

## **Autoreferat**

Opis dorobku i osiągnięć naukowych w szczególności określonych  
w art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie  
wyższym i nauce

**dr inż. Adam Szyszka**

**Politechnika Wroclawska**  
**Wydział Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki**  
**Katedra Mikroelektroniki i Nanotechnologii**

**Wroclaw 2021**



**1. Imię i nazwisko:** Adam Szyszka

**2. Posiadane dyplomy, stopnie naukowe:**

2008 - doktor nauk technicznych, Wydział Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki, Politechniki Wrocławskiej, tytuł rozprawy: *Badanie wpływu blokowej struktury heteroepitaksjalnych warstw azotków na działanie detektorów MSM*,

promotor: prof. dr hab. inż. Regina Paszkiewicz,

2003 - magister inżynier, Wydział Elektroniki, Politechniki Wrocławskiej, kierunek: Elektronika i Telekomunikacja, tytuł pracy magisterskiej: *Zastosowanie warstw GaN:Mg i AlGaN do konstrukcji filtrów z powierzchniową falą akustyczną*,

2011 - dyplom ukończenia studiów podyplomowych: *Zarządzanie projektem badawczym i komercjalizacja wyników badań*, Wydział Informatyki i Zarządzania Politechniki Wrocławskiej. Uzyskanie certyfikatu *International Project Management Association (IPMA)* na poziomie D.

**3. Informacja o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych:**

03.2010 - obecnie, adiunkt naukowo-dydaktyczny na Wydziale Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki Politechniki Wrocławskiej, Katedra Mikroelektroniki i Nanotechnologii,

10.2008 - 02.2010 - asystent naukowo-dydaktyczny na Wydziale Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki Politechniki Wrocławskiej,

07.2012 - 11.2013 - stanowisko typu „post-doc” w Leibniz-Institut für Innovative Mikroelektronik IHP GmbH, Frankfurt nad Odrą Niemcy,

04.2011 - 08.2011 - stanowisko naukowca wizytującego (visiting scientist) na 1/2 etatu w Leibniz-Institut für Innovative Mikroelektronik IHP GmbH, Frankfurt nad Odrą, Niemcy.

**4. Omówienie osiągnięć, o których mowa w art. 219 ust. 1 pkt. 2 Ustawy**

**4.1 Tytuł osiągnięcia naukowego**

Jako osiągnięcie naukowe, wynikające z art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2018 r. poz. 1668 ze zm.), wskazuję cykl 10. powiązanych tematycznie artykułów naukowych opublikowanych w czasopismach naukowych indeksowanych w bazie ISI JCR zatytułowany:

*Zastosowanie mikroskopii ze skanującą sondą do charakteryzacji i diagnostyki struktur przyrzadowych półprzewodników złożonych*



#### 4.2 Wykaz publikacji stanowiących osiągnięcie naukowe:

[h1] **Adam Szyszka**, Beata Ściana, Damian Radziewicz, Wojciech Macherzyński, Bogdan Paszkiewicz, Marek Tłaczała: *Characterization of AlInBV epitaxial layers by scanning spreading resistance microscopy*, *Optica Applicata* (2011) vol. 41, nr 2, s. 281-288.  
(Impact Factor<sub>2019</sub>: 0,673; Punktacja MNiSW<sub>2021</sub>: 40)

*Mój wkład procentowy w powstanie publikacji szacuję na: 65 %.*

[h2] **Adam Szyszka**, Michał Obłąk, Tomasz Szymański, Mateusz M. Wośko, Wojciech Dawidowski, Regina Paszkiewicz: *Scanning capacitance microscopy characterization of AlInBV epitaxial layers*. *Materials Science-Poland* (2016) vol. 34, nr 4, s. 845-850.  
(Impact Factor<sub>2019</sub>: 0,911; Punktacja MNiSW<sub>2021</sub>: 40)

*Mój wkład procentowy w powstanie publikacji szacuję na: 65 %.*

[h3] **Adam Szyszka**, Wojciech Dawidowski, Andrzej P. Stafiniak, Joanna Prażmowska, Beata Ściana, Marek Tłaczała: *Cross-sectional scanning capacitance microscopy characterization of GaAs based solar cell structures*. *Crystal Research and Technology* (2017) vol. 52, nr 6, art. 1700019, s. 1-5.

(Impact Factor<sub>2019</sub>: 1,169; Punktacja MNiSW<sub>2021</sub>: 40)

*Mój wkład procentowy w powstanie publikacji szacuję na: 65 %.*

[h4] **Adam Szyszka**, L. Lupina, G. Lupina, Michał M. Mazur, M. A. Schubert, P. Storck, S.B. Thapa, T. Schroeder: *Enhanced ultraviolet GaN photo-detector response on Si (111) via engineered oxide buffers with embedded Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Si distributed Bragg reflectors*. *Applied Physics Letters* (2014) vol. 104, nr 1, art. 011106, s. 1-5.

(Impact Factor<sub>2019</sub>: 3,597; Punktacja MNiSW<sub>2021</sub>: 100)

*Mój wkład procentowy w powstanie publikacji szacuję na: 70 %.*

[h5] **Adam Szyszka**, Mateusz M. Wośko, Bogdan Paszkiewicz, Marek Tłaczała: *Evaluation of AlGaIn/GaN heterostructures properties by QMSA and AFM techniques*. *Materials Science-Poland* (2013) vol. 31, nr 4, s. 543-547.

(Impact Factor<sub>2019</sub>: 0,911; Punktacja MNiSW<sub>2021</sub>: 40)

*Mój wkład procentowy w powstanie publikacji szacuję na: 80 %.*

[h6] **Adam Szyszka**, Mateusz M. Wośko, Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz: *Surface electrical characterization of defect related inhomogeneities of AlGaIn/GaN/Si heterostructures using scanning capacitance microscopy*. *Materials Science in Semiconductor Processing* (2019) vol. 94, s. 57-63.

(Impact Factor<sub>2019</sub>: 3,085; Punktacja MNiSW<sub>2021</sub>: 70)

*Mój wkład procentowy w powstanie publikacji szacuję na: 65 %.*

[h7] **Adam Szyszka**, Bogdan Paszkiewicz, Wojciech Macherzyński, Regina Paszkiewicz, Marek Tłaczała: *Microscale characterisation of optical and electrical parameters of UV GaN planar detectors*. Journal of Electrical Engineering-Elektrotechnický Časopis (2009) vol. 60, nr 5, s. 283-286.

(Impact Factor<sub>2019</sub>: 0,686; Punktacja MNiSW<sub>2021</sub>: 40)

*Mój wkład procentowy w powstanie publikacji szacuję na: 70 %.*

[h8] Joanna Prażmowska, **Adam Szyszka**, Regina Paszkiewicz, Marek Tłaczała: *Investigation of the influence of low-concentration hydrogen on the surface potential of thin metallic films for sensor applications*. Central European Journal of Physics (obecnie Open Physics) (2011) vol. 9, nr 2, s. 398-403.

(Impact Factor<sub>2019</sub>: 0,963; Punktacja MNiSW<sub>2021</sub>: 40)

*Mój wkład procentowy w powstanie publikacji szacuję na: 40 %.*

[h9] **Adam Szyszka**, Mateusz M. Wośko, Tomasz Szymański, Regina Paszkiewicz: *Surface topography analysis with application of roughness area dependence method*. Ultramicroscopy (2016) vol. 170, s. 77-85.

(Impact Factor<sub>2019</sub>: 2,452; Punktacja MNiSW<sub>2021</sub>: 140)

*Mój wkład procentowy w powstanie publikacji szacuję na: 80 %.*

[h10] **Adam Szyszka**, Mateusz Wośko, Regina Paszkiewicz: *Light-assisted scanning probe microscopy characterization of the electrical properties of AlGaIn/GaN/Si heterostructures*. Applied Surface Science (2021) vol. 538, art. 148189, s. 1-12.

(Impact Factor<sub>2019</sub>: 6,182; Punktacja MNiSW<sub>2021</sub>: 140)

*Mój wkład procentowy w powstanie publikacji szacuję na: 80 %.*

We wszystkich wykazanych pracach (oprócz h7) byłem twórcą ich koncepcji oraz odpowiadałem za całościową analizę wyników i redakcję publikacji. W wypadku każdej z publikacji opracowywałem metodykę pomiarów i przeprowadzałem badania metodami mikroskopii ze skanującą sondą. Ponadto, w ramach każdej z tych prac:

[h1] przeprowadziłem obliczenia dotyczące wpływu efektu skalowania wielkości kontaktu na szerokość bariery potencjału,

[h3] wykonałem symulacje numeryczne rozkładów koncentracji nośników swobodnych w strukturach złącz tandemowych ogniw słonecznych z wykorzystaniem programu SimWindows,

[h4] przeprowadziłem pomiary heterostruktur AlGaIn/GaN metodą ilościowej analizy spektrum ruchliwości (QMSA) oraz dokonałem analizy uzyskanych wyników,

[h6] zaprojektowałem konstrukcję i wykonałem projekt masek fotolitograficznych struktury fotorezystora oraz przeprowadziłem pomiary metodą prądów indukowanych wiązką optyczną (OBIC) oraz charakterystyk prądowo-napięciowych struktur,

[h7] współuczestniczyłem w opracowaniu koncepcji publikacji i analizie wyników, opracowałem metodykę pomiaru warstw katalitycznych w atmosferze wodoru oraz zaprojektowałem i wykonałem dedykowany grzany stolik próbki z regulacją temperatury do pomiarów w komorze mikroskopu,

[h8] wykonałem projekt maski mechanicznej oraz konstrukcji struktury fotodetektora, wykonałem pomiary widm Ramana struktur oraz charakterystyk spektralnych detektorów oraz dokonałem ich analizy, a także przeprowadziłem symulacje widm odbicia heterostruktur oraz rozkładu pola elektrycznego w strukturach detektorów,

[h9] opracowałem koncepcję metody analizy z wykorzystaniem pomiaru powierzchniowej zależności chropowatości oraz stworzyłem dedykowane oprogramowanie w środowisku Matlab,

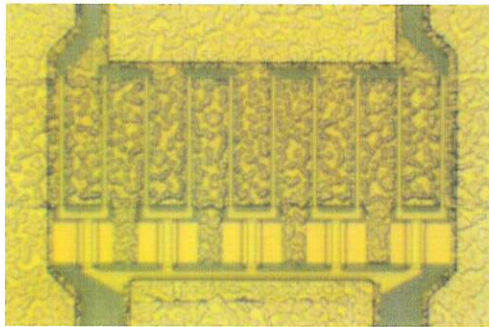
[h10] opracowałem koncepcję metodyki pomiarów lokalnych elektrycznych właściwości półprzewodników metodami mikroskopii ze skanującą sondą oraz jednoczesnym oświetleniem próbki, a także zaprojektowałem i wykonałem stanowisko do takich badań oraz stworzyłem dedykowane oprogramowanie w środowisku LabView do sterowania pomiarami.

### **4.3 Omówienie osiągnięcia naukowego**

#### **4.3.1 Wprowadzenie**

Zmniejszanie wymiarów charakterystycznych obszarów aktywnych przyrządów półprzewodnikowych oraz stosowanie w ich konstrukcji nowych materiałów są jednymi z głównych kierunków rozwoju współczesnej mikroelektroniki. Działania te prowadzą do polepszania parametrów użytkowych urządzeń, między innymi: zwiększenia częstotliwości pracy, zmniejszenia wartości napięć zasilających oraz zużywanej energii, a w wypadku elementów czujnikowych, zwiększenia czułości i skrócenia czasu reakcji odpowiedzi. Umożliwiają również zwiększenie skali integracji układów, a także projektowanie i konstruowanie elementów, których zasady działania bazują na efektach kwantowych. Jednocześnie, wraz ze zmniejszającymi się geometrycznymi wymiarami elementów aktywnych, właściwości powierzchni oraz jej lokalne niejednorodności zaczynają odgrywać znaczącą rolę w działaniu całego przyrządu. Można to zilustrować na przykładzie wielobramkowego planarnego tranzystora HEMT (ang. *High Electron Mobility Transistor*) wykonanego w heterostrukturze AlGaIn/GaN, wytwarzanego w Katedrze Mikroelektroniki i Nanotechnologii Politechniki Wrocławskiej (KMIN PWr), przedstawionego na rysunku 1. Na działanie tranzystora istotny wpływ ma obszar między elektrodami bramki i drenu, o wymiarach  $1\mu\text{m}\times 100\mu\text{m}$ , w którym występuje bardzo duże poprzeczne pole elektryczne. Przy założeniu, że gęstość defektów w heteroepitaksjalnych warstwach azotków o bardzo dobrej jakości wynosi około  $1\times 10^7\text{ cm}^{-2}$  to średnio ich liczba w całym obszarze bramka-dren

wynosi 10. W zależności od typu defektów (co zostanie pokazane w dalszej części autoreferatu), mogą one mieć decydujący wpływ na rozkład pola elektrycznego między elektrodami oraz na zjawiska transportu elektronów w kanale tego tranzystora. Defekty nie są rozmieszczone jednorodnie na powierzchni próbki, co wynika z blokowej budowy epitaksjalnych warstw azotków, co w konsekwencji powoduje, że w strukturze przedstawionej na rysunku 1., w obszarze każdej z równolegle połączonych bramek liczba tych defektów może być różna, powodując zupełnie różną pracę każdej z nich. W tym wypadku informacja o uśrednionych wartościach parametrów strukturalnych, elektrycznych i optycznych, dostarczanych przez klasyczne metody charakteryzacji warstw, może być niewystarczająca do właściwego przewidzenia ich wpływu na działanie gotowego przyrządu. Dlatego też, opracowanie technologii wytwarzania nowoczesnych przyrządów półprzewodnikowych wymaga zastosowania w fazie badań metod charakteryzacji umożliwiających pomiar właściwości materiałów z rozdzielczością nanometrową.



Rys. 1. Zdjęcie z mikroskopu optycznego struktury wielobramkowego tranzystora AlGaIn/GaN HEMT

Nieustanny obserwowany postęp w możliwościach obrazowania technikami mikroskopii ze skanującą sondą (SPM – ang. *Scanning Probe Microscopy*), związany z doskonaleniem konstrukcji i opracowywaniem nowych metod pomiarowych, prowadzi do ciągłego wzrostu stosowania tych technik zarówno w badaniach topografii, jak też właściwości mechanicznych, termicznych, magnetycznych i elektrycznych różnego rodzaju materiałów oraz struktur przyrządowych [1]. Trzy z tych technik wykazały się największą użytecznością w charakteryzacji elektrycznych właściwości struktur i przyrządów półprzewodnikowych, są to: Skaningowa Mikroskopia Potencjału Powierzchniowego (ang. *Scanning Potential Microscopy* – SPM), nazywana także Mikroskopią sondy Kelvina (ang. *Kelvin Probe Force Microscopy* – KPFM), Skaningowa Mikroskopia Rezystancji Rozproszonej (ang. *Scanning Spreading Resistance Microscopy* – SSRM) oraz Skaningowa Mikroskopia Pojemnościowa (ang. *Scanning Capacitance Microscopy* – SCM). Metody te z powodzeniem są stosowane do charakteryzacji w nanoskali całego spektrum stosowanych obecnie materiałów i przyrządów elektronicznych: krzemowych tranzystorów MOSFET [2], przyrządów optoelektronicznych [3, h3], heterostruktur półprzewodników szerokopasmowych [h5,4], nanodrutów [5], urządzeń elektroniki organicznej [6,7] oraz materiałów



dwuwymiarowych, takich jak grafen czy monowarstwy dichalkogenu metali przejściowych [8,9].

We wszystkich wymienionych technikach SPM, w trakcie obrazowania powierzchni sygnał elektryczny o określonych parametrach zostaje przyłożony do elektrycznie przewodzącego ostrza mikroskopu, a odpowiedź próbki, charakterystyczna dla danej metody, jest rejestrowana. W technice SSRM napięcie stałe, polaryzujące ostrze w trakcie skanowania powierzchni w trybie kontaktu, wymusza przepływ prądu, na podstawie którego jest wyliczana rezystancja  $R_{SSRM}$ . Zależy ona od rezystancji rozproszonej kontaktu (która dla kontaktów liniowych jest wprost proporcjonalna do rezystywności materiału) i sumy wszystkich innych rezystancji w układzie między ostrzem a drugim kontaktem elektrycznym typowo umieszczonym na spodniej stronie próbki. W skaningowej mikroskopii pojemnościowej również wykorzystuje się tryb pomiaru „w kontakcie”, jednak do ostrza zostaje przyłożone napięcie zmienne. Zakładając istnienie na powierzchni półprzewodnika cienkiej warstwy tlenku, elektrycznie przewodzące ostrze, stykające się z tą powierzchnią, można potraktować jako strukturę MOS (ang. *Metal-Oxide-Semiconductor*). Dedykowany układ pomiarowy pozwala wyznaczyć sygnał proporcjonalny do wartości  $dC/dV$ , czyli do nachylenia krzywej charakterystyki pojemnościowo-napięciowej (podobnej do typowych pomiarów w skali makro) [10]. Wielkość tego sygnału w głównej mierze zależy od typu i koncentracji nośników swobodnych, ale też od obecności stałych ładunków elektrycznych, które powodują przesunięcie charakterystyk C-V w osi napięcia. W Skaningowej Mikroskopii Potencjału Powierzchniowego, także napięcie zmienne jest przykładane do ostrza mikroskopu, lecz w tym wypadku przemieszcza się ono w stałej odległości nad powierzchnią próbki. Poprzez detekcję sił elektrostatycznych oddziałujących na ostrze, możliwe jest określenie kontaktowej różnicy potencjałów, która w strukturze półprzewodnikowej zależy od: domieszkowania, stanów powierzchniowych, lokalnych ładunków elektrycznych oraz zewnętrznych napięć polaryzujących próbkę [11].

W KMiN PWr (dawniej Wydziałowym Zakładzie Mikroelektroniki i Nanotechnologii) prowadzone są prace nad rozwojem technologii i konstrukcji półprzewodnikowych struktur mikro- i optoelektronicznych. W ramach tych prac realizowane są wszystkie etapy związane z wykonaniem działającego przyrządu, począwszy od projektowania i symulacji numerycznych przyrządu, przez procesy technologiczne związane z wytworzeniem struktury, a kończąc na pomiarach parametrów wyjściowych gotowych struktur. W pracach przedstawionych w niniejszym referacie, obrazowanie powierzchni odbywało się w atmosferze powietrza, co powodowało, że rozdzielczość przestrzenna pomiaru nie osiągała skali atomowej (co jest możliwe w mikroskopach próżniowych), lecz w zależności od techniki wynosiła od kilku do kilkudziesięciu nanometrów. W praktyce okazało się jednak, że rozdzielczość tego rzędu jest całkowicie wystarczająca do badań struktur mikroelektronicznych, a zalety takiej konstrukcji mikroskopu, czyli: większa szybkość przygotowania pomiaru, prosta preparatyka

próbek oraz zmiana konfiguracji układu, pozwalają wykorzystać mikroskopię SPM jako uniwersalne narzędzie badawcze do pomiarów w skali nanometrowej.

Istotą prowadzonych przeze mnie badań technikami mikroskopii SPM było pozyskanie i analiza informacji o lokalnych właściwościach warstw epitaksjalnych, struktur półprzewodnikowych oraz przyrządów nano-, mikro- i optoelektronicznych istotnie wpływających na ich właściwości i pozwalających na poprawę parametrów użytkowych. Opracowałem metodykę pomiarów, wykorzystującą różne techniki mikroskopii ze skanującą sondą, spełniającą wymagania związane z szybką diagnostyką międzyoperacyjną w procesie wytwarzania przyrządów półprzewodnikowych. Opracowałem również zaawansowane metody analizy właściwości powierzchni z wykorzystaniem pomiarów powierzchniowej zmiany wartości chropowatości oraz pomiarami realizowanymi metodami mikroskopii ze skanującą sondą z jednoczesnym pobudzeniem optycznym.

Autoreferat ten został przygotowany w oparciu o cykl dziesięciu artykułów [h1-h10], w których przedstawiono wyniki prowadzonych badań dotyczących:

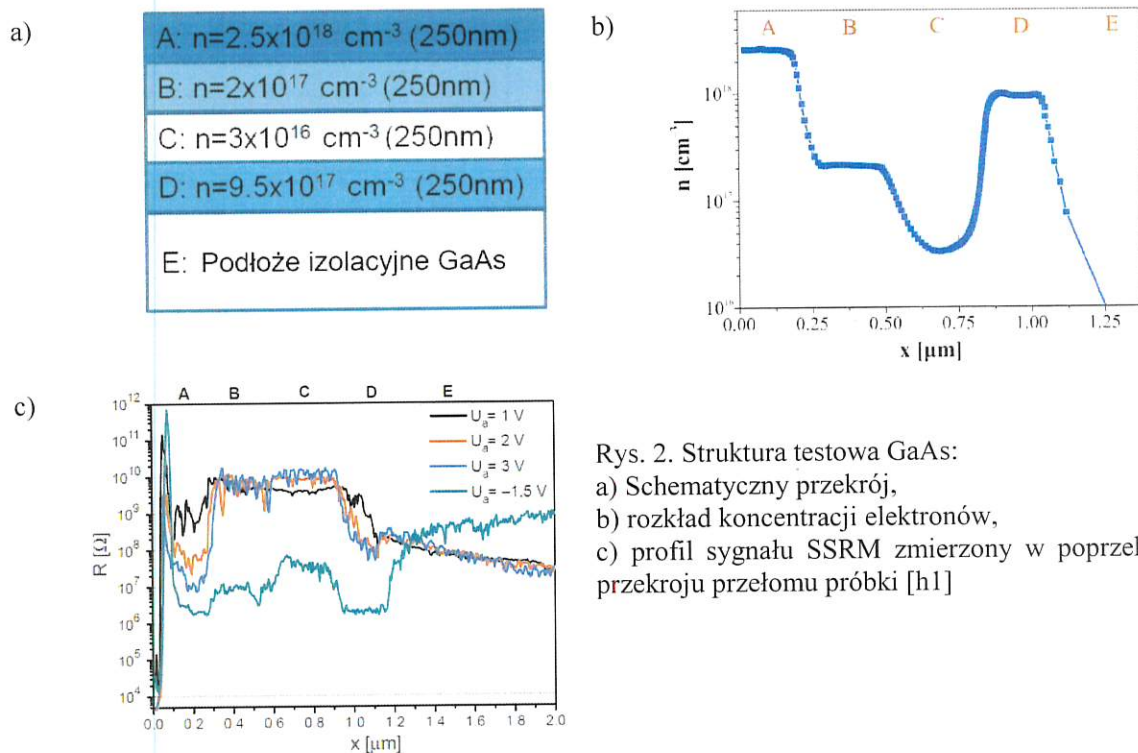
1. określenia zakresów użyteczności elektrycznych trybów mikroskopii, ze skanującą sondą, do jakościowej i ilościowej charakteryzacji właściwości elektrycznych struktur epitaksjalnych związków AIII<sub>2</sub>BV [h1, h2];
2. diagnostyki struktur przeznaczonych do wytwarzania przyrządów optoelektronicznych na bazie GaAs [h1, h3];
3. charakteryzacji warstw epitaksjalnych GaN i heterostruktur AlGa<sub>0.5</sub>N/GaN do zastosowań w tranzystorach polowych [h2, h4-h6];
4. wykorzystania skaningowej mikroskopii potencjału powierzchniowego w charakteryzacji struktur czujnikowych [h7, h8];
5. opracowania zaawansowanych metod analizy właściwości struktur półprzewodnikowych [h9, h10].

