania nad wytwarzaniem cienkich warstw faz MAX do zastosowań dla kontaktów omowych do GaN i SiC. I Konf. „Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych InTechFun". Warszawa, 9.04.2010 (ref.).

[K8] BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., DYNOWSKA E., JAKIEŁA R., KOLKOVSKY V., DUŻYŃSKA A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Monocrystalline ZnO Thin Films Deposited on Sapphire by High Vacuum High Temperature Sputtering. XXXIX "Jaszowiec" Int. School a. Conf. on the Physics of Semiconductors. Krynica-Zdrój, 19–24.06.2010 (plakat).

[K9] BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., DYNOWSKA E., JAKIEŁA R., KOLKOVSKY V., DUŻYŃSKA A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: The Influence of Buffer Layers on the Growth of Sputtered Thin ZnO Films. XXXIX "Jaszowiec" Int. School a. Conf. on the Physics of Semiconductors. Krynica-Zdrój, 19–24.06.2010 (plakat).

[K10] BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., DYNOWSKA E., WZOREK M., JAKIEŁA R., KOLKOVSKY V., DUŻYŃSKA A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: ZnO Thin Films of High Crystalline Quality Deposited on Sapphire and GaN Substrates by High Temperature Sputtering. 2010 MRS Fall Meet. Boston, USA, 29.11–3.12.2010 (ref.).

[K11] BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., DYNOWSKA E., JAKIEŁA R., WZOREK M., KOLKOVSKY V., DUŻYŃSKA A., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: The Influence of a MnO Nucleation Layer on the Structure of ZnO Films Deposited on Sapphire by High Temperature Reactive Sputtering. Ninth Int. Conf. on Reactive Sputter Deposition 2010. Gandawa, Belgia, 9–10.12.2010 (plakat).

[K12] BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., DYNOWSKA E.: Wzrost i właściwości cienkich warstw ZnO osadzanych metodą wysokotemperaturowego rozpylania katodowego). I Konf. „Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych InTechFun". Warszawa, 9.04.2010 (ref.).

[K13] DELAGE S., MORVAN E., SARAZIN N., AUBRY R., CHARTIER E., JARDEL O., DI FORTE-POISSON M.-A., DUA C., JACQUET J. C., PIOTROWICZ S., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., DE JAEGER J. C., GAQUIERE C., HEINLEN U., KOHN E., ALOMARI M., MAIER D., KUZMIK J., POGANY D.: Achievement and Perspective of GaN Technology for Microwave Applications. 18th Int. Conf. on Microwave, Radar and Wireless Communications. Wilno, Litwa, 14–16.06.2010 (kom.).

[K14] DOMINIK P., SMOLEŃ D., PODSIADŁO S., KORWIN-MIKKE K., SIDOR Z., PIOTROWSKA A.: Zastosowanie metod fotolitografii do selektywnej epitaksji azotku galu. VI Warszawskie Sem. Doktorantów Chemików ChemSession 10. Warszawa, 14.05.2010 (plakat).

[K15] EKIELSKI M., JUCHNIEWICZ M., PASTERNAK I., PIOTROWSKA A.: Wytwarzanie submikrometrowych wzorów techniką nanostemplowania. IX Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 30.05–2.06.2010 (plakat).

[K16] EKIELSKI M., JUCHNIEWICZ M., PASTERNAK I., PIOTROWSKA A.: Wytwarzanie submikrometrowych wzorów techniką nanostemplowania. I Konf. „Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych InTechFun". Warszawa, 9.04.2010 (ref.).

[K17] GAS K., JANIK E., ZALESZCZYK W., PASTERNAK I., DYNOWSKA E., FRONC K., KOLKOVSKY V., KUTROWSKI M., MORHANGE J. F., RESZKA A., WACHNICKI L., WIATER M., GODLEWSKI M., GUZIEWICZ E., KARCZEWSKI G., KOWALSKI B., SZUSZKIEWICZ W., WOJTOWICZ T.: Morphology and Selected Properties of Core/Shell ZnTe-Based Nanowire Structures Containing ZnO. XXXIX "Jaszowiec" Int. School a. Conf. on the Physics of Semiconductors. Krynica-Zdrój, 19–24.06.2010 (plakat).