#### **4.3.2 Określenie zakresów użyteczności elektrycznych trybów mikroskopii ze skanującą sondą do jakościowej i ilościowej charakteryzacji właściwości elektrycznych struktur epitaksjalnych związków AIII<sub>2</sub>BV**

Badania, dotyczące określenia możliwości wykorzystania metod SPM w charakteryzacji struktur półprzewodnikowych wykonanych z wykorzystaniem związków AIII<sub>2</sub>BV, rozpocząłem od skaningowej mikroskopii rezystancji rozproszonej, z powodzeniem wykorzystywanej do obrazowania elektrycznych właściwości mikroelektronicznych struktur krzemowych z rozdzielczością rzędu nanometrów [12]. Duża rozdzielczość obrazowania metodą SSRM oraz możliwość ilościowego określenia koncentracji nośników prądu w próbkach krzemowych wynikają z możliwości uzyskania liniowego kontaktu omowego

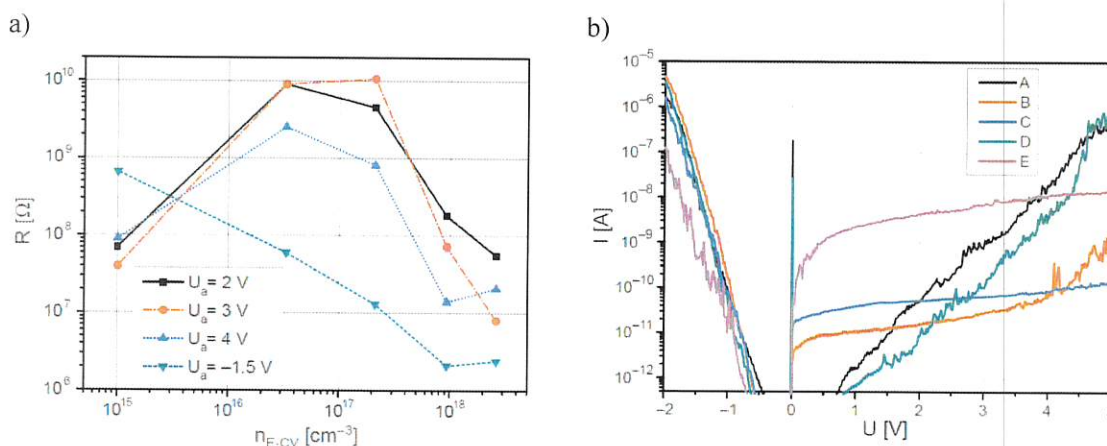
ostrze-powierzchnia próbki. Jest to spowodowane obserwowanym przejściem w fazę metaliczną materiału w obszarze przypowierzchniowym na skutek dużego ciśnienia (10-12 GPa) powstałego w wyniku siły nacisku ostrza na powierzchnię [13].

Badania prowadzono z wykorzystaniem opracowanej dedykowanej struktury testowej składającej się z czterech warstw arsenku galu o różnej koncentracji domieszki donorowej wytworzonych na podłożu izolacyjnym ( $n=1 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ ) metodą epitaksji z fazy gazowej z użyciem związków metaloorganicznych (ang. *Metalorganic Vapour-Phase Epitaxy* - MOVPE) przedstawioną schematycznie na rysunku 2a. Rysunek 2b. prezentuje profil koncentracji elektronów w próbce zmierzony metodą elektrochemicznego profilowania pojemnościowo-napięciowego, natomiast wykres 1c. przedstawia profile rezystancji zmierzone metodą SSRM w poprzek przełomu próbki dla różnych napięć polaryzujących ostrze w czasie pomiaru. Pomiary wykonano z wykorzystaniem ostrza krzemowego pokrytego wysoko domieszkowaną na typ p polikrystaliczną warstwą diamentową o promieniu krzywizny końcówki wynoszącej 100 nm. Ostrze diamentowe zostało wykorzystane ze względu na zastosowaną dużą siłę nacisku ostrza na powierzchnię (około 200 nN) wymaganą do „przebicia” się przez warstwę tlenku na powierzchni półprzewodnika i uzyskania stabilnego kontaktu elektrycznego. Jako drugi kontakt wykorzystano zarówno naporowaną metalizację AuGe/Ni/Au, jak i eutektykę GaIn.



Rys. 2. Struktura testowa GaAs:  
a) Schematyczny przekrój,  
b) rozkład koncentracji elektronów,  
c) profil sygnału SSRM zmierzony w poprzek przekroju przełomu próbki [h1]

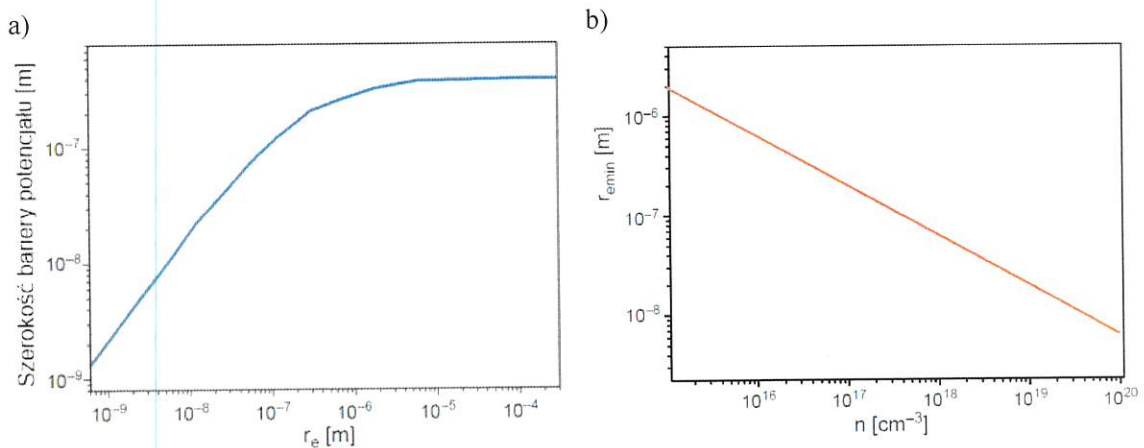
Na podstawie tych pomiarów wyznaczono krzywe kalibracyjne, czyli zależność zmierzonej rezystancji SSRM od koncentracji domieszki w danej warstwie, pokazane na rysunku 3a. Z przedstawionych zależności wynika, że nie jest możliwe ich wykorzystanie do wyznaczenia ilościowej koncentracji nośników swobodnych, ponieważ nie mają charakteru monotonicznego w całym zakresie zastosowanych koncentracji domieszek. Wy tłumaczeniem mogą być charakterystyki prądowo-napięciowe kontaktu ostrza mikroskopu do warstw o różnych koncentracjach domieszek przedstawione na rysunku 3b. Wynika z nich, że powstały kontakt jest nieliniowy, o właściwościach prostujących z możliwym do rozróżnienia kierunkiem przewodzenia dla napięć ujemnych i kierunkiem zaporowym dla napięć dodatnich. Świadczy to o istnieniu bariery potencjału na styku ostrza z powierzchnią na skutek powstania ostrzowego heterozłącza p-n i/lub istnienia stanów powierzchniowych w GaAs. W takim wypadku na wielkość mierzonego prądu, oprócz rezystancji szeregowych w układzie przepływu prądu, mają wpływ także zjawiska transportu nośników przez barierę potencjału, takie jak: termemisja i tunelowanie. Z obserwacji kształtu krzywych z rysunku 2b. wynika, że są one różne dla obszarów o większej koncentracji domieszki (A, D) i dla obszarów mniej domieszkowanych (B, C, E), co świadczy o różnych mechanizmach przepływu prądu przez barierę potencjału w tych kontaktach.



Rys. 3. Pomiary SSRM dla próbki GaAs: a) Krzywe kalibracyjne, b) charakterystyki prądowo-napięciowe kontaktu ostrza mikroskopu do warstw o różnym poziomie domieszkowania [h1]

W wypadku interpretacji tych krzywych po raz pierwszy w literaturze przedmiotu, dotyczącej pomiarów SSRM, w pracy [h1] uwzględniłem występowanie efektu skalowania kontaktu prostującego [14], który powoduje, że dla kontaktów o wymiarach mniejszych od pewnej charakterystycznej wielkości przestaje obowiązywać jednowymiarowe przybliżenie rozwiązania równania Poissona i na szerokość bariery potencjału mają wpływ nie tylko właściwości materiałowe, ale także wielkość i kształt kontaktu. Przykładowe obliczenia wpływu efektu skalowania na szerokość bariery potencjału ( $\Phi_B$ ) w GaAs przy zmianie promienia kontaktu elektrycznego ( $r_e$ ) pokazane są na rysunku 3a. (dla założeń:  $T = 300$  K,  $\Phi_B = 0,7$  eV,  $n = 1 \times 10^{16}$   $\text{cm}^{-3}$ ). Takie zmiany szerokości bariery mogą wpływać w znacznym

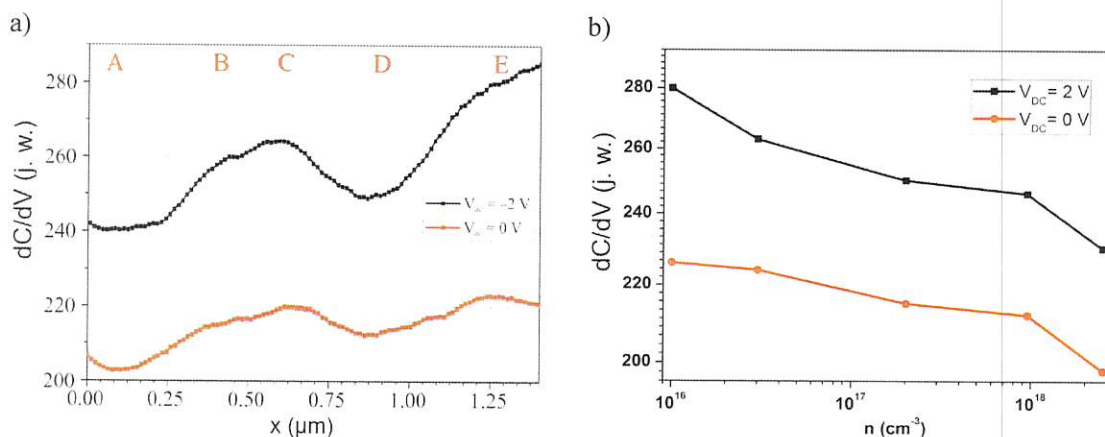
stopniu na przepływ prądu przez złącze ostrze-próbka poprzez zmianę wartości prądu tunelowego. Jak widać w wypadku pokazanym na rysunku 3a., zmiany szerokości bariery mogą się uwidocznić dla rozmiaru kontaktu poniżej 1 mikrometra. Z zależności przedstawionych w pracy [14] można wyznaczyć także charakterystyczny minimalny promień kontaktu ( $r_{emin}$ ), dla którego dla danego materiału występuje efekt skalowania, co pokazują wyniki obliczeń  $r_{emin}$  od koncentracji domieszki dla n-GaAs na rysunku 4b. Widoczne jest, że przy założeniu wielkości kontaktu w pomiarze SSRM na poziomie 20 nm, efekt ten występuje dla koncentracji domieszki poniżej  $1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ , czyli dla całego stosowanego praktycznie zakresu domieszkowania w strukturach przyrządowych. Wynika z tego, że pojawienie się nieliniowości charakterystyki ostrze-GaAs na skutek występowania bariery potencjału kontaktu uniemożliwia zastosowanie tej metody do ilościowej charakteryzacji tego materiału w pomiarach SSRM. Wniosek ten jest tak samo prawdziwy w wypadku warstw i struktur (Al)GaN, które (choć nie są omawiane szczegółowo w tym miejscu) także były przedmiotem badań przedstawionych w tym autoreferacie i, co można zaobserwować na rysunku 35., uzyskiwany w pomiarach SSRM kontakt elektryczny do tych warstw także nie był liniowy.



Rys. 4. Efekt skalowania kontaktu w wypadku warstwy GaAs: a) Wykres zależności szerokości bariery potencjału od wielkości promienia kontaktu elektrycznego (warstwa typu n o koncentracji elektronów  $n = 1 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ), b) Zależność charakterystycznego minimalnego promienia kontaktu od koncentracji elektronów ( $T = 300 \text{ K}$ ,  $\Phi_B = 0,7 \text{ eV}$ ) [h1]

Przy zastosowaniu podobnej procedury przeprowadzone zostały badania testowe dotyczące Skaningowej Mikroskopii Pojemnościowej. W tym wypadku (oraz w pomiarach potencjału powierzchniowego) wykorzystano ostrza krzemowe pokryte od spodniej strony dwuwarstwą metaliczną Pt/Ir o promieniu krzywizny końcówki ostrza  $\leq 20 \text{ nm}$ . Profile sygnału SCM zmierzone na tej samej próbce, pokazanej wcześniej na rysunkach 2a. i 2b., przedstawione są na rynku 5a., natomiast wyznaczone na ich podstawie krzywe kalibracyjne, na rysunku 5b. Dla obydwu zastosowanych stałych napięć ( $V_{DC}$ ) polaryzujących próbkę, obserwowano monotoniczne zależności wielkości sygnału SCM od koncentracji elektronów, co pozwala stwierdzić, że w tym wypadku, w przeciwieństwie do metody SSRM, po przeprowadzeniu kalibracji stanowiska dla danej próbki, możliwe jest przeprowadzenie pomiarów ilościowych

próbek GaAs o różnym poziomie domieszkowania. W tym wypadku również występuje efekt skalowania, jednak metoda SCM bazuje nie na pomiarze pojemności warstwy zubożonej, lecz na pomiarze zmian tej pojemności, występujących pod wpływem napięcia zmiennego, które są tylko zależne od koncentracji domieszki.



Rys. 5 Pomiary SCM testowej próbki GaAs: a) Profil sygnału SCM zmierzony w poprzek przełomu, b) krzywe kalibracyjne [h2]

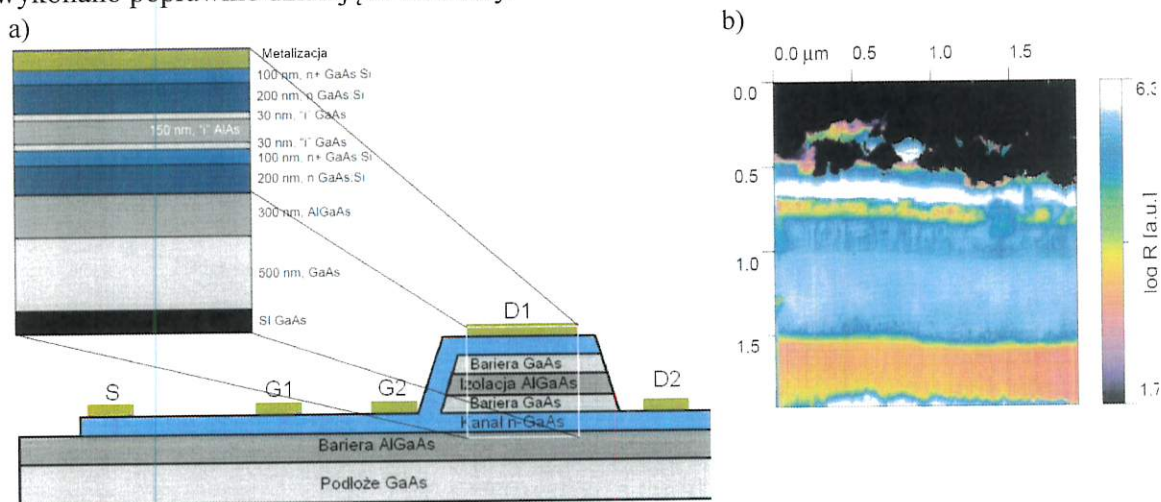
W ostatnim kroku przeprowadzono na tej samej próbce badania testowe metodą Skaningowej Mikroskopii Potencjału Powierzchniowego. Okazało się jednak, że niemożliwe było uzyskanie kontrastu sygnału dla próbki o rozmiarach i poziomach koncentracji, jaka została w tym wypadku zastosowana. Było to spowodowane stosunkowo dużą wartością sygnału szumu (około 5 mV), występującą w wykorzystywanym stanowisku, oraz mniejszą rozdzielczością powierzchniową pomiaru. Mniejsza rozdzielczość pomiarów SSPM wynika z faktu, iż potencjał powierzchniowy jest wprowadzany głównie przez końcówkę ostrza, ale także cała jego powierzchnia oddziałuje w pewnym stopniu z powierzchnią badanej struktury.

### 4.3.3 Diagnostyka struktur przyrządowych na bazie GaAs

W poprzedniej części autoreferatu wykazano, że nie jest możliwe wykonanie pomiarów ilościowych SSRM, jednak z uzyskanych profili wielowarstwy GaAs przedstawionych na rysunku 3b wynika, że możliwe jest eksperymentalne dobranie parametrów pomiaru, umożliwiające rozróżnianie warstw o różnych właściwościach elektrycznych. Możliwości te zostały wykorzystane w diagnostyce struktur czujników pola magnetycznego typu MagFET (ang. *Magnetic Field Effect Transistor*), opracowanych wspólnie przez KMIN PWr oraz Wydział Elektroniki, Telekomunikacji i Informatyki Politechniki Gdańskiej. Struktura takiego czujnika jest przedstawiona schematycznie na rysunku 6a.

Przeprowadzone obrazowanie przekrojów struktury w różnych miejscach, pozwoliło ustalić, że za nieprawidłowe działanie pierwszej serii wykonanych struktur było odpowiedzialne uszkodzenie niedomieszkowanych warstw izolacji GaAs i AlAs oddzielających dwa kanały przewodzące tranzystora, w procesie formowania termicznego

kontaktów omowych drenów [h1]. Formowanie termiczne miało na celu zmniejszenie rezystancji kontaktu w trakcie częściowego przetopienia materiału metalizacji i przypowierzchniowej warstwy półprzewodnika. Jak widać na obrazie SSRM obszaru pod pierwszym drenem, nastąpiło prawidłowe „wymieszanie” materiału metalizacji (obszar w czarnym kolorze o najmniejszej rezystancji) ze strukturą półprzewodnikową, jednak proces był prowadzony zbyt długo i/lub w zbyt wysokiej temperaturze, co doprowadziło do lokalnego uszkodzenia warstwy izolującej obydwa kanały (biały obszar na obrazie) i do ich elektrycznego zwarcia. W wyniku tych badań zmodyfikowano proces formowania termicznego kontaktów i wykonano poprawnie działające struktury.

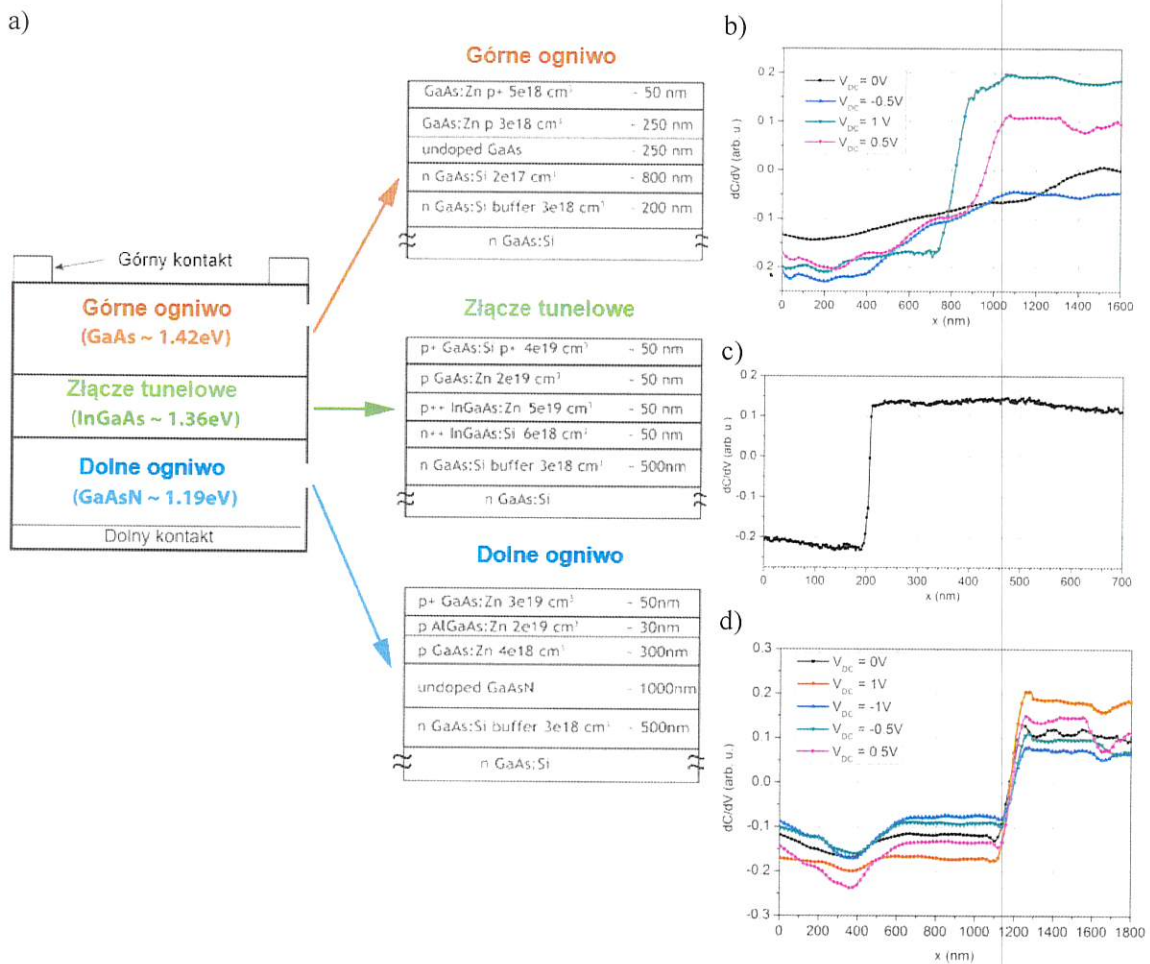


Rys. 6. Struktura tranzystora MagFET: a) Schematyczny przekrój, b) obraz SSRM przekroju struktury poniżej pierwszego drenu (D1) [h1]

Innym przykładem zastosowania technik mikroskopii ze skanującą sondą do sprawdzenia poprawności technologii struktur półprzewodnikowych było zastosowanie techniki SCM w charakteryzacji tandemowych ogniw słonecznych na bazie GaAs [h3]. Wykorzystanie dwóch złączy p-n (a dokładniej p-i-n) z materiałów o różnych szerokościach przerwy zabronionej pozwala na wykorzystanie większego zakresu widma słonecznego, a tym samym zwiększenia wydajności ogniwa. Jednocześnie jednak powoduje znaczne zwiększenie skomplikowania struktury, gdyż oprócz wspomnianych wcześniej dwóch złączy, wymagane jest stworzenie trzeciego złącza tunelowego, pozwalającego na elektryczne ich połączenie i szeregową pracę. Uzyskanie założonych parametrów ogniwa, wymaga wytworzenia struktury o dokładnie zaprojektowanych grubościach, składach i koncentracjach domieszek. W celu sprawdzenia tych założeń zostały wytworzone, metodą MOCVD, trzy oddzielne próbki ze strukturami poszczególnych złączy przedstawione na rysunku 7a.