[K18] GROCHOWSKI J., GUZIEWICZ M., BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., KAMIŃSKA E., DOMAGAŁA J., WITKOWSKI B., EKIELSKI M., PIOTROWSKA A.: Electrical and Transparent Properties of NiO Films Deposited by Magnetron Sputtering. 10th Conf. „Electron Technology ELTE 2010". Wrocław, 22–25.09.2010 (kom.).

[K19] GUZIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KUCHUK A., PASTERNAK I., KAMIŃSKA E., KISIEL R., SOCHACKI M., PIOTROWSKA A.: Investigation of Thermal Properties of Ti and Ohmic Contacts to 4H n-SiC. Europ. Conf. on Silicon Carbide and Related Material ECSRM 2010. Oslo, Norwegia, 29.08–2.09.2010 (plakat).

[K20] GUZIEWICZ M., GROCHOWSKI J., BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., KRUSZKA R., WITKOWSKI B., DOMAGAŁA J.: Electrical Conduction of Thin NiO Films Deposited by RF Magnetron. The 19th Europ. Workshop on Heterostructure Technology. Fodele, Włochy, 18–20.10.2010 (plakat).

[K21] GUZIEWICZ M., GROCHOWSKI J., BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., KAŹMIERCZAK P., PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., WOJCIECHOWSKI T., DYCZEWSKI J., WITKOWSKI B., MINIKAYEV R., DOMAGAŁA J.: Semiconducting Properties of NiO Thin Films Prepared by RF Sputtering and Annealing. 5th Wide Bandgap Materials – Progress in Synthesis and Applications and 7th Diamond & Related Films jointly with 2nd Int. Workshop on Science and Applications of Nanoscale Diamond Materials. Zakopane, 28.06–2.07.2010 (plakat).

[K22] GUZIEWICZ M., WACHNICKI L., DOMAGAŁA J., WITKOWSKI B., GODLEWSKI M., GROCHOWSKI J., KRAJEWSKI T., GUZIEWICZ E.: Structure and Electrical Properties of ALD Grown ZnO Film on SiC for Junction Diode. 10th Conf. "Electron Technology ELTE 2010". Wrocław, 22–25.09.2010 (plakat).

[K23] GUZIEWICZ M., WZOREK M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KISIEL R., SOCHACKI M.: Wytworzenie i cechy kontaktu omowego TiAl do p-SiC 4H. Specjalna sesja konferencji poświęconej PBZ-MEiN-6/2/2006. IX Kraj. Konf. Elektroniki, Darłówko Wschodnie, 30.05–2.06.2010 (plakat).

[K24] KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., BORYSIEWICZ M., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., DYNOWSKA E.: Multilayer Antidiffusion Barrier Schemes for Contact Metallisations to InAlN/GaN Power HEMTs. The 19th Europ. Workshop on Heterostructure Technology. Fodele, Włochy, 18–20.10.2010 (ref.).

[K25] KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., BORYSIEWICZ M., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., DYNOWSKA E., JAKIEŁA R., KOLKOVSKY V., FORTE POISSON M. A.: Highly Temperature-Stable Polycrystalline and Amorphous Antidiffusion Barriers for Ohmic Contacts to III-N Based HEMTs. Ninth Int. Conf. on Reactive Sputter Deposition 2010. Gandawa, Belgia, 9–10.12.2010 (plakat).