Zgodnie z zasadą działania SCM, dla półprzewodnika typu p sygnał mierzony ma znak minus, natomiast dla półprzewodnika typu n, znak dodatni. W związku z tym, na profilach przekrojów struktur półprzewodnikowych miejsce elektrycznego złącza p-n, można wyznaczyć w punkcie, w którym sygnał osiągnie wartość zero. Na rysunku 7c. przedstawiony jest profil sygnału SCM

wyznaczony w poprzek złącza tunelowego dla napięcia stałego polaryzującego ( $V_{DC}$ ) próbkę równego 0,5 V. Napięcie to jest przykładane do próbki w celu uzyskania warunku płaskich pasm w pobliżu powierzchni półprzewodnika, który pozwala uzyskać maksymalną wartość mierzonego sygnału SCM.  $V_{DC}$  powinno być dobierane dla każdej próbki indywidualnie, gdyż zależy od pracy wyjścia materiału ostrza i półprzewodnika oraz od ładunków elektrycznych obecnych przy warstwie tlenku na powierzchni. W wypadku złącza tunelowego, zmiana parametru  $V_{DC}$  (wykresy niepokazane na rysunku 7c.) powodowała tylko zmianę amplitudy sygnału bez zmiany jego kształtu. Możliwe też było dokładne wyznaczenie pozycji złącza dla wartości  $x = 205$  nm, która zgodna była z przewidywaniami teoretycznymi.



Rys. 7. Tandemowe ogniwo słoneczne: a) Schematyczna budowa z przedstawionymi przekrojami przez struktury poszczególnych złącz, od góry: górnego ogniwa, złącza tunelowego i dolnego ogniwa, b), c), d) profile sygnału SCM zmierzone w poprzek poszczególnych struktur [h3]

Podobna metodyka wyznaczania pozycji złącza nie sprawdziła się w wypadku górnego złącza ogniwa, gdzie można zauważyć wpływ ustalonego napięcia  $V_{DC}$  na kształt uzyskanego profilu sygnału SCM zmierzonego w poprzek struktury. Dla ujemnych oraz zerowego napięcia, nie zaobserwowano przejścia sygnału przez wartość zerową (rysunek 7b). W wypadku napięć dodatnich, współrzędna przejścia sygnału przez wartość zero zależała od  $V_{DC}$  i wynosiła



odpowiednio  $x_1 = 815$  nm i  $x_2 = 960$  nm dla  $V_{DC} = 0,5$  V i  $V_{DC} = 1,0$  V. Podobny efekt został zauważony wcześniej w wypadku krzemowych złącz p-n [15-17] i został wyjaśniony przez zjawiska zubażania lub akumulacji nośników w pobliżu powierzchni, w momencie, jak próbka jest polaryzowana względem ostrza. Efekt ten występuje w znacznie większym stopniu w próbkach o niskiej koncentracji domieszki, przez co nie był obserwowany w wypadku złącza tunelowego składającego się z wysokodomieszkowanych warstw p i n. W wypadku dolnego złącza p-i-n, przejście sygnału przez wartość zero można zaobserwować na rysunku 7d. dla jednej współrzędnej ( $x = 1200$  nm) dla wszystkich napięć  $V_{DC}$ . Jednak to przejście nie następuje w miejscu przejścia na przeciwny typ przewodnictwa, tylko na interfejsie między niedomieszkowaną warstwą GaAsN a warstwą buforową GaAs. Zostało to wyjaśnione możliwymi znacznymi różnicami w elektrycznych właściwościach struktury M-O-S uformowanej przez kontakt ostrza mikroskopu do tlenku samoistnego na powierzchni warstw GaAs i GaAsN.

#### **4.3.4 Charakteryzacja warstw epitaksjalnych GaN i heterostruktur AlGaN/GaN do zastosowań w tranzystorach polowych**

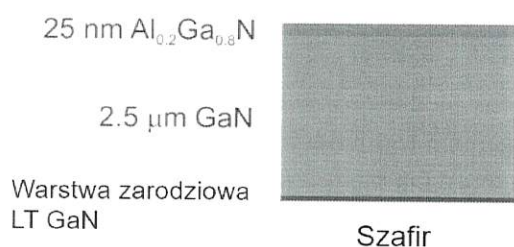
Duża szerokość przerwy zabronionej oraz wysoka stabilność temperaturowa i chemiczna azotku galu powodują, że materiał ten znajduje coraz szersze zastosowanie we współczesnej elektronice. Najważniejszym wyzwaniem technologicznym jest wytworzenie struktur epitaksjalnych o odpowiedniej jakości na podłożach niedopasowanych krystalicznie do azotku galu, takich jak: szafir, węgiel krzemu czy krzem, gdyż podłoża epitaksjalne GaN są trudno dostępne i bardzo drogie do zastosowań komercyjnych.

Odpowiednia gładkość powierzchni (mała chropowatość powierzchni) jest jednym z podstawowych wymagań dotyczących wytwarzanych elementów we wszystkich technologiach mikroelektronicznych. Jednocześnie, przez obserwację struktury powierzchni, można ocenić sposób wzrostu warstwy półprzewodnikowej, a także wnioskować na temat właściwości optycznych [h4] i elektrycznych [h5] przyrządów.

W badaniach związanych z opracowaniem detektorów promieniowania ultrafioletowego, z wykorzystaniem warstw azotku galu osadzanych na podłożach krzemowych, charakteryzacja topografii powierzchni struktur metodą mikroskopii sił atomowych była jedną z podstawowych technik oceny jakości warstw osadzonych techniką epitaksji z wiązki molekularnej [h4]. W konstrukcji tych fotodetektorów zastosowano po raz pierwszy zintegrowane tlenkowo-krzemowe zwierciadła Bragga, odpowiednio zaprojektowane w celu zwiększenia czułość detektora w zakresie ultrafioletu. Z jednej strony, określenie wpływu parametrów procesu technologicznego na strukturę powierzchni służyło do oceny trybu epitaksjalnego wzrostu warstw na wielowarstwach  $Y_2O_3/Si$ . Z drugiej strony, międzyprocesowe obrazowanie powierzchni było wskazane w celu optymalizacji technologii prowadzącej do osiągnięcia ich odpowiedniej gładkości, wymaganej do przeprowadzenia

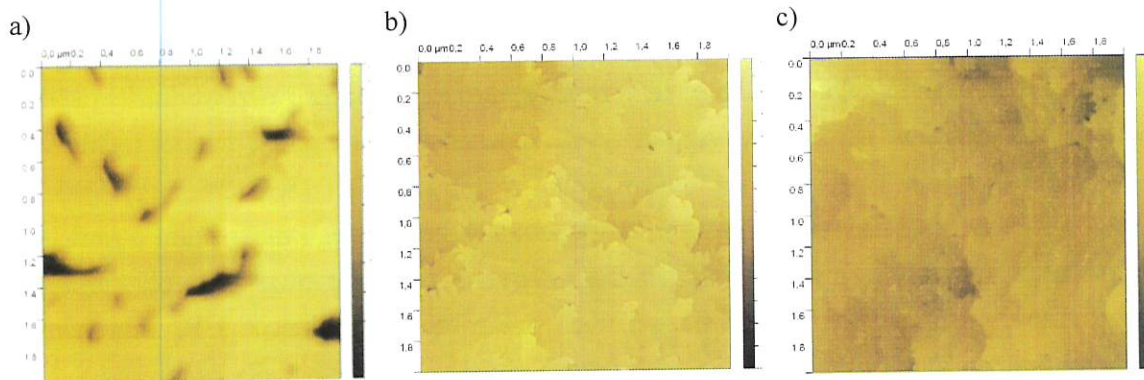
kolejnych kroków technologicznych, na przykład fotolitografii. W przypadku struktur optoelektronicznych ze zwierciadłami Bragga, kontrola chropowatości powierzchni struktury była niezwykle istotna, gdyż zbyt duża jej wielkość prowadziła do rozproszenia padającego promieniowania optycznego i zaburzenia propagacji światła w warstwach detektora, co skutkowało degradacją zjawiska wzmocnienia odpowiedzi detektora w projektowanym zakresie widma promieniowania.

Jednym z głównych nurtów prac prowadzonych w Katedrze Mikroelektroniki i Nanotechnologii Politechniki Wrocławskiej jest rozwój technologii wzrostu heterostruktur AlGaIn/GaN techniką MOCVD oraz opracowanie z ich wykorzystaniem konstrukcji tranzystorów mikrofalowych dużej mocy i częstotliwości pracy. Bazowa heterostruktura AlGaIn/GaN przedstawiona została na rysunku 8. Najważniejszą właściwością, powodującą możliwość stosowania tej struktury w konstrukcji tranzystorów HFET (ang. - *Heterostructure Field Effect Transistor*), jest indukowanie na interfejsie AlGaIn/GaN, na skutek polaryzacji spontanicznej i piezoelektrycznej, dwuwymiarowego gazu elektronowego – 2DEG (ang. – *2 dimensional electron gas*) o bardzo dużej koncentracji i ruchliwości nośników.



Rys.8. Schematyczny widok przekroju bazowej konstrukcji heterostruktury AlGaIn/GaN [h4]

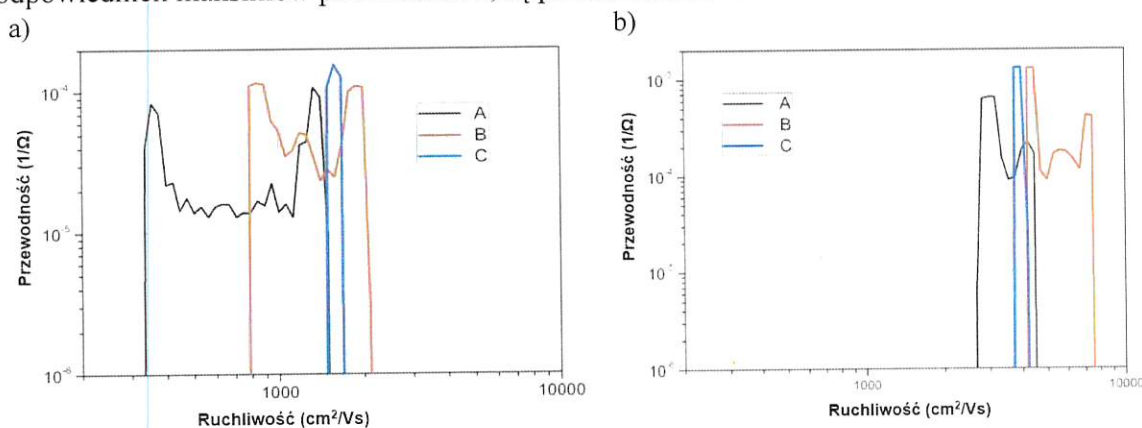
W pracy [h5] podjęto próby korelacji właściwości powierzchni heterostruktur AlGaIn/GaN z elektrycznymi parametrami dwuwymiarowego gazu elektronowego. W tym celu zostały wykonane trzy struktury o konstrukcji, takiej jak na rysunku 8., których parametry wzrostu epitaksjalnego były identyczne poza różną grubością niskotemperaturowej warstwy zarodkowej GaN (LT GaN), która była zmieniana długością czasu jej wzrostu i dla kolejnych struktur wynosiła odpowiednio: A - 120 s, B - 160 s, C - 200 s. Z obrazów topografii powierzchni wytworzonych struktur, zmierzonych mikroskopem sił atomowych w trybie kontaktu przerywanego przedstawionych na rysunku 9b i 9c, wynika, że próbki B i C posiadają strukturę powierzchni typu „step flow” (płynięcie stopni) typową dla warstw AlGaIn/GaN o bardzo dobrej jakości z charakterystycznymi dziurkami w miejscach występowania dyslokacji wstępujących.



Rys. 9. Obrazy topografii powierzchni heterostruktur AlGaIn/GaN różniących się czasem wzrostu warstwy zarodkowej: a) 120 s, b) 160 s, c) 200 s

Obliczona wielkość chropowatości średniokwadratowej ( $R_q$ ) dla tych próbek wynosiła około 1 nm (Tabela 1). Na obrazach topografii próbki A (rysunek 9a.), widać wyraźną różnicę jej struktury z dominującymi obszarami zagłębień o wielkości około 50 nm, powodujących znaczne zwiększenie chropowatości średniokwadratowej powyżej 10 nm. Wskazuje to na znacznie gorszą jakość strukturalną próbki, która mogła być wynikiem niecałkowitej koalescencji warstwy buforowej GaN.

Parametry dwuwymiarowego gazu elektronowego dla tych próbek zostały zmierzone metodą ilościowej analizy spektrum ruchliwości QMSA (ang. *Quantitative Mobility Spectrum Analysis*). W metodzie tej, będącej rozwinięciem metody Halla, poprzez dokonywanie pomiarów współczynnika Halla i rezystywności próbki dla różnych wartości pola magnetycznego, możliwe jest wyznaczenie typu i widma przewodności nośników prądu o różnych ruchliwościach, mających wpływ na całkowitą przewodność próbki [18]. Zmierzone widma ruchliwości w temperaturach 300 K i 77 K są przedstawione na rysunku 10., a wyliczone wartości ruchliwości ( $\mu_{px}$ ) i koncentracji nośników ( $n_{px}$ ), wyliczone dla odpowiednich maksimów przewodności, są przedstawione w Tabeli 1.



Rys. 10. Widma ruchliwości QMSA heterostruktur AlGaIn/GaN zmierzone w temperaturze: a) 300 K, b) 77 K [h5]

Przewodność próbki C wykazuje tylko jedno maksimum przy ruchliwości 1590 cm<sup>2</sup>/Vs dla 300 K i 3870 cm<sup>2</sup>/Vs dla 77K, które bezpośrednio można powiązać z przewodnością 2DEG. W wypadku próbek A i B, w temperaturze 300K zaobserwowano szersze widma ruchliwości z dwoma maksimumami przewodności, dla ruchliwości: 860 cm<sup>2</sup>/Vs i 1860 cm<sup>2</sup>/Vs (próbka B), i 360 cm<sup>2</sup>/Vs oraz 1320 cm<sup>2</sup>/Vs (próbka A). Pojawienie się drugiego maksimum o mniejszej ruchliwości można by w tym wypadku powiązać z występowaniem objętościowej przewodności bufora GaN. Jednak na widmach przewodności próbek A i B, zmierzonych w temperaturze 77 K, dwa maksima ruchliwości nadal są widoczne: dla ruchliwości 4380 cm<sup>2</sup>/Vs oraz 7080 cm<sup>2</sup>/Vs dla próbki B i 3010 cm<sup>2</sup>/Vs oraz 4100 cm<sup>2</sup>/Vs dla próbki A. Wyklucza to pochodzenia drugiego maksimum od przewodności objętościowej, gdyż w tej temperaturze nie mogą występować swobodne elektrony wynikające z jonizacji termicznej domieszek samoistnych w buforze GaN. W związku z tym, pojawienie się dwóch maksimumów mobilności w tych próbkach mogło być spowodowane istnieniem w dwuwymiarowym gazie elektronowym dwóch populacji elektronów, których ruchliwości są kontrolowane przez różne mechanizmy rozpraszania nośników. Takimi mechanizmami w wypadku 2DEG w AlGaN są: rozpraszanie na domieszkach i/lub dyslokacjach, nieuporządkowanie stopowe, chropowatość interfejsu AlGaN/GaN lub chropowatość powierzchni polaryzacji. W temperaturze 300K można zauważyć odwrotnie proporcjonalną zależność wartości ruchliwości elektronów w pojedynczym maksimum próbki C oraz głównych maksimumach (o większej koncentracji nośników) próbek A i B. Ponieważ grubość bufora AlGaN wynosi 25 nm, to chropowatość powierzchni odzwierciedla chropowatość interfejsu AlGaN/GaN i w pracy [h5] wyciągnięto wniosek, że w próbkach A i B istnieją dwie populacje elektronów w 2DEG, z których ruchliwość jednej jest kontrolowana przez chropowatość interfejsu, natomiast w przypadku drugiej takiego wpływu się nie obserwuje. Praktycznym wnioskiem, w kontekście dalszego zastosowania badanych struktur do wytworzenia tranzystorów, było stwierdzenie, że najbardziej do tego celu nadaje się struktura z najdłużej osadzaną warstwą zarodkową.

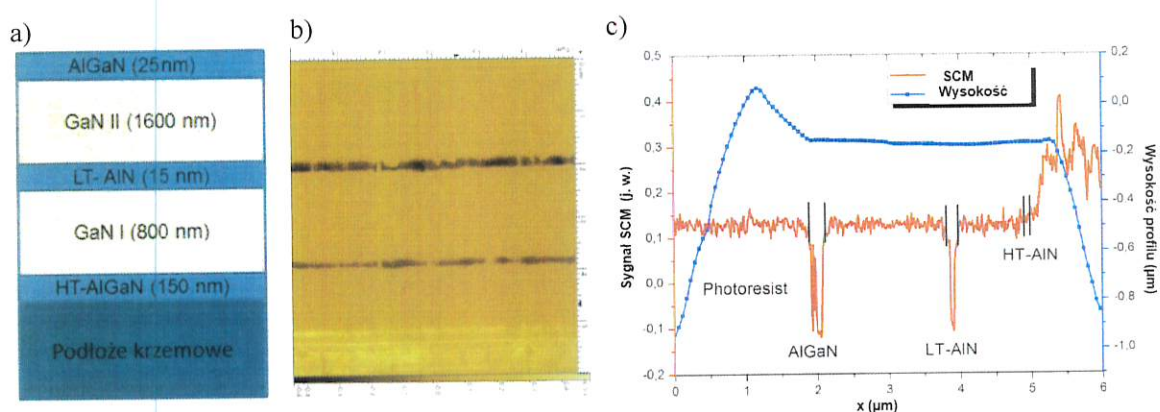
Tabela 1.

Wyznaczone parametry chropowatości, ruchliwości i koncentracji nośników heterostruktur AlGaN/GaN wytworzonych z różnymi czasami osadzania warstwy nukleacyjnej [h5]

	$R_q$ (nm)	$\mu_{p1(300K)}$ (cm <sup>2</sup> /Vs)	$n_{p1(300K)}$ (cm <sup>-2</sup> )	$\mu_{p2(300K)}$ (cm <sup>2</sup> /Vs)	$n_{p2(300K)}$ (cm <sup>-2</sup> )	$\mu_{p1(77K)}$ (cm <sup>2</sup> /Vs)	$n_{p1(77K)}$ (cm <sup>-2</sup> )	$\mu_{p2(77K)}$ (cm <sup>2</sup> /Vs)	$n_{p2(77K)}$ (cm <sup>-2</sup> )
A	10.5	1320	1,5×10 <sup>12</sup>	360	5,0×10 <sup>12</sup>	3010	4,4×10 <sup>12</sup>	4100	1,0×10 <sup>12</sup>
B	1.05	1860	1,4×10 <sup>12</sup>	860	3,4×10 <sup>12</sup>	4380	3,9×10 <sup>12</sup>	7080	1,8×10 <sup>12</sup>
C	1.20	1590	1,5×10 <sup>12</sup>	-	-	3870	4,2×10 <sup>12</sup>	-	-

Jak już zostało wspomniane, heterostruktury AlGaN/GaN są osadzone na podłożach niedopasowanych pod względem stałych sieci krystalicznych oraz współczynników rozszerzalności termicznej do azotku galu, co skutkuje występowaniem naprężeń oraz generacją różnego rodzaju defektów w osadzonej warstwie. Jednym ze sposobów ograniczania

występowania tego typu niepożądanych efektów jest wykorzystanie wieloetapowej epitaksji bufora GaN, podczas której w kolejnej warstwie występuje poprawienie jej jakości. Jedną z możliwych konstrukcji takiego rozwiązania prezentuje rysunek 11a., na którym przedstawiona jest heterostruktura na podłożu krzemowym z wykorzystaniem wysokotemperaturowej warstwy barierowej AlGaN (HT-AlGaN) oraz dwoma buforami GaN rozdzielonymi niskotemperaturową warstwą AlN (LT-AlN). W celu sprawdzenia jednorodności właściwości elektrycznych struktury, zostały przeprowadzone obrazowania przełomu próbki metodą mikroskopii SCM [h2] (rys. 11b.). Na podstawie otrzymanego obrazu został wykonany profil sygnału zmierzony w poprzek próbki, przedstawiony na rysunku 11c. (przed pomiarami na heterostrukturę została nałożona warstwa fotorezystu zabezpieczająca ostrze przed ześlizgiwaniem się z krawędzi próbki). Na przedstawionym profilu widać spodziewaną, znaczną zmianę sygnału SCM w miejscu występowania kanału 2DEG. Jednocześnie podobna

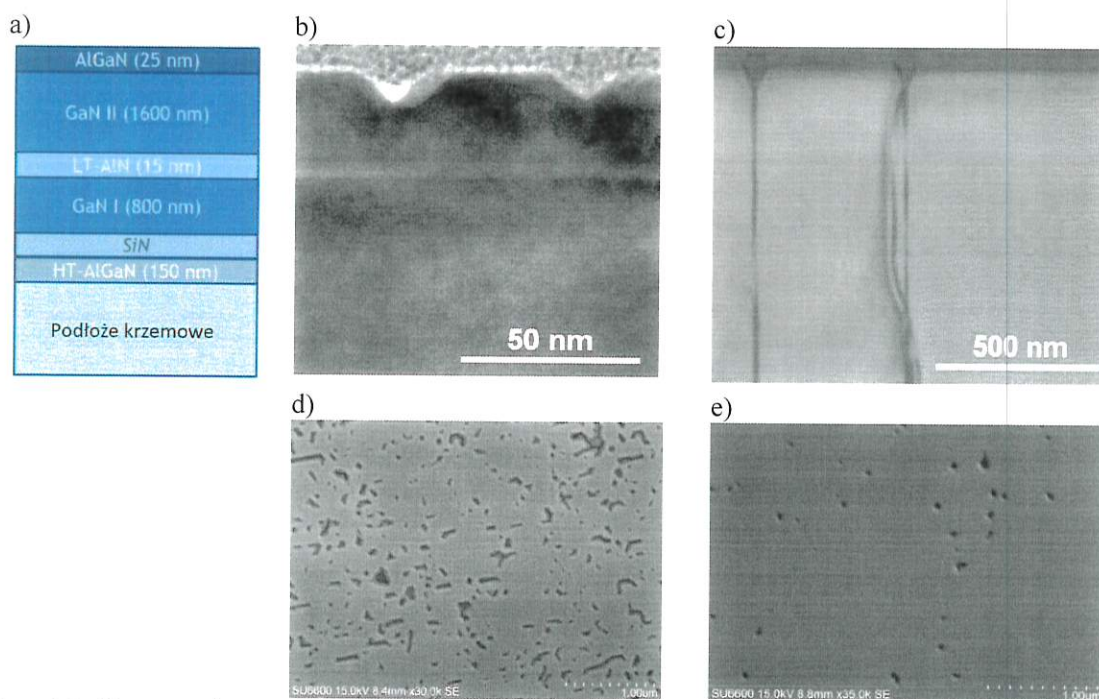


Rys. 11. Heterostruktura AlGaN/GaN z dwuetapową epitaksją bufora GaN: a) Schematyczny widok przekroju, b) obraz SCM przełomu heterostruktury, c) profil topografii oraz sygnału SCM w poprzek przekroju próbki [h2]

zmiana uwidoczniła się w miejscu warstwy LT-AlN między dwoma buforami GaN. Świadczy to o istnieniu w tym miejscu pasożytniczego kanału przewodzącego, powodującego to, że mimo lepszej jakości strukturalnej, próbka nie nadawała się do aplikacji w strukturze tranzystorowej. W ramach dalszych prac technologicznych, parametry wzrostu heterostruktury zostały zmodyfikowane, prowadząc do likwidacji przewodzącego kanału pasożytniczego w tym miejscu.

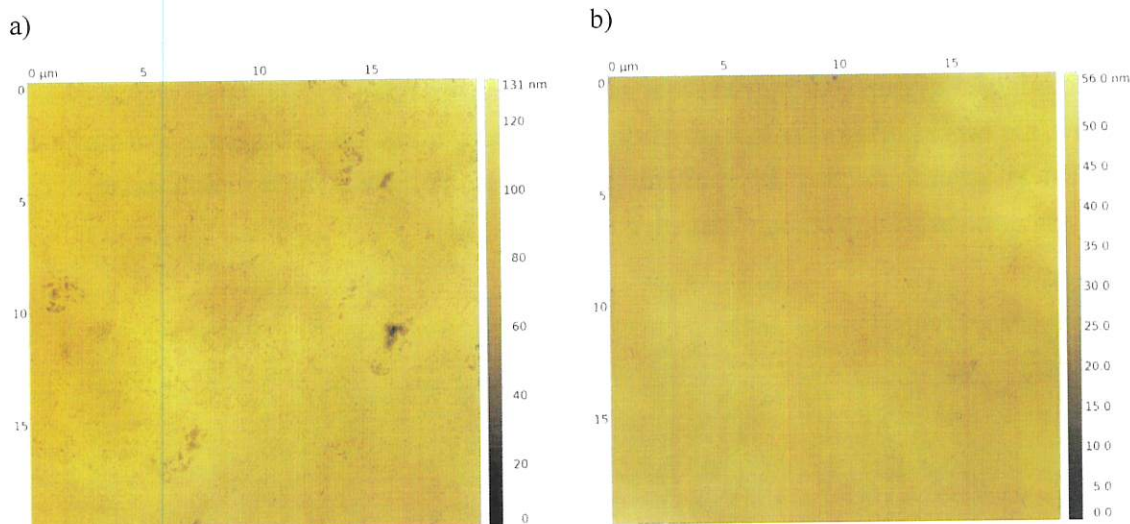
Kolejnym etapem rozwoju konstrukcji przedstawionej heterostruktury AlGaN/GaN było zastosowanie nieciągłej warstwy SiN, wytworzonej przed etapem wzrostu pierwszej warstwy bufora GaN, która, pełniąc rolę nanomaski, miała na celu powodować preferowany trójwymiarowy wzrost kolejnych warstw [19]. Badania właściwości elektrycznych i strukturalnych heterostruktur o konstrukcji przedstawionej na rysunku 12., wytworzonych z takimi samymi parametrami procesu, lecz różniących się jedynie istnieniem nanomaski SiN, potwierdziły polepszenie ich jakości po zastosowaniu tego etapu. Nastąpiło zmniejszenie

naprężeń występujących w strukturze z 448 MPa to 135 MPa oraz obniżenie gęstości koncentracji dyslokacji śrubowych z  $10,4 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$  do  $6,55 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$  [19] przy jednoczesnym zwiększeniu o trzy rzędy koncentracji elektronów w 2DEG do poziomu  $2,9 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ . Zmierzona wartość ruchliwości nośników w 2DEG wyniosła  $1940 \text{ cm}^2 \text{V}^{-1} \text{ s}^{-1}$ . Zastosowanie nieciągłej warstwy SiN spowodowało także zmianę charakteru defektów powierzchniowych występujących w tych strukturach. W wypadku struktur bez warstwy SiN, defekty te (rysunki 12b. i 12d.) mają postać niewielkich wgłębień o wymiarze 15 nm i nieregularny kształt (obrazy z Transmisyjnego Mikroskopu Tunelowego (TEM) i Skaningowego Mikroskopu Elektronowego (SEM)), które są prawdopodobnie wynikiem niecałkowitej koalescencji warstwy AlGaIn spowodowanej występowaniem naprężeń rozciągających w krystalizującej się warstwie. Natomiast defekty występujące w heterostrukturze z warstwą SiN mają postać V-kształtnych, heksagonalnych mikrootworów, pojawiających się w miejscach propagacji w heterostrukturze dyslokacji wstępujących (rysunki 12c. i 12e.).



Rys. 12. Heterostruktura AlGaIn/GaN z dwuetapową epitaxją bufora GaN oraz warstwą nanomaski SiN a) Schematyczny widok przekroju; obrazy TEM przekroju struktury i SEM powierzchni heterostruktury bez nanomaski SiN (odpowiednio b) i d)) oraz z maską SiN (odpowiednio c) i e)) [h6, h10]

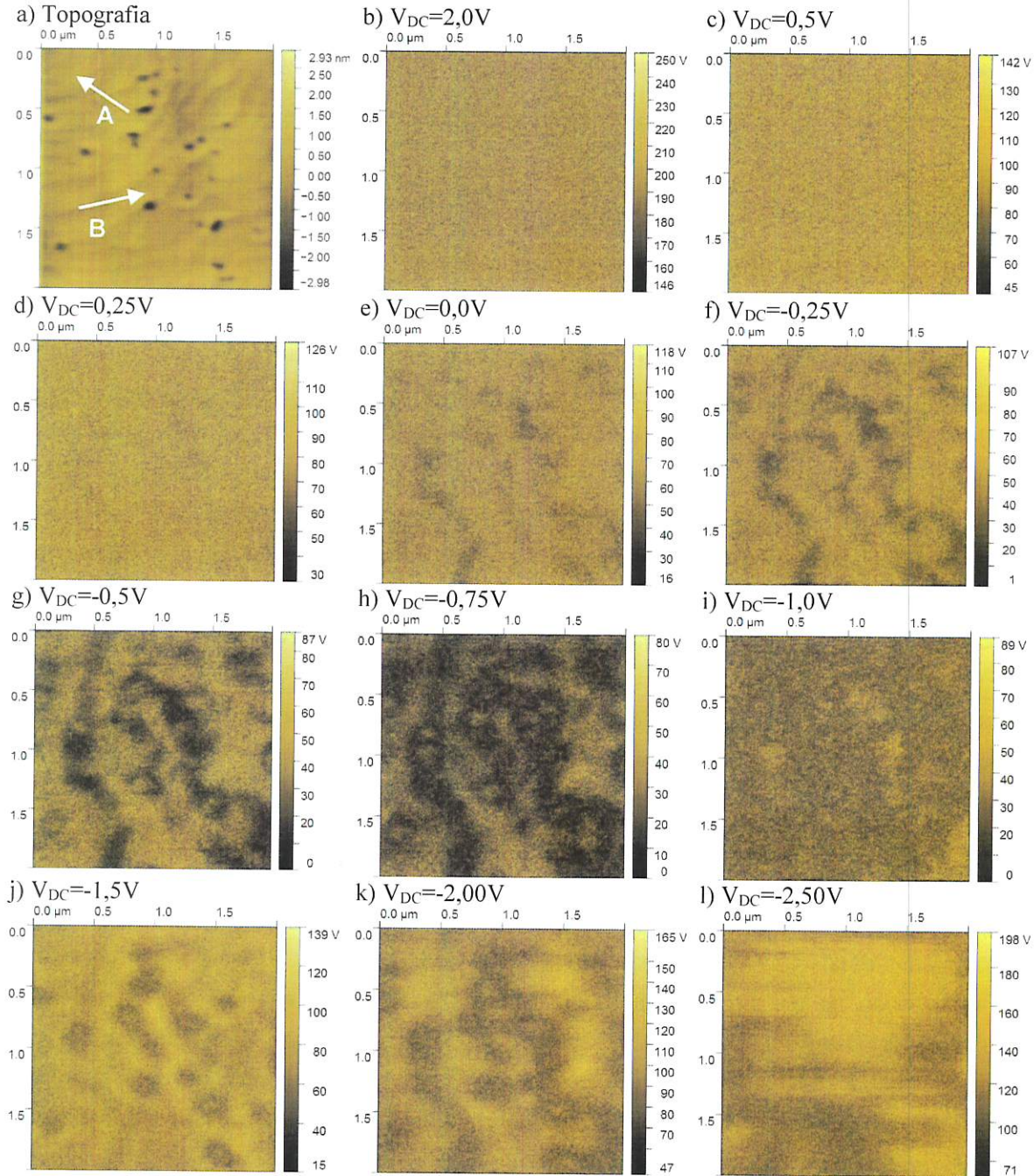
Gęstość tych defektów, wyznaczona na podstawie wysokorozdzielczych obrazów topografii (rysunek 13) i zmierzona dla obszarów o wielkości  $20 \times 20 \mu\text{m}$ , wyniosła  $1,3 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$  dla próbki z warstwą SiN  $3,7 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$  dla próbki bez tej warstwy.



Rys. 13. Obrazy topografii heterostruktury AlGaIn/GaN: a) bez nanomaski SiN, b) z nanomaską SiN [h6]

W celu zbadania możliwego wpływu dwóch typów defektów powierzchniowych, występujących w tych heterostrukturach, na lokalne właściwości elektryczne, zastosowano metodę skaningowej mikroskopii pojemnościowej wykorzystywaną w dwóch trybach [h6]. W pierwszym z nich dokonano obrazowania tego samego fragmentu powierzchni próbki w celu otrzymania map sygnału  $dC/dV$  dla różnych napięć  $V_{DC}$  przykładanych do ostrza. W drugim dokonywano pomiarów zależności sygnału  $dC/dV$  od napięcia  $V_{DC}$  w określonych, charakterystycznych miejscach próbki. Na rysunku 14a. przedstawiono obraz topografii heterostruktury AlGaIn/GaN/Si z warstwą SiN oraz odpowiadające mapy sygnału SCM dla zmieniających się napięć od 2 V do -2,5 V. Widma sygnału  $dC/dV=f(V_{DC})$  zmierzone dla dwóch miejsc na powierzchni tej próbki (oznaczonych jako A – obszar próbki bez defektów powierzchniowych, B – obszar bezpośrednio przy defekcie) przedstawiono na rysunku 16a. Na widmach zauważyć można charakterystyczne minima dla dwóch napięć progowych:  $V_{th1}$  – napięcie progowe formowania 2DEG oraz  $V_{th2}$  – napięcie progowe rozplływania się nośników z 2DEG w warstwę bariery AlGaIn w kierunku powierzchni. Występowanie tych napięć progowych jest zgodne z teoretycznymi obliczeniami widm  $dC/dV=f(V_{DC})$  dla heterostruktur AlGaIn/GaN przedstawionymi w pracy [20]. Różnica w napięciu  $V_{th2}$  w obszarze B w odniesieniu do obszaru A wynosząca -0,01 V, wskazuje na występowanie ujemnego ładunku elektrycznego w pobliżu defektu zgromadzonego na stanach pułapkowych typu akceptorowego w pobliżu pasma walencyjnego, związanych z dyslokacjami wstępującymi w heteroepitaksjalnych warstwach azotkowych [21,22]. Jednocześnie nie można zaobserwować przesunięcia napięcia progowego  $V_{th1}$ , co pozwala wnioskować, że ładunek zgromadzony na defektach nie wpływa ograniczająco na formowanie się gazu dwuwymiarowego na interfejsie AlGaIn/GaN. Wynik ten potwierdza ogólną obserwację, że stosunkowo duża gęstość dyslokacji wstępujących w warstwach azotkowych nie ma szkodliwego wpływu na transport elektronów w 2DEG [22]. Na mapach sygnału SCM

z rysunku 14. dla napięć  $V_{DC}$  w pobliżu napięcia progowego  $V_{th2}$  można zauważyć, że lokalne niejednorodności sygnału na powierzchni nie są związane tylko z miejscami występowania defektów, ale tworzą także charakterystyczne linie między nimi. Ten efekt może być związany z istnieniem granic między krystalitami występującymi w warstwie epitaksjalnej [23], na których zgromadził się ujemny ładunek elektryczny [24].

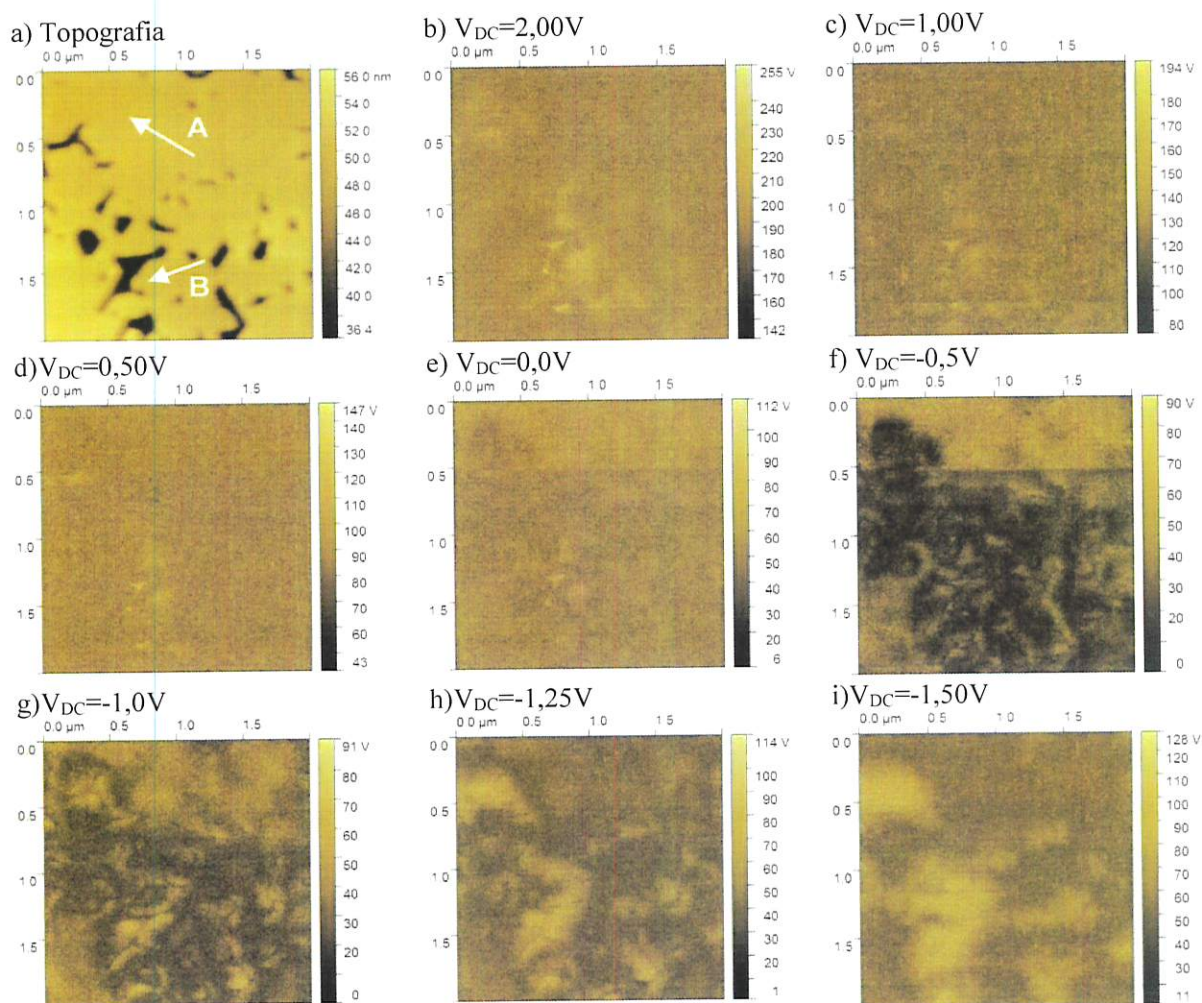


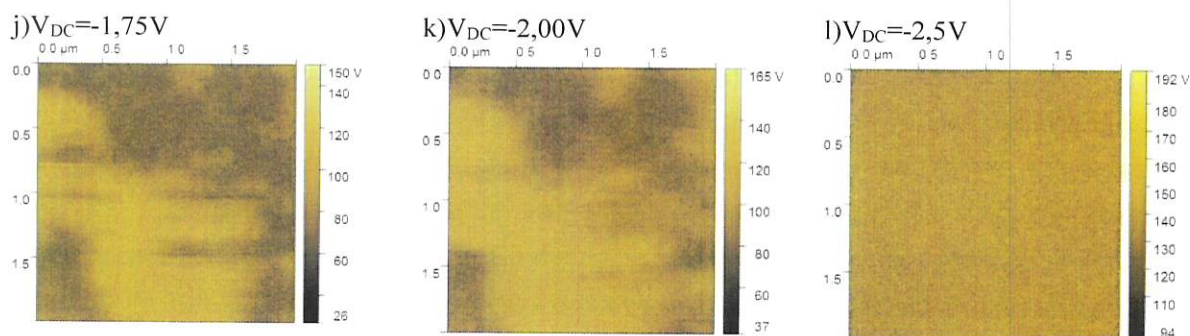
Rys. 14. Heterostruktura AlGaIn/GaN/Si z warstwą SiN: a) Topografia, b-l) mapy sygnału SCM dla różnych napięć  $V_{DC}$  [h6]



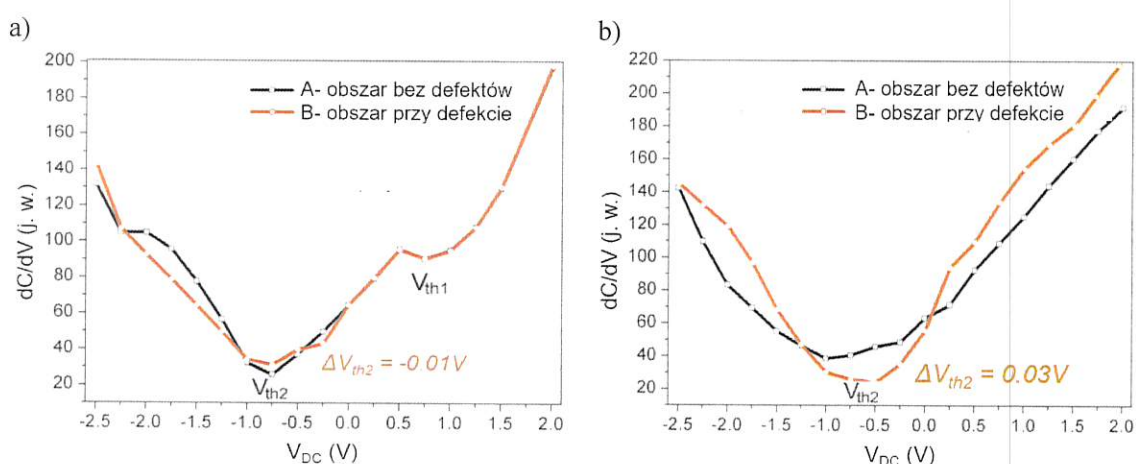
Na mapach sygnału SCM, zmierzonych dla napięcia  $V_{DC}$  bliskiego napięcia progowego  $V_{th1}$  ( $V_{DC} = 0,5 \text{ V}$ ), nie są zauważalne żadne niejednorodności sygnału, co potwierdza efekt ekranowania ładunku występującego na dyslokacjach wstępujących przez dużą koncentrację elektronów w 2DEG. W wypadku heterostruktury bez warstwy SiN, na widmach przedstawionych na rysunku 16b. widoczne jest tylko jedno minimum  $V_{th2}$ , związane z akumulacją elektronów przy powierzchni AlGaN. Brak widocznego minimum związanego z formowaniem elektronowego gazu dwuwymiarowego może być związany z jego bardzo małą koncentracją, poniżej czułości pomiarów SCM. Przesunięcie w kierunku wyższych wartości napięcia progowego  $V_{th1}$  o  $0,03 \text{ V}$  w pobliżu defektów powierzchni, może być spowodowane występowaniem lokalnego ładunku w miejscach zmian grubości i/lub składu bariery AlGaN [25].

Na mapach sygnału SCM tej heterostruktury (rysunek 15.) występowanie lokalnych niejednorodności sygnału SCM jest widoczne dla wszystkich napięć  $V_{DC}$ , co wskazuje w tym wypadku na dominujący wpływ defektów na powierzchniowe właściwości elektryczne.