[K26] KAMIŃSKA E., PASTERNAK I., BORYSIEWICZ M., GUZIEWICZ M., PIOTROWSKA A., DYNOWSKA E., JAKIEŁA R., KOLKOVSKY V., FORTE POISSON M. A.: Multilayer Antidiffusion Barrier Schemes for

Schottky and Ohmic Contact Metallisations to InAlN/GaN HEMTs. 2010 MRS Fall Meet. Boston, USA, 29.11–3.12.2010 (ref.).

[K27] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., PASTERNAK I., BORYSIEWICZ M., JUCHNIEWICZ M., EKIELSKI M., KAŹMIERCZAK P., BARCZ A., DYNOWSKA E.: A Novel Approach to the Fabrication of Schottky Contacts to n-ZnO. XXXIX "Jaszowiec" Int. School a. Conf. on the Physics of Semiconductors. Krynica-Zdrój, 19–24.06.2010 (plakat).

[K28] KISIEL R., GUZIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K., SOCHACKI M.: Mechanism of Carriers Transport in Ni/n-SiC, Ti/n-SiC and AlTi/p-SiC Ohmic Contacts. 34th Int. Microelectronics a. Packaging IMAPS-CPMT Poland Conf. Wrocław, 22–25.09.2010 (kom.).

[K29] KISIEL R., GUZIEWICZ M., SZCZEPAŃSKI Z., KRÓL K.: Overwiew of Materials and Bonding Techniques for Inner Connections in SiC High Power and High Temperature Applications. 33rd Int. Spring Sem.of Electronics Technology ISSET 2010, Polymer Electronics and Nanotechnologies. Warszawa, 12–16.05.2010 (ref. zapr.).

[K30] KISIEL R., SZCZEPAŃSKI Z., BIADUŃ R., KWIETNIEWSKI N., PIOTROWSKA A., GUZIEWICZ M., KAMIŃSKA E., BORYSIEWICZ M., GOŁASZEWSKA-MALEC K.: Technologia kontaktów omowych i montażu dla przyrządów z węglika krzemu. Specjalna sesja konferencji poświęconej PBZ-MEiN-6/2/2006. IX Kraj. Konf. Elektroniki, Darłówko Wschodnie, 30.05–2.06.2010 (ref.).

[K31] KORWIN-MIKKE K., KRUSZKA R., SIDOR Z., PASTERNAK I., WZOREK M., PIOTROWSKA A.: Opracowanie technologii kształtowania wzorów w skali submikrometrowej technikami głębokiego nadfioletu (DUV-OL) i trawienia suchego plazmą o dużej gęstości (ICP)). I Konf. „Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych InTechFun". Warszawa, 9.04.2010 (kom.).

[K32] KRUSZKA R., KORWIN-MIKKE K., PASTERNAK I., JUCHNIEWICZ M., WZOREK M., PIOTROWSKA A.: Investigations of ICP Etching of SiC and GaN in Chlorine- and Freon-Based Plasmas. 5th Wide Bandgap Materials – Progress in Synthesis and Applications and 7th Diamond & Related Films jointly with 2nd Int. Workshop on Science and Applications of Nanoscale Diamond Materials. Zakopane, 28.06–2.07.2010 (plakat).

[K33] KUCHUK A., ADAMUS Z., BOROWICZ P., WZOREK M., BORYSIEWICZ M., KORWIN-MIKKE K., LATEK M., BARCZ A., GOŁASZEWSKA-MALEC K., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Influence of Carbon Layer on the Properties of Ni-Based Ohmic Contact to n-Type 4H-SiC. 5th Wide Bandgap Materials – Progress in Synthesis and Applications and 7th Diamond & Related Films jointly with 2nd Int. Workshop on Science and Applications of Nanoscale Diamond Materials. Zakopane, 28.06–2.07.2010 (plakat).

[K34] KULIK M., MISIUK A., BARCZ A., KOBZEV A. P., BĄK-MISIUK J.: Influence of Thermal Annealing under Enhanced Hydrostatic Pressure on Czochralski Silicon Implanted with H_2^+ and Si^+. 10th Int. Workshop on Beam Injection Assessment of Microstructures in Semiconductors BIAMS 2010. Halle, Niemcy, 4–8.07.2010 (ref.).