Rys. 15. Heterostruktura AlGaIn/GaN/Si bez warstwy SiN: a) Topografia, b-l) mapy sygnału SCM dla różnych napięć  $V_{DC}$  [h6]



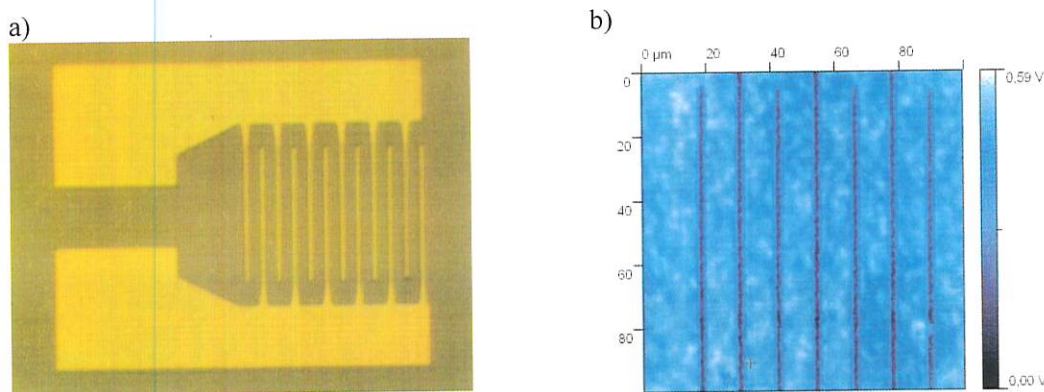
Rys. 16. Widma  $dC/dV=f(V_{DC})$  heterostruktury AlGaIn/GaN/Si: a) Z warstwą SiN; b) bez warstwy SiN [h6]

#### 4.3.5 Wykorzystanie skaningowej mikroskopii potencjału powierzchniowego do charakteryzacji struktur czujnikowych

W części 4.3.2 zostało pokazane, że skaningowa mikroskopia potencjału powierzchniowego nie znalazła zastosowania w obrazowaniu rozkładów koncentracji domieszkowania. Na podstawie wyników badań, omówionych w pracy [h7], metodę tę można jednak skuteczniej zastosować do badania lokalnych właściwości spolaryzowanych przyrządów półprzewodnikowych w warunkach pracy. Planarne, palczaste struktury fotorezystorów, przedstawione na rysunku 17a., zostały obrazowane metodą SSPM oraz techniką pomiarów prądów indukowanych wiązką optyczną - OBIC (ang. *Optical Beam Induced Current*). W pomiarach OBIC powierzchnia struktury była skanowana, z krokiem  $0,25 \mu\text{m}$ , skupioną wiązką lasera półprzewodnikowego o długości emitowanej fali wynoszącej  $266 \text{ nm}$ , i dla każdego położenia wartość generowanego fotoprądu w spolaryzowanej strukturze była mierzona i zapisywana.

Badania przeprowadzono na dwóch strukturach detektorów, z których jeden został wytworzony na domieszkowanej krzemem epitaksjalnej warstwie GaN o koncentracji elektronów wynoszącej  $n = 1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ , natomiast drugi na niedomieszkowanej warstwie GaN ( $n = 2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ ). W obu wypadkach kontakty omowe wykonano wykorzystując ten sam układ metalizacji wielowarstwowej: Ti/Al/Ni/Au/Ti/Au (5nm/100nm/40nm/100nm/15nm/300nm).

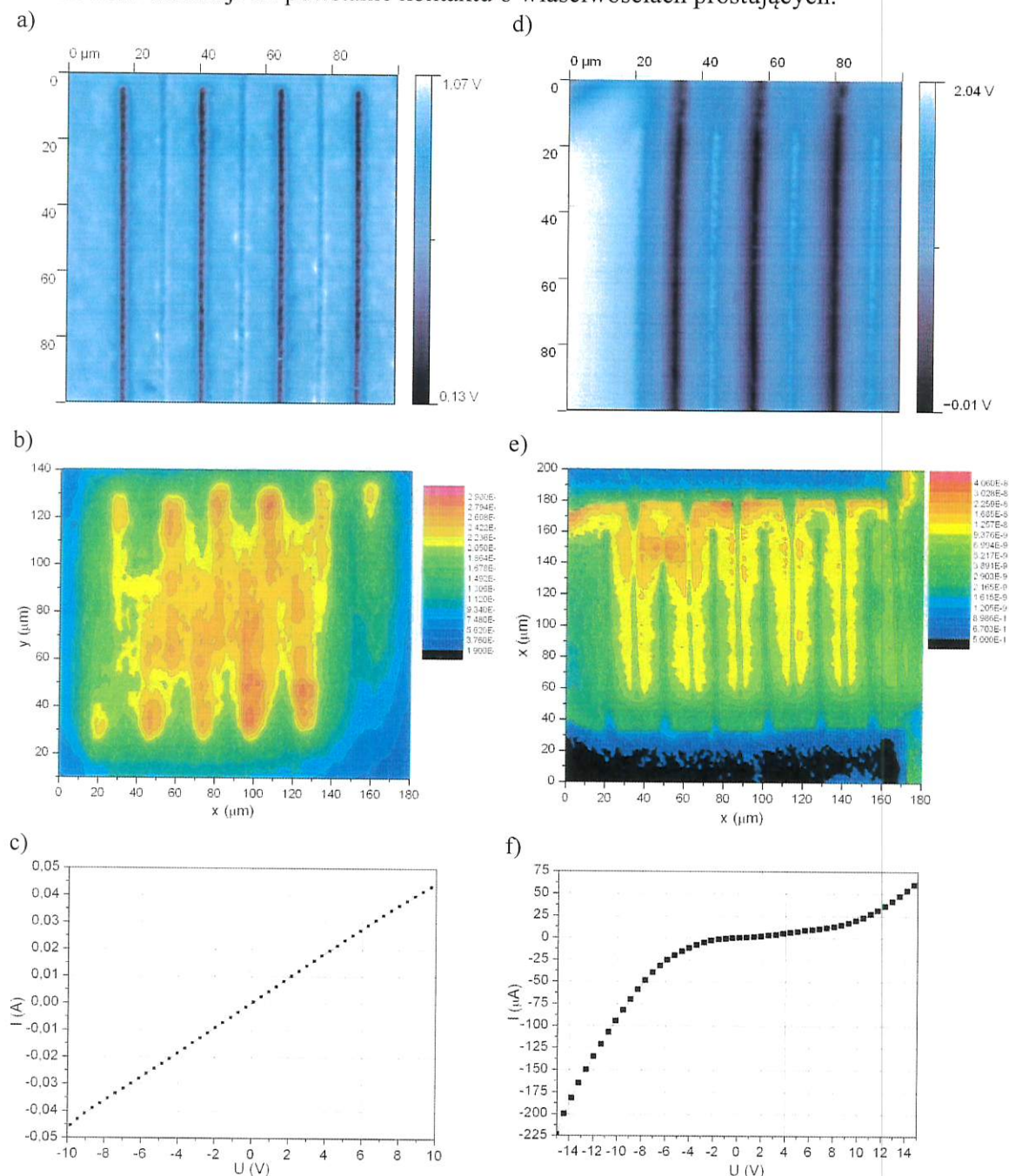
Na mapach potencjału powierzchniowego niespolaryzowanych struktur (rysunek 17b.), można zauważyć występowanie niejednorodności sygnału w miejscach lokalnego występowania ładunków elektrycznych, najprawdopodobniej związanych z istnieniem dyslokacji wstępujących [26].



Rys. 17. Palczastej struktura fotorezystora wykonana w laboratorium obecnej KMiN PWr: a) Zdjęcie z mikroskopu optycznego, b) mapa potencjału powierzchniowego niepolaryzowanej struktury [h7]

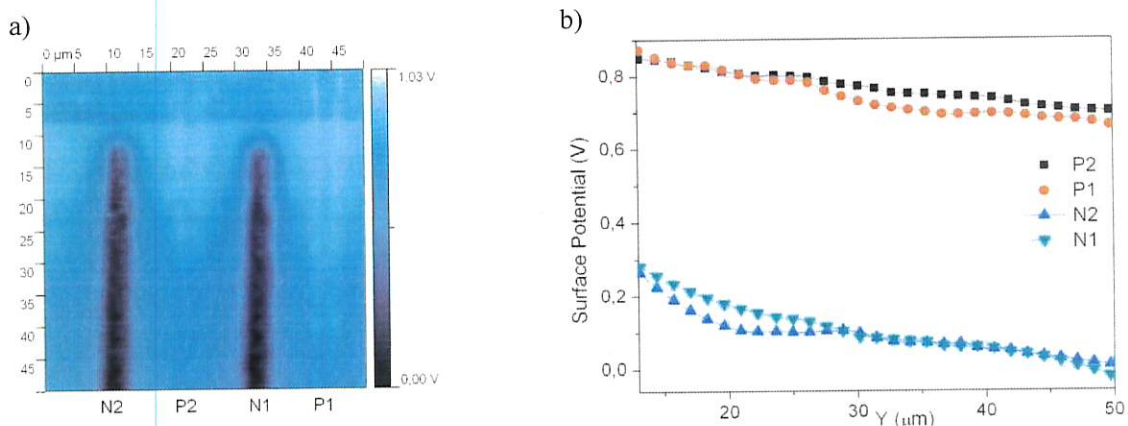
Mapy potencjału powierzchniowego oraz sygnału OBIC struktur detektorów spolaryzowanych stałym napięciem 1 V, wykonanych na podłożach domieszkowanych krzemem, przedstawione są odpowiednio na rysunkach: 18a. i 18b. Zaobserwowano, że wielkość generowanego fotoprądu zmienia się wzdłuż każdej elektrody palczastej: jest ona największa przy metalizacji zbierającej i maleje w kierunku jej końca. Zjawisko to może być wyjaśnione spadkiem napięcia wzdłuż elektrod, które zostało wykazane na mapach i profilach potencjału wzdłuż naprzemiennie spolaryzowanych elektrod N1 i N2 oraz P1 i P2 (rys. 19.). Wskazuje to na zbyt dużą rezystywność metalizacji, skutkującą zmniejszeniem czułości fotodetektora. Zupełnie inaczej wyglądają mapy fotoprądu i potencjału struktur fotorezystorów wykonanych w niedomieszkowanych warstwach GaN. Na mapach OBIC widać, że fotoprąd jest generowany tylko w pobliżu elektrod palczastych spolaryzowanych ujemnie, zwiększa się on w kierunku elektrody zbierającej, jednocześnie pojawiają się jego lokalnie niejednorodności. Na mapach potencjału powierzchniowego struktur spolaryzowanych napięciem 2 V widać, że w tym wypadku potencjał między naprzemiennie spolaryzowanymi palcami elektrod nie zmienia się równomiernie - potencjał elektrody ujemnie spolaryzowanej wnika w prawie cały obszar półprzewodnika między elektrodami. Takie odmienne działanie struktury może

zostać wytłumaczone przebiegiem ciemnych charakterystyk prądowo-napięciowych. Charakterystyka I-U detektora, wykonanego na domieszkowanej warstwie GaN (rysunek 18c.), jest liniowa (co jest charakterystyczne w wypadku fotorezystora), w przeciwieństwie do charakterystyki detektora wykonanego na warstwie niedomieszkowanej, gdzie duża jej nieliniowość wskazuje na powstanie kontaktu o właściwościach prostujących.



Rys 18. Fotorezystor wykonany na warstwie GaN domieszkowanej Si: a) Mapa rozkładu potencjału powierzchniowego, b) mapa fotoprądu c) charakterystyka prądowo-napięciowa. Fotorezystor wykonany na niedomieszkowanej warstwie GaN: d) Mapa rozkładu potencjału powierzchniowego, e) mapa fotoprądu, f) charakterystyka prądowo-napięciowa [h7]

W takim wypadku strukturę tę można traktować jako detektor z kontaktami Schottky'ego (wprawdzie o bardzo złych parametrach), którego odmienny sposób działania można wyjaśnić na podstawie analizy map potencjału powierzchniowego i OBIC. Sygnał fotoprądu, pojawiający się tylko przy elektrodach ujemnych, jest związany z występującym tam polem elektrycznym w warstwie zubożonej (obserwowanym też na mapach potencjału) separującym wygenerowane optycznie elektrony i dziury. Obszary niejednorodności fotoprądu mogą być wytłumaczone lokalną modulacją wysokości bariery potencjału złącza spolaryzowanego napięciem ujemnym przez nierównomiernie rozłożony ładunek elektryczny związany z występowaniem defektów w warstwie [27].



Rys.19. Fotorezystor wykonany na warstwie GaN domieszkowanej Si: a) Mapa rozkładu potencjału struktury spolaryzowanej napięciem 1 V; b) profile rozkładu potencjału powierzchniowego wzdłuż elektrod oznaczonych odpowiednio jako N1, N2 oraz P1 i P2 [h7]

Możliwość obrazowania potencjału powierzchniowego techniką SPM zastosowano również do badań właściwości cienkich warstw metali katalitycznych stosowanych w konstrukcji półprzewodnikowych czujników wodoru. W tego typu czujnikach najczęściej wykorzystywanym mechanizmem detekcji jest zmiana wysokości bariery potencjału kontaktu Schottky'ego ( $\Phi_B$ ), na skutek zmiany pracy wyjścia metalu tworzącego kontakt, pod wpływem oddziaływania z wodorem ( $\Delta\Phi_m$ ) [28]. W idealnym wypadku (bez uwzględnienia wpływu stanów powierzchniowych) wysokość bariery Schottky'ego dla półprzewodnika typu n wynosi [29]:

$$\Phi_B = \Phi_m + \Delta\Phi_m - \chi_S$$

gdzie:  $\chi_S$  – to powinowactwo elektronowe półprzewodnika.

Zmiana wysokości bariery Schottky'ego złącza metal-półprzewodnik, stanowiącego elektrodę diody lub bramkę tranzystora polowego, powoduje zmianę wielkość prądu diody lub prądu drenu tranzystora.

Wykorzystując zależność potencjału powierzchniowego od pracy wyjścia materiału, wykorzystano metodę SSPM do zbadania efektów absorpcji, dysocjacji i dyfuzji wodoru w warstwach metali kalorycznych w celu doboru odpowiedniego materiału i optymalnej grubości elektrody katalitycznej półprzewodnikowego czujnika wodoru [h8].

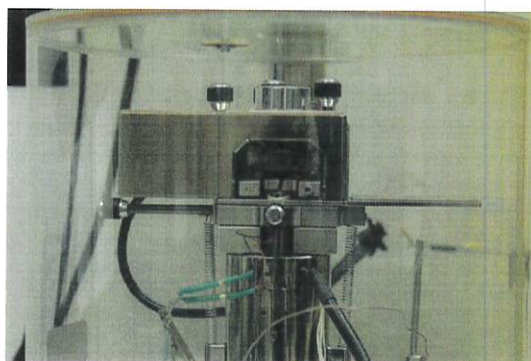
Pomiary wykonywano za pomocą komory atmosferycznej, będącej na wyposażeniu mikroskopu (rysunek 20a.). Na zdjęciu komory próbki na rysunku 20b. widoczne są przewody zasilające stolik grzejny oraz przewody termopary do pomiaru temperatury czujnika. Oporowy grzejnik, dostosowany do komory mikroskopu, został specjalnie zaprojektowany i wykonany w celu przeprowadzenia tych badań i umożliwił grzanie próbki w trakcie obrazowania do temperatury 120 °C. Rysunek 20c. przedstawia schematyczny widok próbki testowej, składającej się z referencyjnej warstwy złota na podłożu (Si, GaAs lub SiO<sub>2</sub>), warstwy metalu katalitycznego na warstwie Au oraz warstwy metalu katalitycznego na podłożu. Układ gazowy umożliwił kontrolę koncentracji wodoru w atmosferze azotu w zakresie od 1 ppm do 1%.

W trakcie badań przeprowadzono pomiary szybkości i wielkości zmian potencjału powierzchniowego warstw metali katalitycznych (platyna, pallad, nikiel) o różnych grubościach (10 nm, 30 nm i 50 nm) i w różnych temperaturach.

a)



b)

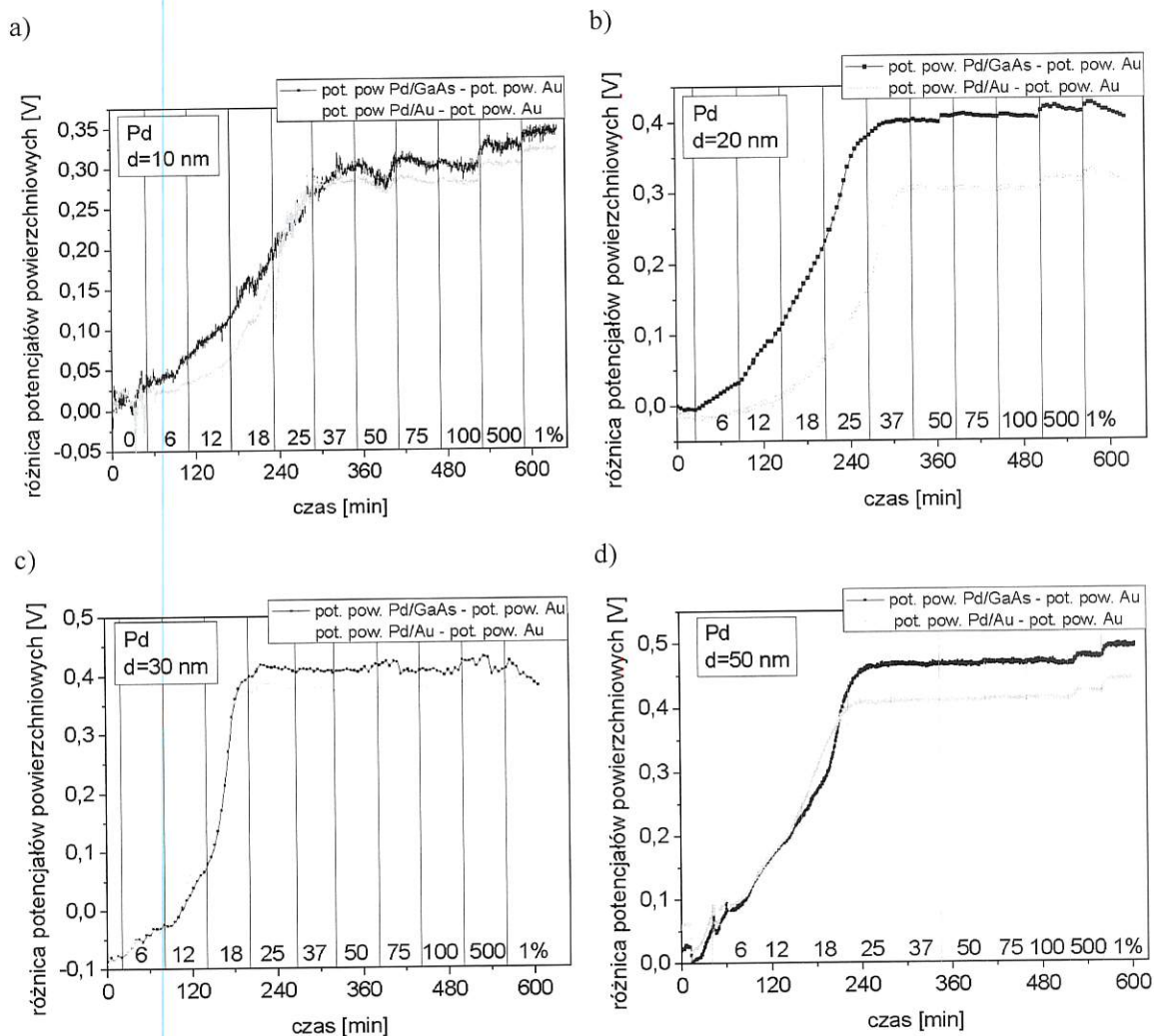


c)



Rys. 20. Układ mikroskopu do pomiarów za pomocą skaningowej mikroskopii potencjału powierzchniowego cienkich warstw metali katalitycznych: a) Komora atmosferyczna, b) komora próbki, c) schematyczny widok struktury testowej [h8]

Przykładowe czasowe zależności wartości potencjału powierzchniowego od koncentracji wodoru w azocie dla warstw Pd o różnej grubości, wyznaczone na podstawie uśrednionych wartości z map potencjału powierzchniowego, są przedstawione na rysunku 21.

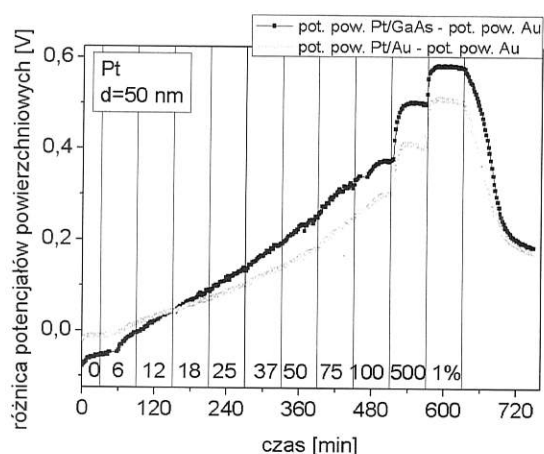


Rys. 21 Zależności czasowe zmian potencjału powierzchniowego między warstwą złota a warstwami palladu o grubościach: a) 10 nm, b) 20 nm, c) 30 nm oraz d) 50 nm, na podłożu GaAs i warstwie złota dla różnych stężeń wodoru w temperaturze 60°C [h8]

Interakcja wodoru z powierzchnią metalu katalitycznego spowodowała wzrost potencjału powierzchniowego, co wskazuje na obecność dodatnio spolaryzowanego wodoru [28]. W każdym wypadku potencjał powierzchniowy palladu osadzonego na powierzchni złota był wyraźnie mniejszy od potencjału palladu na półprzewodniku. Efekt ten może być wyjaśniony różnymi właściwościami strukturalnymi warstw metali osadzonych na różnych podłożach. Czasy odpowiedzi warstw katalitycznych na zmiany koncentracji wodoru były stosunkowo wolne i uzyskane zależności miały zakres liniowego/eksponencjalnego wzrostu potencjału powierzchniowego od koncentracji wodoru, po którym występował zakres

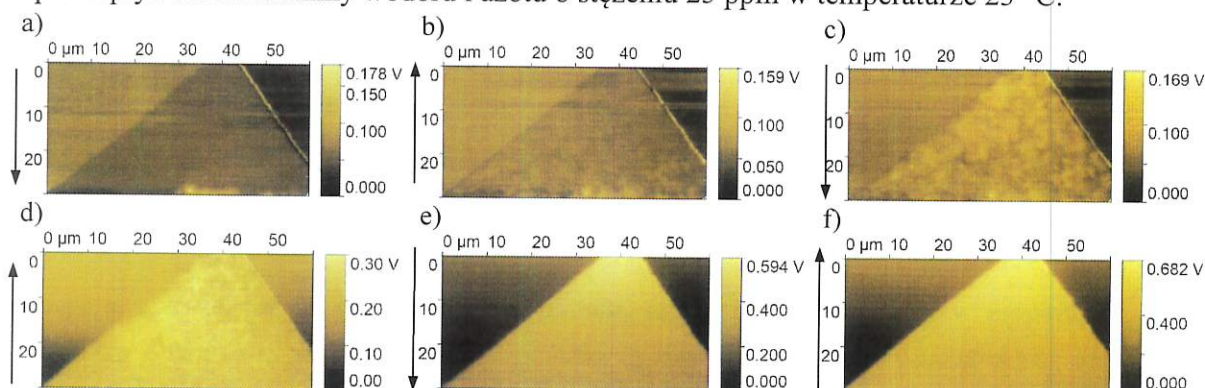
nasycenia. Wartość koncentracji wodoru, przy której następowało nasycenie, zależała od grubości warstwy, co wskazuje na możliwą zależność dostępnych centrów adsorpcyjnych na powierzchni od mikrostruktury warstw, ponieważ wielkość ziaren warstwy metalizacji jest zależna od jej grubości. W trakcie równocześnie prowadzonych pomiarów topografii powierzchni, nie zaobserwowano jej zmian przed i po oddziaływaniu na nią atmosfery wodoru.