[K35] MIHALOVITS P., PASTERNAK T., PIOTROWSKA A.: Zarządzanie projektem – monitorowanie i realizacja projektu pod względem finansowym (2009–2010). I Konf. „Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych InTechFun". Warszawa, 9.04.2010 (ref.).

[K36] MIHALOVITS P., PASTERNAK T., PIOTROWSKA A.: Promocja projektu i upowszechnianie wyników. I Konf. „Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych InTechFun". Warszawa, 9.04.2010 (ref.).

[K37] MISIUK A., BARCZ A., ULYASHIN A. G., PRUJSZCZYK M., BĄK-MISIUK J.: Defects in High Temperature-Pressure Processed Si:N Revealed by Deuterium Plasma Treatment. High Pressures 2010. Sudak, Ukraina, 24.09–4.10.2010 (ref.).

[K38] MISIUK A., BARCZ A., ULYASHIN A. G., BĄK-MISIUK J.: Hydrogen Gettering in Processed Oxygen-Implanted Silicon. 1st Ukrainian-French Sem. "Semiconductor-on-Insulator Materials, Devices and Circuits: Physics, Technology and Diagnostics" and 6th Int. SemOI Workshop "Nanoscaled Semiconductor-on-Insulator Materials, Sensors and Devices". Kijów, Ukraina, 25–29.04.2010 (ref.).

[K39] MISIUK A., BĄK-MISIUK J., BARCZ A., CHOW L., SURMA B., PRUJSZCZYK M.: Properties of Si:V Annealed under Enhanced Hydrostatic Pressure. VIII Int. Conf. on Ion Implantation and Other Applications of Ions and Electrons. Kazimierz Dolny, 14–17.06.2010 (ref. zapr.).

[K40] MISIUK A., ULYASHIN A. G., BARCZ A., BĄK-MISIUK J., PRUJSZCZYK M.: Temperature-Dependent Release of Deuterium Accumulated in Spongy-Like Layers Buried in Czochralski Silicon. Conf. "Porous Semiconductors – Science and Technology". Walencja, Hiszpania, 14–19.03.2010 (plakat).

[K41] PIOTROWSKA A., KAMIŃSKA E., BORYSIEWICZ M., ADAMUS Z., DI FORTE-POISSON M.-A., KUCHUK A., BARCZ A., DYNOWSKA E., PECZ B., TOTH A. L.: Metal Contacts to Wide Bandgap Semiconductor Structures for RF Power Applications. 18th Int. Conf. on Microwave, Radar and Wireless Communications. Wilno, Litwa, 14–16.06.2010 (ref. zapr.).

[K42] PIOTROWSKA A., MIHALOVITS P., KAMIŃSKA E., BORYSIEWICZ M., WZOREK M., GUTT T., PRZEWŁOCKI H. M., GUZIEWICZ M., EKIELSKI M., JUCHNIEWICZ M., KORWIN-MIKKE K., TAUBE A., KRUSZKA R., PASTERNAK I., ADAMUS Z., GOŁASZEWSKA-MALEC K., BARCZ A., CZERWIŃSKI A., ZAREMBA G.: Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych (InTechFun). IX Kraj. Konf. Elektroniki. Darłówko Wschodnie, 30.05–2.06.2010 (plakat).

[K43] SŁYSZ W., GUZIEWICZ M., BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., DOMAGAŁA J., HEJDUK K., BAR J., WĘGRZECKI M., GRABIEC P., GRODECKI R., WĘGRZECKA I., SOBOLEWSKI R.: Thin Superconducting NbN Layers Deposited on Si, SiO_2, SiN, Al_2O_3 Designed for Superconducting Single Photon Detectors. VIII Int. Conf. on Ion Implantation and Other Applications of Ions and Electrons. Kazimierz Dolny, 14–17.06.2010 (plakat).