Badania przeprowadzone dla warstw platyny, nie wykazały zmian charakterystyk czasowych w zależności od stosowanej różnej grubości warstwy, i dla wszystkich przypadków uzyskane wykresy były podobne do wykresu przedstawionego na rysunku 22. Brak widocznej odpowiedzi dla kolejnych zmian koncentracji wodoru, liniowy charakter charakterystyki oraz brak nasycenia w mierzonym zakresie świadczą o zupełnie innych wartościach szybkości dyfuzji oraz wydajności dysocjacji w warstwach platyny niż w warstwach palladu.



Rys. 22. Zależności czasowe zmian potencjału powierzchniowego między warstwą złota a warstwą platyny o grubości 50 nm dla różnych stężeń wodoru w temperaturze 60°C [h8]

Na rysunku 23. przedstawione są mapy czasowych zmian potencjału powierzchniowego pod wpływem mieszaniny wodoru i azotu o stężeniu 25 ppm w temperaturze 23 °C.



Rys. 23 Mapy potencjału powierzchniowego próbek z warstwą metalu katalitycznego Pd o grubości 10 nm: a) skan w atmosferze azotu, b)-f) kolejne skany w 25 ppm wodoru w azocie (czas trwania skanu - 42 minuty)

Na mapach przedstawiono trzy obszary: (od lewej) warstwę Au, warstwę Pd naniesioną na Au oraz warstwę Pd naniesioną na podłoże. Uzyskane wyniki wykazywały niejednorodność powierzchniową zachodzących zmian. Obszary, w których lokalna wartość potencjału jest



zwiększona, mogą być obszarami o większym procentowym pokryciu powierzchni metalu. Zjawisko to można powiązać z występowaniem miejsc uprzywilejowanych energetycznie, w których chemisorpcja zachodzi sprawniej. Stopień występowania przestrzennych niejednorodności w zmianach potencjału powierzchniowego pod wpływem wodoru był różny w zależności od materiału katalitycznego oraz od grubości warstw.

#### **4.3.6 Opracowanie zaawansowanych metod analizy właściwości struktur półprzewodnikowych**

##### *Analiza powierzchni z wykorzystaniem metody powierzchniowej zmiany chropowatości*

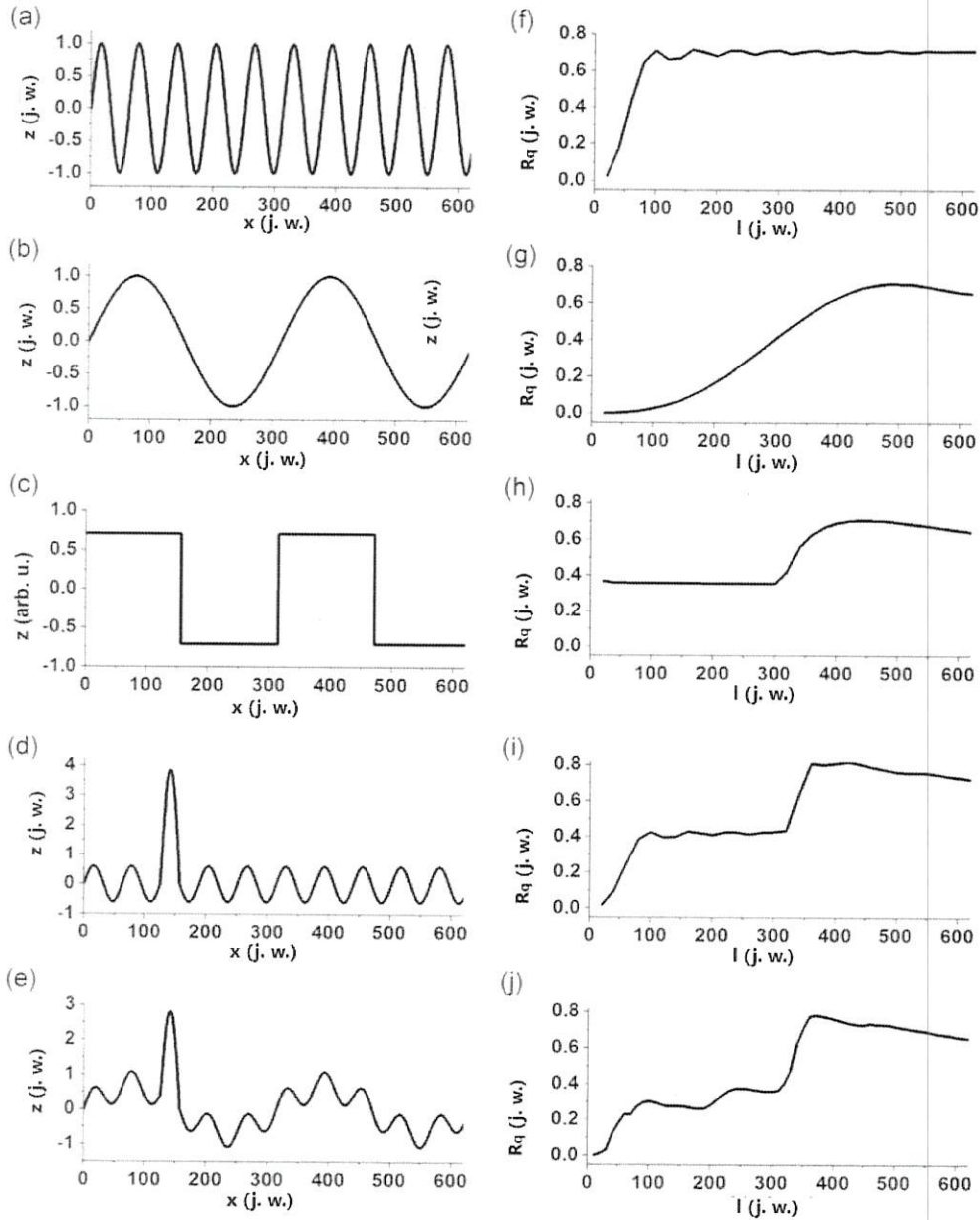
Chropowatość powierzchni ciała stałego ma wpływ na wiele zjawisk fizycznych, takich jak: adhezja, smarowanie, zwilżanie, przewodność elektryczna i termiczna oraz rozpraszanie fal elektromagnetycznych [30]. W obszarze elektroniki i optoelektroniki wpływ chropowatości powierzchni oraz jakości międzypowierzchni na działanie przyrządów jest obserwowany jako: zaburzenie charakterystyk stałoprądowych, zmiennoprądowych oraz szumowych tranzystorów MOSFET [31,32], straty w falowodach Si/SiO<sub>2</sub>[33], zwiększenie rozpraszania elektronów w studniach kwantowych heterostruktur GaAs/AlAs i AlGaIn/GaN [34,35], zmniejszenie współczynnika odbicia zwierciadeł optycznych i Bragga [36, 37], spadek wysokości bariery potencjału złącza Schottky'ego [38] oraz jako zmiany współczynnika odbicia w krzemowych ogniwach fotowoltaicznych [39]. Z przyszłym rozwojem elektroniki półprzewodnikowej i zmniejszaniem wymiarów charakterystycznych elementów czynnych, który prowadzi do zwiększania stosunku powierzchni do objętości struktury, znaczenie kontroli i określania topografii będzie stale się zwiększało. Także badania nad wytwarzaniem i zastosowaniem nowych materiałów w budowie funkcjonalnych układów muszą dotyczyć dokładnej oceny ich powierzchni w związku z wymaganiami niektórych procesów technologicznych względem odpowiedniej gładkości struktur.

Do chwili obecnej zostało zdefiniowanych około 60. parametrów służących do ilościowego opisu topografii powierzchni [40]. Również bardziej zaawansowane metody mogą zostać zastosowane do analizy właściwości powierzchni: transformaty Fouriera oraz falkowa [41,42], czy też teoria fraktalna [43].

Mimo tak szerokiego spektrum możliwości opisu powierzchni, w zdecydowanej większości prac naukowych i technicznych wykorzystuje się jedynie parametr chropowatości średniokwadratowej  $R_q$  [44, 48]. Wynika to z prostoty jego wyliczenia i ogólnego zrozumienia jako wartości statystycznej, pokazującej rozbieżność wysokości profilu powierzchni od jego wartości średniej. Z drugiej strony jest to równocześnie główną wadą tego parametru, gdyż do obliczeń wykorzystuje się tylko wartości wysokości próbki i informacja o wszystkich własnościach topografii powierzchni jest redukowana do jednej liczby. Prowadzić to może do nieścisłości i błędnych wniosków, jeśli używa się chropowatości średniokwadratowej do porównywania powierzchni o różnej topografii. Jest to w sposób uproszczony prezentowane

na rysunkach 24.a) – e), gdzie schematycznie są pokazane przykłady różnych profili powierzchni. Mimo że przebieg profili w każdym z nich jest całkowicie odmienny, wartość parametru  $R_q$  jest taka sama (0,707 w jednostkach względnych).

W celu wyeliminowania tych ograniczeń, opracowałem tak zwaną metodę powierzchniowej zależności chropowatości, polegającą na wyznaczeniu zależności chropowatości średniokwadratowej od wielkości obszaru, dla którego ten parametr został wyliczony, dzięki czemu uzyskuje się uzupełniony zestaw informacji o powierzchni, uwzględniający dane o cechach odległościowych powierzchni [h9].



Rys. 24 Przykładowe profile powierzchni posiadające tą samą wartość chropowatości średniokwadratowej a) – e) oraz odpowiadające im wykresy  $R_q$  w zależności od szerokości linii próbkowania f) – j) [h9]

Topografia powierzchni dowolnej próbki składa się z losowo i/lub regularnie rozmieszczonych trójwymiarowych niejednorodności o różnych wymiarach w osiach poziomych i pionowych. Te nieregularności opisuje się parametrami falistości i chropowatości próbki, które definiuje się w odniesieniu do wielkości obszaru obserwacji [44]. Składowe powierzchni, których wymiary przestrzenne są mniejsze od pola obserwacji, definiują chropowatość powierzchni, a te, których wymiary są większe od pola obserwacji, tworzą falistość powierzchni.

W pomiarach chropowatości metodami mikroskopii AFM (ang. *Atomic Force Microscopy*) – tak samo zresztą, jak w każdej innej technice – wybór wielkości pola skanowania powierzchni decyduje, które elementy jej struktury zostaną zdefiniowane jako chropowatość, a które jako falistość, co skutkuje różnymi wyznaczonymi parametrami  $R_q$  dla tej samej próbki [45, 46]. Możliwe jest uwzględnienie tego efektu przez przedstawienie chropowatości powierzchni dla kilku różnych wielkości powierzchni. Najczęściej wielkość powierzchni obserwacji próbki jest wybierana subiektywnie jako ta, która dobrze reprezentuje jej charakterystyczne właściwości lub jej skala jest odnoszona do wielkości obszaru, w którym właściwości powierzchni mogą oddziaływać (np. wymiarów kanału tranzystora polowego w wypadku badań możliwego wpływu powierzchni na przewodnictwo elektryczne [h4]).

Jednakże w idei przedstawianej tu metody wyznaczania powierzchniowej zależności chropowatości, obserwacja zmian parametru  $R_q$  dla stopniowo zwiększającej się wielkości powierzchni jest traktowana jako użyteczne „narzędzie” do dodatkowej analizy właściwości topografii, co pokazane jest na rysunku 24. Na kolejnych wykresach 24 f)-l), przedstawione są zależności chropowatości średniokwadratowej dla różnych długości linii próbkowania  $L_s$  (środek linii  $L_s$  ustalony jest w centralnym punkcie wykresu) dla profili na wykresach 24 a-e. W ten sposób, obserwując kierunek i wielkość nachylenia krzywej oraz występowanie złamań i obszarów nasycenia na wykresie zależności  $R_q$  od  $L_s$ , możliwa jest dokładna analiza, uwzględniająca powierzchniowy układ składowych elementów powierzchni.

Obrazowanie AFM oraz metoda powierzchniowej zależności chropowatości zostały wykorzystane do oceny wpływu parametrów procesu epitaksji oraz schematu wzrostu warstw azotkowych na właściwości powierzchni warstw. Informacje o procesie wzrostu oraz właściwościach elektrycznych i optycznych struktur, omawianych w dalszej części autoreferatu, szczegółowo przedstawiono w pracy [47, 48]. W dalszej części pracy zostanie pokazane, jak charakterystyczne cechy powierzchni warstw azotkowych są uwidaczniane na wykresach zależności chropowatości od wielkości pola skanowania.

Wszystkie prezentowane wyniki zostały uzyskane w trakcie obrazowania w trybie kontaktu przerywanego standardowymi ostrzami krzemowym o nominalnym promieniu końcówki ostrza wynoszącym  $\sim 10$  nm. W badaniach przedstawioną metodą, ważne jest rozważenie wszelkich zagadnień związanych z niepewnością pomiarów [49], odpowiednim ustaleniem parametrów pomiarów [50, 51] oraz wybraniem właściwej rozdzielczości pomiaru

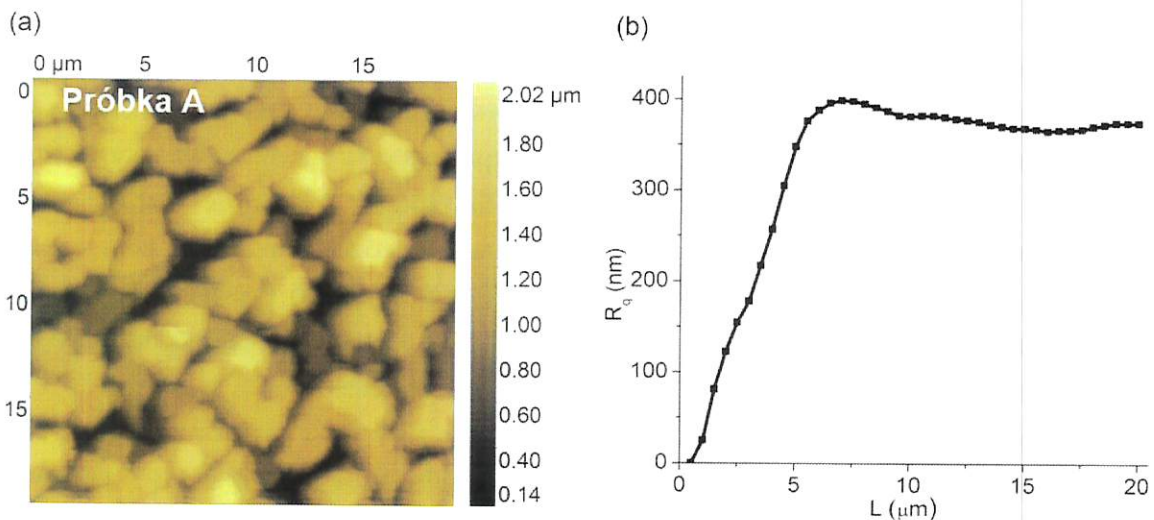
[52-54]. Bazując na tej wiedzy oraz wcześniejszych doświadczeniach w obrazowaniu warstw azotkowych, do analizy został wybrany obszar o wymiarach  $20 \times 20 \mu\text{m}^2$  skanowany z rozdzielczością  $1536 \times 1536$ . Przedstawiona analiza obrazów składa się z następujących etapów: a) uzyskanie mapy powierzchni, b) ewentualna korekcja cyfrowa obrazu, c) wycinanie z każdego boku mapy linii szerokości jednego piksela, d) niwelowanie pochyłości powierzchni poprzez odejmowanie uśrednionej płaszczyzny dla każdego obrazu, e) obliczanie chropowatości średniokwadratowej według wzoru:

$$R_q(m, n) = \sqrt{\frac{1}{mn} \sum_{x=1}^m \sum_{y=1}^n (z(x, y) - \bar{z}(m, n))^2},$$

gdzie:  $\bar{z}$  jest średnią arytmetyczną wysokości powierzchni na obrazie o wymiarach  $m \times n$ .

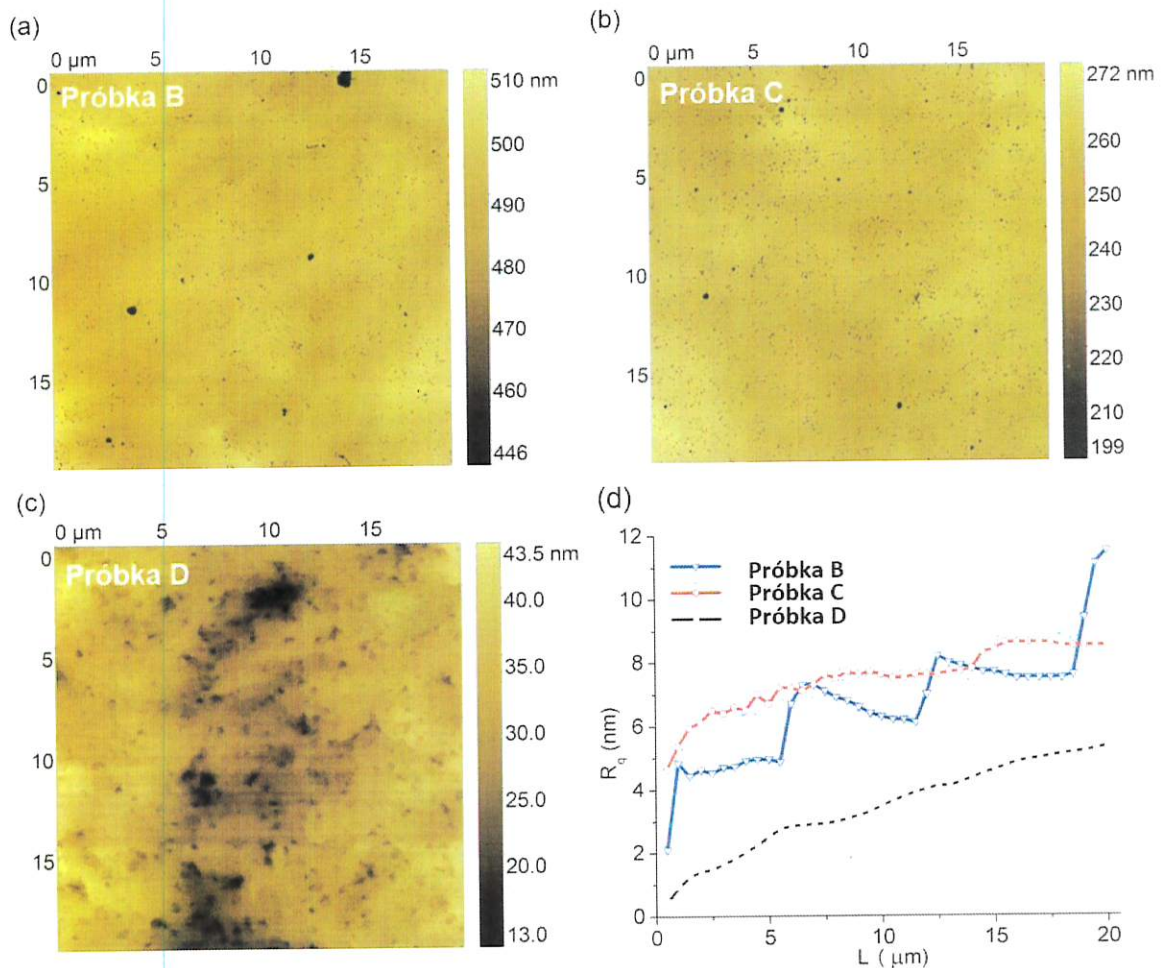
Etapy od c do e powtarzano od największego, oryginalnego rozmiaru obrazu powierzchni, zmniejszając je w każdym kroku. Analiza została przeprowadzona z wykorzystywaniem stworzonego dedykowanego skryptu MATLAB oraz oprogramowania Gwyddion.

Rysunek 25a. przedstawia nieciągłą epitaksjalną warstwę azotku galu na podłożu szafirowym, składającą się ze zrosniętych w niewielkim stopniu mikrometrowych krystalitów. Odpowiadający wykres zależności  $R_q$  od długości boku ( $L$ ) kwadratowego pola skanowania jest przedstawiony na rysunku 25b. Wyraźnie widać, że chropowatość początkowo rośnie liniowo ze wzrostem  $L$ , po czym, dla wartości tego parametru wynoszącej  $7 \mu\text{m}$ , nieznacznie spada i utrzymuje się na jednym poziomie. Pozwala to stwierdzić, że najmniejszy obszar skanowania, pozwalający na uwzględnienie wszystkich charakterystycznych elementów powierzchni warstwy decydujących o jej właściwościach (w tym wypadku grup krystalitów), wynosi  $7 \times 7 \mu\text{m}^2$ .



Rys. 25. Warstwa epitaksjalna GaN na podłożu szafirowym: a) Mapa topografii, b) wartość parametru  $R_q$  w funkcji długości boku kwadratowego obszaru służącego do wyliczenia chropowatości [h9]

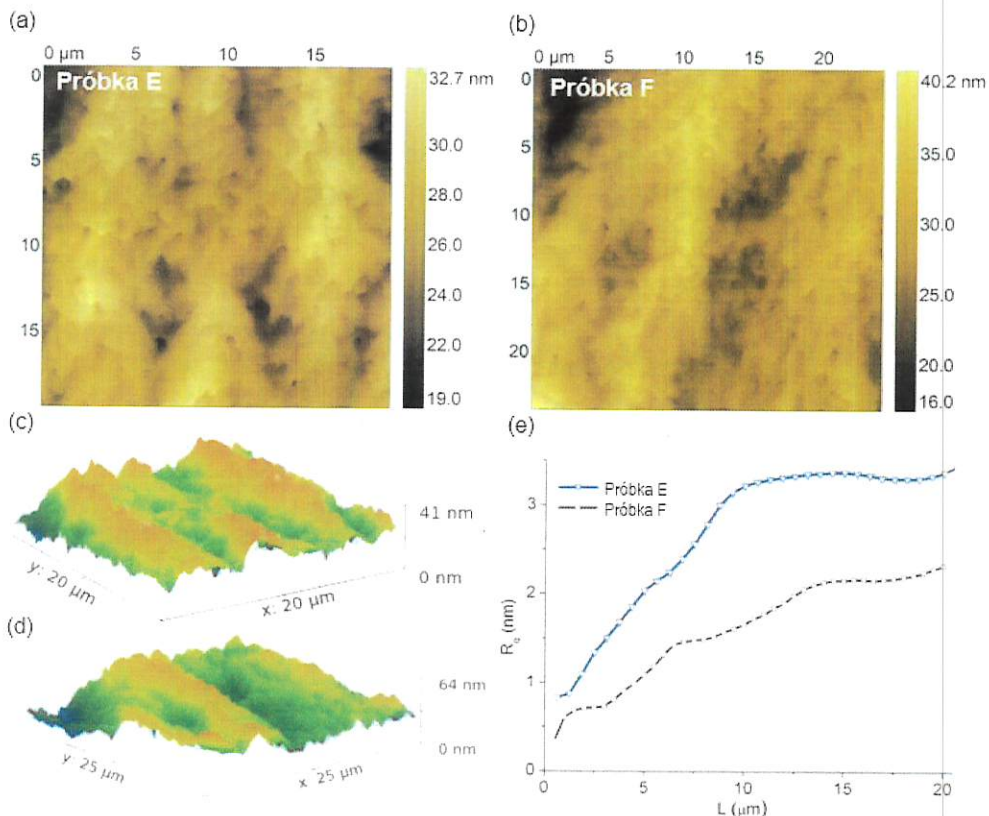
Rysunek 26a-c. przedstawia obrazy serii trzech heterostruktur AlGaIn/GaN/Si wykonanych z wykorzystaniem tego samego schematu prowadzenia procesu technologicznego epitaksji, lecz dla różnych jego parametrów. Jakość powierzchni jest znacznie lepsza od powierzchni próbki z rysunku 25.; wszystkie warstwy są ciągłe i można zauważyć tylko niewielkie otwory w miejscach niedokończonej koalescencji warstw. Wykresy zależności chropowatości od wielkości pola skanowania są przedstawione na rysunku 26d., na których widać znaczną różnicę w ich kształcie mimo pozornego podobieństwa obrazów struktur powierzchni tych próbek. W wypadku próbki B, zmienność chropowatość jest głównie zależna od występowania kilku głębokich defektów, które są uwidocznione na wykresie jako gwałtowny wzrost wartości  $R_q$  dla  $L$  wynoszącej odpowiednio 6, 12 i 18 mikrometrów. Wpływ pozostałych mniejszych wgłębień, które są rozmieszczone w miarę równomiernie na powierzchni, nie jest tak mocno widoczny na tym wykresie.



Rys. 26. Heterostruktury AlGaIn/GaN na podłożu krzemowym: a-c) mapy topografii; d) wartości parametru  $R_q$  w funkcji długości boku kwadratowego obszaru służącego do wyliczania chropowatości [h9]

Widoczne, w wypadku próbki C, ujednolicenie wielkości i głębokości defektów prowadzi do lekkiego wygładzenia zależności wielkości chropowatości od wielkości powierzchni. Jednak nadal pojawiają się niejednorodności w wielkości chropowatości spowodowane „dyskretnym” charakterem zmian chropowatości wprowadzane przez gwałtowne zmiany topografii, jakimi są głębokie defekty. Dodatkowo na kształt tej charakterystyki wpływają widoczne na topografii heterostruktury pofałdowania powierzchni. Można też zauważyć, że porównywanie próbek B i C tylko na podstawie wartości chropowatości wyznaczonej dla jednej wielkości obrazu topografii może prowadzić do błędnych wniosków. Na przykład, dla obszaru  $11,5 \times 11,5 \mu\text{m}^2$  chropowatość próbki B jest mniejsza niż próbki C, natomiast dla obszaru  $12,5 \times 12,5 \mu\text{m}^2$  wynik jest odwrotny. Zależność chropowatości od pola próbkowania w wypadku próbki D, jest zupełnie inna od dwóch pozostałych, bez widocznych gwałtownych zmian w przebiegu krzywej. Wynika to z kształtu wgłębień na powierzchni, które są raczej szerokie i płytkie, a z tego płynie wniosek, że na rozwój chropowatości większy wpływ mają pofałdowania wynikające z tarasowej struktury powierzchni próbki.

Rysunek 27. przedstawia mapy topografii, trójwymiarowe obrazy powierzchni oraz wykresy powierzchniowej zależności chropowatości dwóch heterostruktur AlGaIn/GaN osadzonych na podłożu szafirowym oznaczonych jako E i F.



Rys. 27. Heterostruktury AlGaIn/GaN na podłożu szafirowym: a-b) Mapy topografii, c-d) obrazy trójwymiarowe powierzchni, e) wartości parametru  $R_q$  w funkcji długości boku kwadratowego obszaru służącego do wyliczenia chropowatości [h9]

Powierzchnia obydwu próbek jest bardzo podobna i wykazuje cechy typowe dla heterostruktur AlGaIn/GaN o bardzo dobrej jakości, czyli nieznaczne nierówności powierzchni o charakterze „step flow”, z niewielkimi defektami w miejscach osiągnięcia przez dyslokacje wstępujące powierzchni warstw. Także w tym wypadku, mimo podobieństwa struktury powierzchni warstw, wykresy zależności chropowatości od wielkości obszaru próbkowania pozwalają określić ich różnice. W wypadku próbki E, chropowatość rośnie cały czas wraz ze wzrostem L i stabilizuje się dla wartości tego parametru wynoszącej około 10 mikrometrów, natomiast w wypadku próbki F występują trzy punkty lokalnego nasycenia wzrostu chropowatości dla  $L = 2, 7$  i  $15 \mu\text{m}$ . Świadczy to o tym, że chropowatość próbki E jest zdominowana przez jeden składnik falowości o wymiarach związanych z 10. mikrometrową długością boku wymiaru próbkowania; w wypadku próbki F jest to kombinacja trzech składników o rosnących wymiarach odległościowych. Należy także zauważyć, że dla obydwu próbek następuje dalszy wzrost chropowatości dla długości L przekraczającej  $18 \mu\text{m}$ , co może świadczyć o występowaniu jeszcze większych składowych falowości przekraczających rozmiar  $20 \times 20 \mu\text{m}^2$  (lub też uwidocznieniem się efektu nieliniowości skanera piezoelektrycznego mikroskopu).

Metoda powierzchniowej zależności chropowatości w pewnym stopniu podobna jest do analizy gęstości widma mocy (ang. *Power Spectrum Density – PSD*), która również opisuje właściwości topografii próbki dla każdej skali długości danego obrazu [55], ale zaproponowana tu metoda ma dwie istotne zalety. Po pierwsze, w PSD zakłada się, że chropowatość powierzchni jest jednorodna na powierzchni całej próbki, a wszelkie dyskretne składowe topografii, takie jak wgłębienia/uskoki, skutkują błędami w analizie chropowatości. W metodzie powierzchniowej zależności chropowatości nie ma takich ograniczeń co do struktury powierzchni. Drugą zaletą metody jest to, że wynik analizy uzyskuje się w formie parametru średniej kwadratowej chropowatości, która pozwala na bezpośrednią interpretację wyniku.

Opisana technika powierzchniowej zależności chropowatości średniokwadratowej została zastosowana do analizy powierzchni warstw azotowych z wykorzystaniem mikroskopii sił atomowych, ale metoda ta ma charakter uniwersalny i można ją stosować do analizy dowolnych materiałów i metod obrazowania topografii powierzchni. Również modyfikacje metody, poprzez zmianę kształtu powierzchni służącej do wyliczenia parametru lub też zmianę parametru przedstawianego na wykresach (np. średnie arytmetyczne odchylenie chropowatości) są łatwe do implementacji, co pozwala zwiększyć uniwersalność zastosowań tej metody.

### *Badanie lokalnych właściwości elektrycznych warstw i struktur półprzewodnikowych z wykorzystaniem technik mikroskopii ze skanującą sondą z jednoczesnym pobudzeniem optycznym próbki*

W części 4.3.4 autoreferatu wykazano, iż różne defekty powierzchniowe, występujące w heterostrukturach AlGaIn/GaN na skutek odmiennego prowadzenia procesu epitaksjalnego MOVPE, mogą mieć różny wpływ na powstawanie dwuwymiarowego gazu elektronowego w tych warstwach. Wynikający z tej obserwacji wniosek, że mikrostruktura powierzchni może mieć decydujący wpływ na parametry elektryczne heterostruktur AlGaIn/GaN, był motywacją opracowania metodyki charakteryzacji lokalnych elektrycznych właściwości powierzchni technikami mikroskopii ze skanującą sondą z jednoczesnym oświetleniem próbki [h10].

W standardowych pomiarach elektrycznych właściwości materiałów technikami SPM zapobiega się oświetleniu próbki (np. przez wiązkę lasera kontrolującą ugięcie mikrodźwigni z ostrzem lub rozproszonym światłem otoczenia) z powodu możliwego zakłócającego wpływu zjawisk fotoelektrycznych na uzyskane wyniki [56]. Jednak istnieją doniesienia w literaturze przedmiotu o intencjonalnie wprowadzanym oświetleniu próbki do procedury pomiarowej. Większość z nich dotyczy mapowania lokalnych zmian fotonapięcia powierzchniowego przy oświetleniu próbki jedną [57-59] lub wieloma [60, 61] długościami fal optycznych. Badania lokalnych właściwości elektrycznych w warunkach oświetlenia próbki zostały także przedstawione w pracy [62], w której wykorzystano pomiary lokalnego fotoprzewodnictwa metodą przewodnościowej mikroskopii sił atomowych do zwizualizowania rozkładu dyslokacji w warstwach In/GaN oraz w pracy [63] do obserwacji przestrzennych zmian procesów fotoelektrycznych w strukturach detektorów InGaAs/InP metodą SCM.

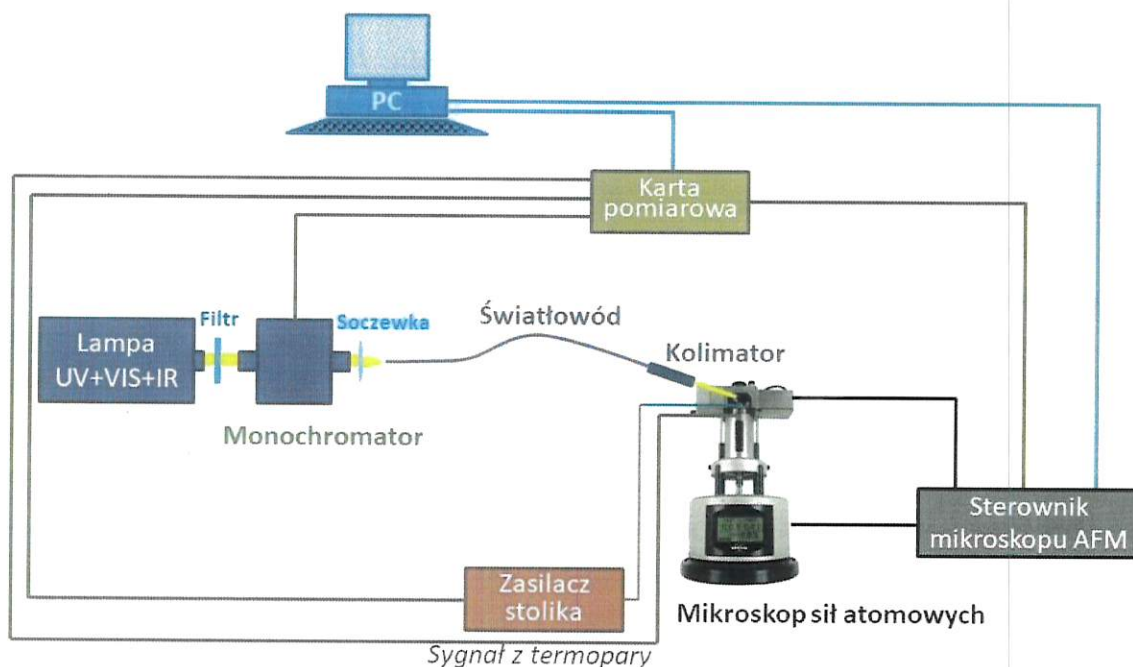
Idea prezentowanej tu metodyki polega na łącznym wykorzystaniu pomiarów trzema technikami SPM: skaningowej mikroskopii pojemnościowej, skaningowej mikroskopii potencjału powierzchniowego oraz skaningowej mikroskopii rezystancji rozporoszonej przy jednoczesnym kontrolowanym pobudzeniu próbki półprzewodnikowej różnymi długościami fal optycznych w celu zebrania komplementarnych informacji o lokalnych właściwościach struktury półprzewodnikowej.

W ramach prac badawczych zostało zaprojektowane i wykonane stanowisko pomiarowe, integrujące mikroskop ze skanującą sondą z optycznym układem oświetlenia próbki. Schemat opracowanego układu został przedstawiony na rysunku 1. Bazowy system sterowania pomiarem w mikroskopie AFM Bruker Multimode V składa się z komputera klasy PC z zainstalowanym firmowym oprogramowaniem i podłączonym kontrolerem mikroskopu Nanoscope, który odpowiada za kontrolę ruchu skanera piezoelektrycznego w osiach x-y-z podczas obrazowania powierzchni oraz sterowania pracą modułów pomiarowych SCM, SSRM i SPM, które są wymiennie montowane w głowicy mikroskopu. Do komunikacji systemu mikroskopu z dodatkowymi elementami systemu wybrano kartę akwizycji danych



na magistrali USB firmy National Instruments model NI USB-6289. W prezentowanej konfiguracji w karcie pomiarowej jest wykorzystywanych 8 portów. Wyjścia cyfrowe kontrolera mikroskopu, wystawiające sygnał TTL końca linii oraz końca obrazu, zostały wykorzystane do synchronizacji ustawiania długości fali pobudzenia optycznego z pomiarami wykonywanymi przy użyciu mikroskopu. Wyjścia analogowe kontrolera zostały ustawione w ten sposób, aby pojawiał się na nich sygnał napięciowy w zakresie od -10 do 10 V, reprezentujący wartość aktualnie mierzonej wartości –  $dC/dV$ , rezystancji lub potencjału, który był rejestrowany przez wejścia karty pomiarowej. Cyfrowe i analogowe wejścia karty pomiarowej były wykorzystywane do zbierania danych ze sterownika mikroskopu i dodatkowego fotodetektora stosowanego do kalibracji ustawionej długości fali oświetlenia. Cyfrowe wyjścia kontrolera zostały wykorzystane do kontroli ruchu silnika krokowego monochromatora. Jedno wyjście i wejście analogowe karty zostało użyte do sterowania pracą zasilacza prądowego w układzie grzanego stolika próbki i do odczytu sygnału z termoparowego czujnika temperatury stolika. System grzania został wykonany wcześniej i układ regulacji temperatury scalono z opracowywanym stanowiskiem.

Konfiguracja systemu optycznego pozwalała na zmianę długości fali oświetlenia w zakresie od 250 nm do 500 nm z krokiem 0,1 nm i szerokości półkowej wynoszącej 3 nm. W układzie tym wykorzystano monochromator Jobin Yvon HR 250, którego sterownik nie jest kompatybilny z aktualnym oprogramowaniem, dlatego zdecydowano się zastosować uniwersalny sterownik silnika krokowego DRV8834. Źródło światła stanowi oświetlacz deuterowo-halogenowy, pozwalający uzyskać widmo w zakresie 185 – 2000 nm. Skolimowana wiązka z oświetlacza po przejściu przez monochromator skupiona zostaje na wejściu światłowodu kwarcowego o średnicy 600  $\mu\text{m}$  przez kwarcową soczewkę. Na wyjściu światłowodu zastosowano kolimator wyjściowy, pracujący w zakresie ultrafioletu w specjalnym uchwycie, pozwalającym na oświetlenie aktualnie skanowanego przez ostrze miejsca na próbce. Oprogramowanie sterujące stworzone w środowisku LabView umożliwia swobodną konfigurację pomiarów. W dalszej części prezentowane są wyniki uzyskane w dwóch trybach: obrazowania SCM, SSRM lub SSPM wybranego obszaru próbki z jednoczesnym pobudzeniem określoną długością światła oraz utrzymaniem ostrza mikroskopu w jednym określonym punkcie próbki i zmierzenie wybranej odpowiedzi elektrycznej w funkcji długości fali oświetlenia.



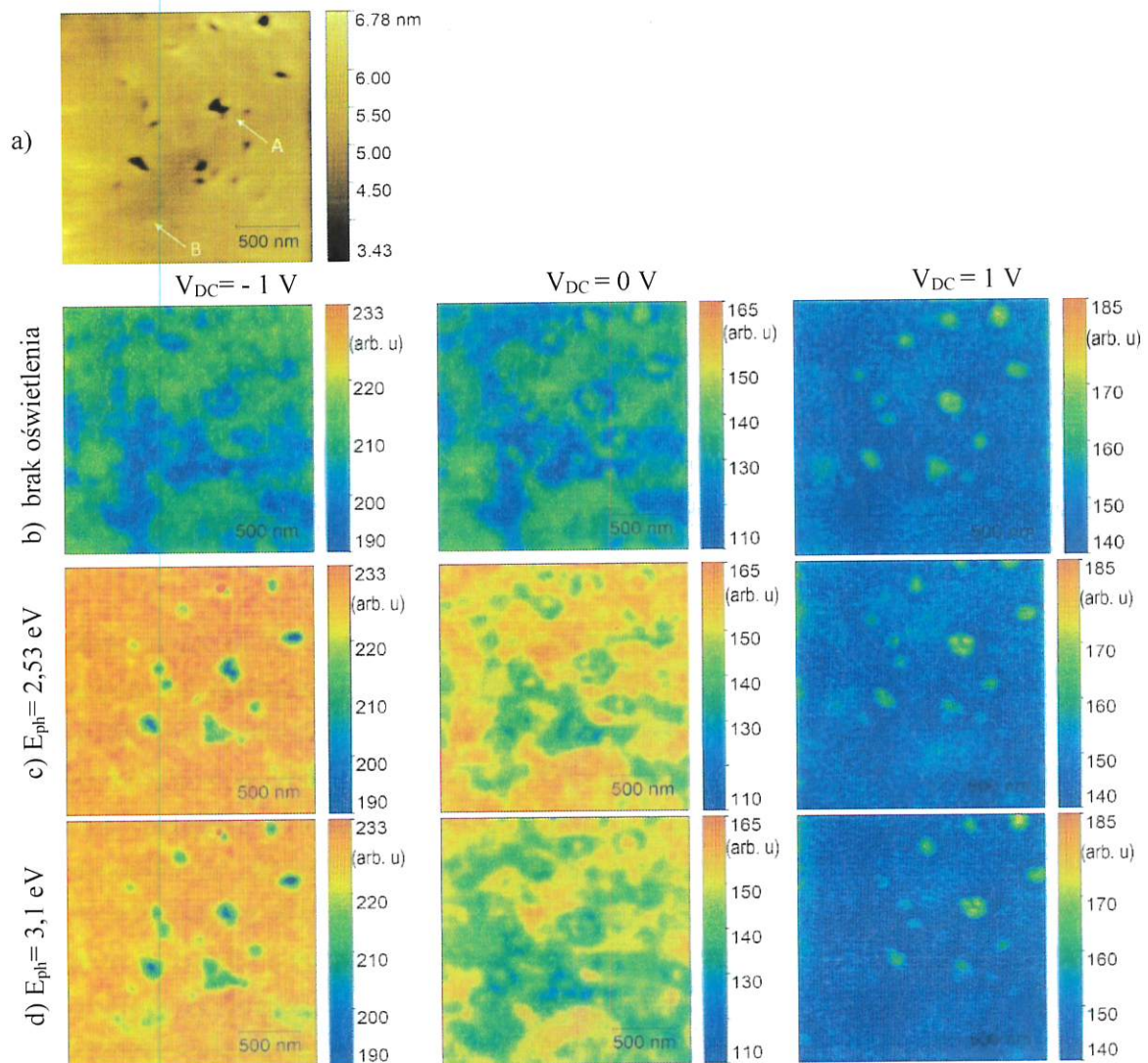
Rys. 28. Schemat zintegrowanego układu oświetlenia i grzania próbki do mikroskopu ze skanującą sondą

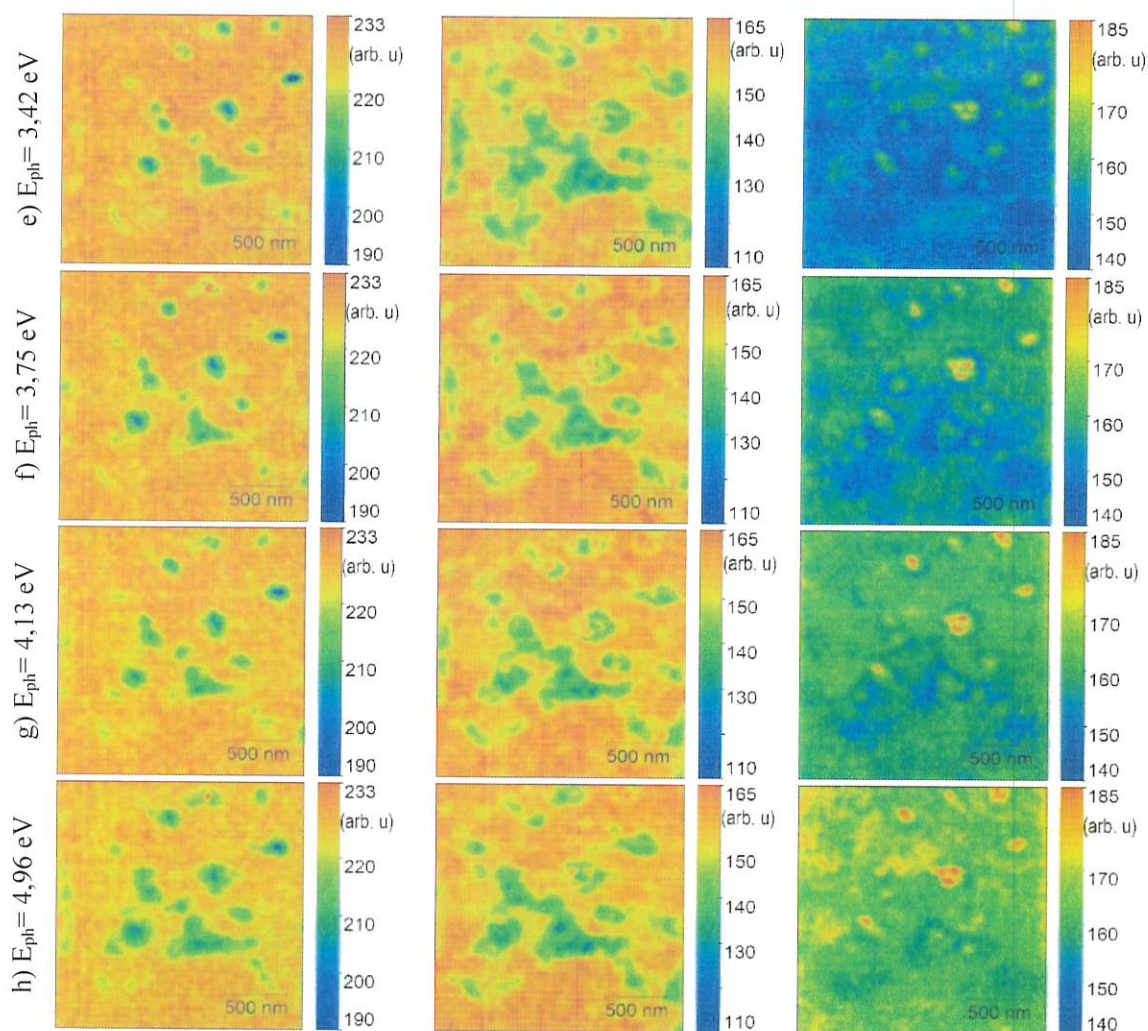
Przedstawiona metoda została wykorzystana do zbadania lokalnych właściwości elektrycznych heterostruktur  $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}/\text{GaN}$  z dwuetapową epitaksją bufora GaN w dwóch wersjach: z i bez dodatkowej nieciągłej warstwy SiN opisanych wcześniej i przedstawionych na rysunku 12.