[K44] SŁYSZ W., GUZIEWICZ M., BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I., DOMAGAŁA J., HEJDUK K., RZODKIEWICZ W., RATAJCZAK J., BAR J., WĘGRZECKI M., GRABIEC P., GRODECKI R., WĘGRZECKA I., SOBOLEWSKI R.: Ultra-Thin NbN Films for Superconducting Single Photon Detectors. Solid State Surfaces and Interfaces SSSI-VII. Smolenice Castle, Słowacja, 22–25.11.2010 (plakat).

[K45] STRUK P., PUSTELNY T., GOŁASZEWSKA-MALEC K., EKIELSKI M., PASTERNAK I., KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Integrated Optics Devices Based on ZnO Semiconductor. 4th Integrated Optics - Sensors, Sensing Structures and Methods. Szczyrk, 1–5.03.2010 (ref.).

[K46] TAUBE A., GIERAŁTOWSKA S., GUTT T., MAŁACHOWSKI T., PASTERNAK I., WOJCIECHOWSKI T., RZODKIEWICZ W., SAWICKI M., PIOTROWSKA A.: Electronic Properties of Thin HfO_2 Films Fabricated by Atomic Layer Deposition on 4H-SiC. XXXIX "Jaszowiec" Int. School a. Conf. on the Physics of Semiconductors. Krynica-Zdrój, 19–24.06.2010 (plakat).

[K47] TAUBE A., GIERAŁTOWSKA S., GUTT T., MAŁACHOWSKI T., PASTERNAK I., WOJCIECHOWSKI T., RZODKIEWICZ W., SAWICKI M., PIOTROWSKA A.: Osadzanie cienkich warstw dielektrycznych o wysokiej stałej dielektrycznej metodą ALD. I Konf. „Innowacyjne technologie wielofunkcyjnych materiałów i struktur dla nanoelektroniki, fotoniki, spintroniki i technik sensorowych InTechFun". Warszawa, 9.04.2010 (ref.).

[K48] TAUBE A., KORWIN-MIKKE K., GIERAŁTOWSKA S., GUTT T., MAŁACHOWSKI T., PASTERNAK I., ŁASZCZ A., PŁUSKA M., RZODKIEWICZ W., PIOTROWSKA A.: Effect of the Annealing on Properties of HfO_2 Thin Films Deposited by Atomic Layer Deposition. 5th Wide Bandgap Materials – Progress in Synthesis and Applications and 7th Diamond & Related Films jointly with 2nd Int. Workshop on Science and Applications of Nanoscale Diamond Materials. Zakopane, 28.06–2.07.2010 (plakat).

[K49] WZOREK M., CZERWIŃSKI A., KUCHUK A., RATAJCZAK J., PIOTROWSKA A., KĄTCKI J.: TEM Characterisation of Silicide Phase Formation in Ni-Based Ohmic Contacts to 4H n-SiC. 8th Japan.--Polish Joint Sem. on Micro and Nano Analysis. Kyoto, Japonia, 5–8.09.2010 (ref.).

Patenty'2010

[PA1] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A.: Struktura półprzewodnikowa na bazie ZnO z barierą Schottky'ego. Zgł. pat. nr P.390966 z dn. 15.04.2010.

[PA2] KAMIŃSKA E., PIOTROWSKA A., BORYSIEWICZ M., PASTERNAK I.: Struktura półprzewodnikowa z reaktywną barierą antykorozyjną oraz sposób wytwarzania reaktywnej bariery antykorozyjnej. Zgł. pat. nr P.393392 z dn. 21.12.2010.

[PA3] MISIUK A., BARCZ A., PRUJSZCZYK M.: Emiter wodoru na bazie monokrystalicznej struktury krzemowej oraz sposób wytwarzania emitera wodoru na bazie monokrystalicznej struktury krzemowej. Pat. RP 206857 wg zgł. P.379388 z dn. 4.04.2006.