Wyniki charakteryzacji obydwu próbek trzema technikami mikroskopii ze skanującą sondą są prezentowane po kolei. W każdym przypadku mapy danego parametru tego samego fragmentu próbki są przedstawione w wypadku braku oświetlenia i pobudzenia próbki wiązką światła o różnych energiach fotonów: 2,51 eV i 3,1 eV (energie fotonów mniejsze od szerokości przerwy zabronionej GaN), 3,42 eV (energia fotonu równa szerokości pasma zabronionego GaN), 3,75 eV (energia fotonu równa szerokości pasma zabronionego  $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ ), 4,13 eV i 4,96 eV (energie fotonów większe niż szerokość pasma zabronionego  $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ ). Dodatkowo dla każdej próbki, pomiary widmowej zależności parametru mierzonego określoną metodą są przedstawione dla dwóch charakterystycznych obszarów na powierzchni próbki, w pobliżu defektu powierzchniowego (oznaczone jako A) i w obszarze wolnym od defektów (oznaczone jako B) i zaznaczone strzałkami na odpowiednich obrazach topografii.

Na rysunku 29. przedstawiony jest zestaw map topografii a) oraz sygnału  $dC/dV$  b-h) próbki  $\text{AlGaIn}/\text{GaIn}/\text{Si}$  z wbudowaną warstwą nanomaski (próbka S1), zmierzone dla różnej energii fotonów pobudzającego próbkę promieniowania oraz dla trzech napięć stałych przyłożonych do dolnego kontaktu próbki. Poprzez ustawienie tego napięcia możliwe jest próbkowanie właściwości elektrycznych z różnych głębokości heterostruktury: przy  $V_{\text{DC}} = -1$  V, elektrony są przyciągane do ostrza mikroskopu i charakteryzowany jest

obszar pod powierzchnią AlGaIn, przy  $V_{DC} = 1$  V następuje poszerzenie obszaru zubożonego i obserwowany sygnał SCM jest bardziej powiązany z obszarem interfejsu AlGaIn/GaN i warstwą buforu GaN. Przy braku oświetlenia próbki można zauważyć, że zaburzenia sygnału SCM są zlokalizowane dokładnie w miejscach defektów powierzchniowych dla  $V_{DC} = 1$  V. Dla głębokości próbkowania bliższych powierzchni ( $V_{DC} = 0$  i  $-1$  V) zmiany sygnału rozciągają się w sposób nieregularny od tych defektów na odległość około 100 nm. Ponieważ zmiana sygnału SCM wiąże się z ładunkami elektrycznymi występującymi w defekcie, można wnioskować, że taki ładunek znajduje się także na powierzchni. Po oświetleniu próbki, kształt niejednorodności sygnału nie zmienia się dla napięć 0 i 1 V, w przeciwieństwie do  $V_{DC} = -1$  V, dla którego zaburzenia pojawiają się tylko w pobliżu defektów. Wzrost całkowitego, średniego sygnału SCM po pobudzeniu próbki fotonami o energii  $E_{ph} = 2,53$  eV jest widoczny dla  $V_{DC} = -1$  i 0 V. Dla  $V_{DC} = 1$  V znaczący wzrost sygnału jest widoczny dopiero powyżej energii 3,42 eV, dla których zachodzi generacja pasmo-pasmo w warstwie GaN.

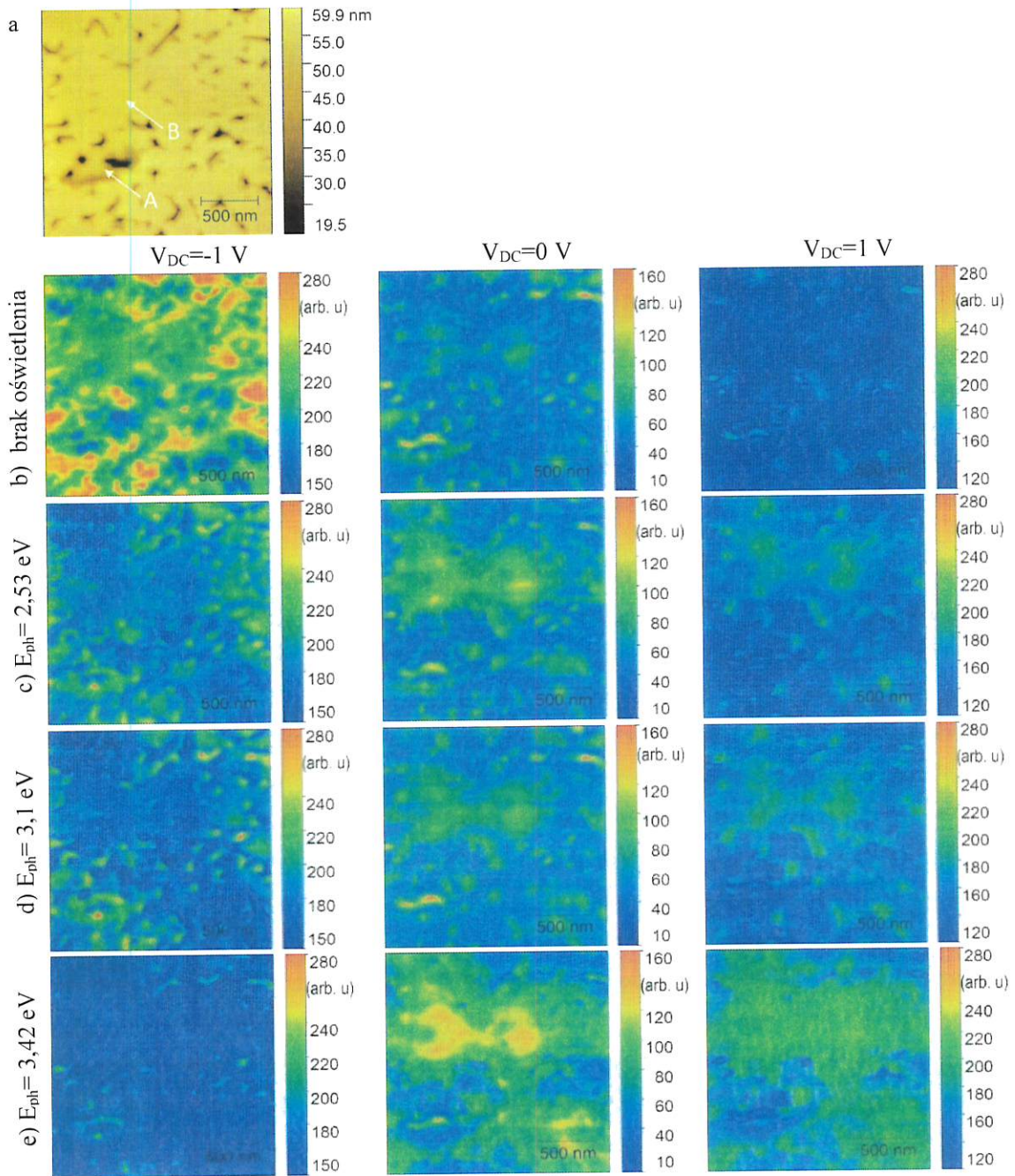


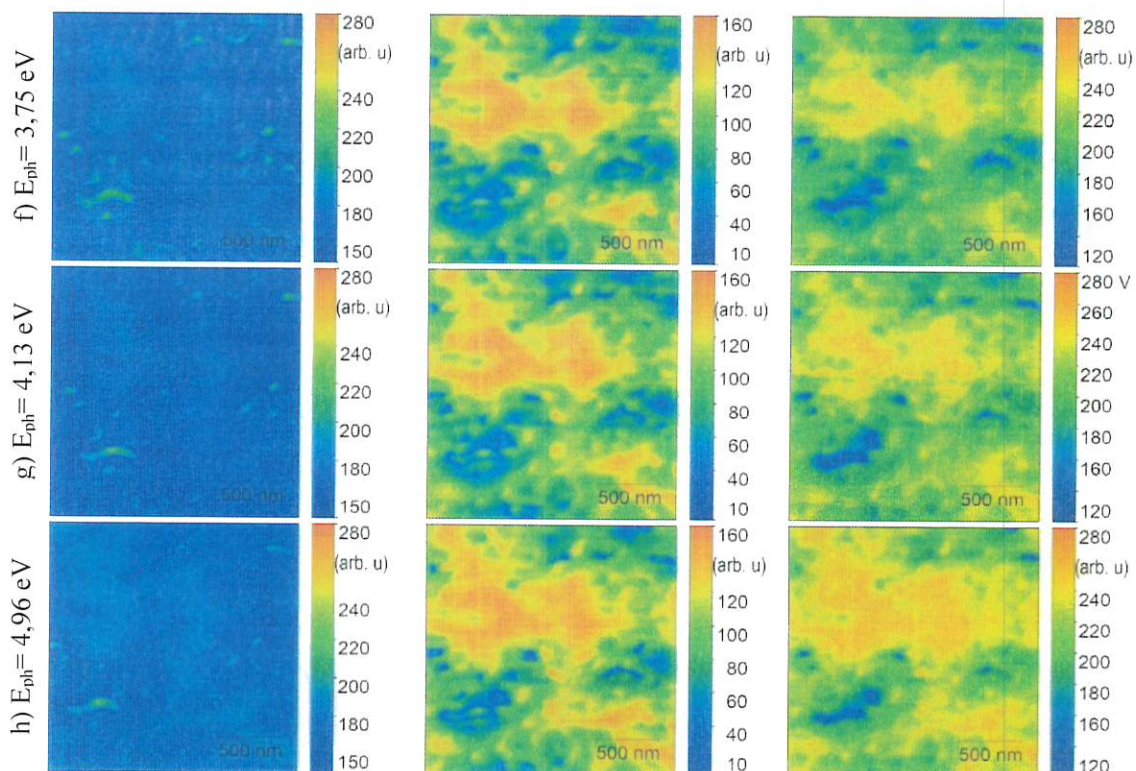


Rys. 29. Heterostruktury AlGaIn/GaN/Si z warstwą SiN (S1): a) Obraz topografii, b-h) mapy SCM zmierzone dla różnych energii fotonów promieniowania (rzędy) i stałych napięć polaryzujących próbkę (kolumny) [h10]

Na rysunku 30. znajdują się mapy topografii oraz sygnału SCM heterostruktury AlGaIn/GaN/Si bez warstwy SiN (próbka S2) przedstawione w taki sam sposób, jak na rysunku 29. Przy braku oświetlenia, podobnie jak dla próbki S1, wraz ze zwiększaniem się głębokości próbkowania, obszar zwiększonego sygnału SCM w pobliżu defektu powierzchniowego stopniowo maleje. Po pobudzeniu fotonami o energii 2,53 eV zmiana wzoru niejednorodności sygnału dla  $V_{DC} = -1$  V jest podobna to tej zachodzącej dla próbki S1, co wskazuje, że właściwości próbek tuż pod powierzchnią bariery AlGaIn są podobne. Dla pozostałych dwóch napięć polaryzacji, po oświetleniu, wzrost sygnału jest bardziej znaczący w obszarach wolnych od defektów i w końcu następuje odwrócenie kontrastu (sygnał SCM w pobliżu defektu jest niższy niż w pozostałej części próbki) dla energii fotonów równych energii przerwy zabronionej GaN. Dla napięć  $V_{DC} = 0$  i 1 V, ogólny wzór sygnału SCM na powierzchni próbki prawie się nie zmienia dla wszystkich warunków oświetlenia. Dla energii fotonów większych od przerwy

zabronionej GaN niejednorodności sygnału związane z mniejszymi defektami zaczynają zniknąć. Dla napięcia  $V_{DC} = 1$  V, czyli głębokości próbkowania w pobliżu kanału 2DEG, w próbce S1 defekty powodują znaczne mniejsze zmiany sygnału SCM niż dla heterostruktury bez warstwy SiN. Dodatkowo, dla próbki S2 niejednorodności związane z defektami, rozciągające się poza miejsce ich występowania, zmieniają się z oświetleniem o energii mniejszej od szerokości przerwy zabronionej GaN, co może świadczyć o występowaniu głębokich stanów energetycznych w tym obszarze.

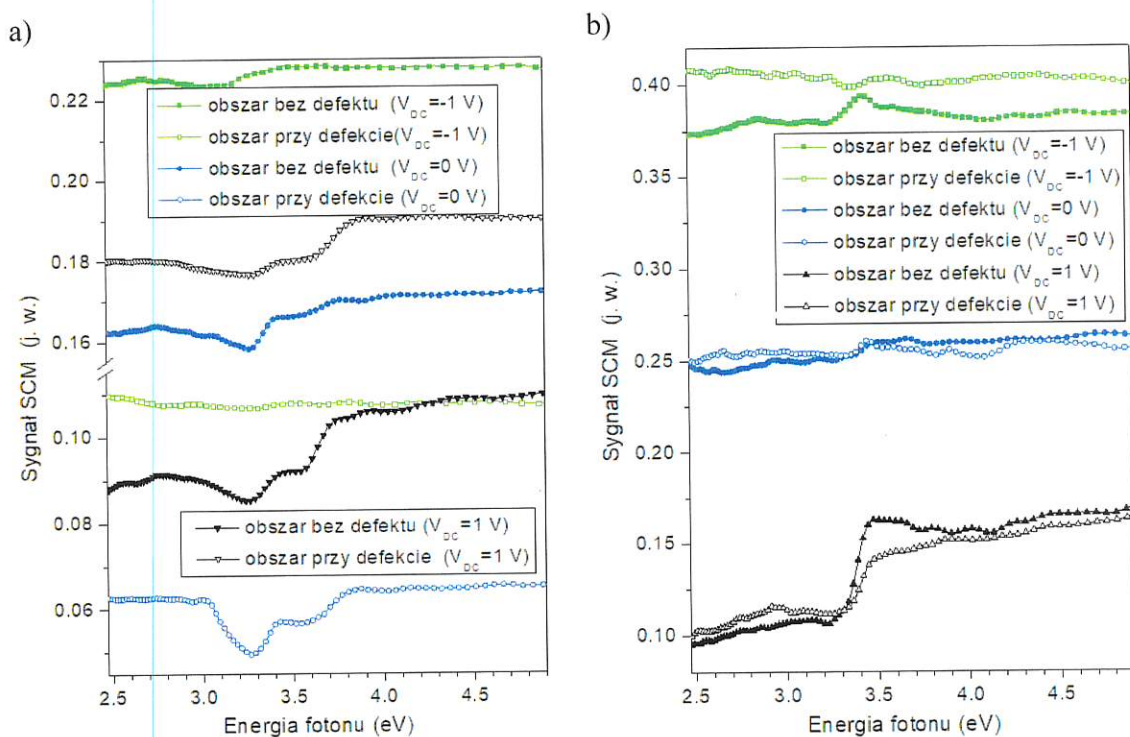




Rys. 30. Heterostruktura AlGaIn/GaN/Si bez warstwy SiN (S2): a) Obraz topografii, b-h) mapy SCM mierzone dla różnych energii fotonów promieniowania (rzędy) i stałych napięć polaryzujących próbkę (kolumny) [h10]

Z widm sygnału SCM, zmierzonych w pobliżu defektów oraz w obszarach wolnych od defektów powierzchniowych, przedstawionych na rysunku 31., można zauważyć, że dla heterostruktury z warstwą SiN dla napięć  $V_{DC} = 0$  i 1 V jedną z najbardziej znaczących zmian sygnału, występującą dla 3,42 eV, można powiązać z energią przerwy zabronionej GaN. Podobnie zmiana sygnału związana z przerwą zabronioną AlGaIn też jest widoczna w obydwu przypadkach, jednak w pobliżu defektu ta zmiana występuje nie dla energii 3,75 eV (jak w wypadku obszaru bez defektu) tylko dla 3,85 eV. To przesunięcie energii może być spowodowane zmianą ilości Al w składzie bariery AlGaIn lub/i występowaniem naprężeń ściskających w miejscach występowania defektów. Znacząca zmiana sygnału widoczna dla  $V_{DC} = 0$  V dla energii 3,0 eV w obszarze w pobliżu defektu, jest podobna do zmiany wykazanej w pracy [64] dla pomiarów fotonopojemności struktury diody Schottky'ego, w której stwierdzono, że jest ona związana z głębokimi stanami pułpkowymi występującymi w warstwie AlGaIn. Na podstawie analizy przedstawionych pomiarów, można dopowiedzieć, że stany te są zlokalizowane na defektach powierzchniowych. Na widmach uzyskanych w obszarach wolnych od defektów jest widoczne dodatkowe szerokie maksimum sygnału dla niższych energii. Można je wytłumaczyć głębokimi ciągłymi stanami pułpkowymi często obserwowanymi w epitaksjalnych warstwach azotków [65, 66]. Na widmach można także

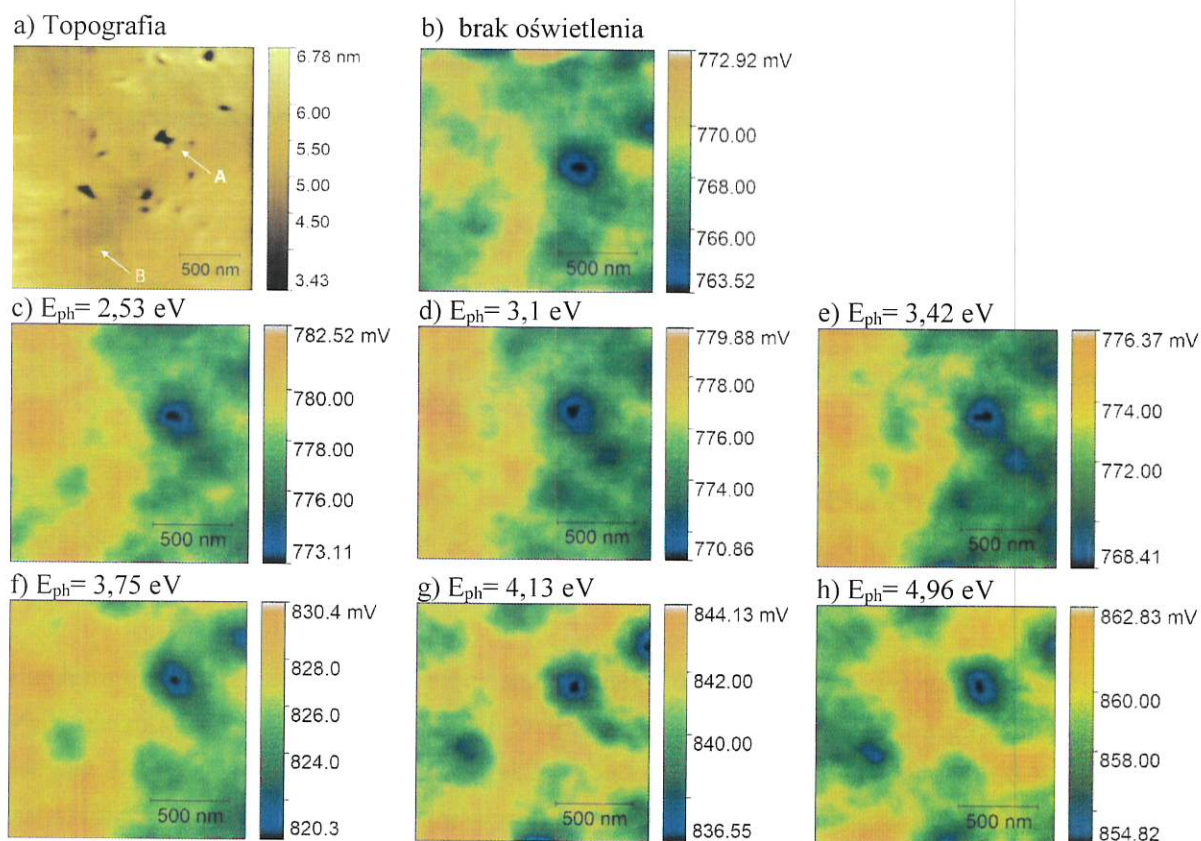
dostrzec przejścia dla energii 3,25 eV i 3,55 eV dla napięć  $V_{DC} = 0$  i 1 V. Są one podobne do przejść obserwowanych na widmach fotopotencjału i zostaną omówione w dalszej części autoreferatu. W wypadku próbki bez warstwy SiN, dla  $V_{DC} = 0$  i -1 V, nie widać żadnych znaczących zmian sygnału w widmie, poza nieznacznym przejściem w pobliżu energii przerwy zabronionej GaN. Można to wytłumaczyć gorszą jakością struktury tych warstw, co powoduje, że procesy związane z generacją optyczną są tłumione przez dużą liczbę centrów rekombinacyjnych. Przy  $V_{DC} = 1$  V, przejścia związane z głębokim poziomem energetycznym (3,25 eV) i przerwą zabronioną GaN (3,45 eV) są zauważalne na widmach, zarówno w obszarach znajdujących się w pobliżu, jak i daleko od defektów. Ponieważ przejście dla energii 3,25 eV nie jest widoczne dla napięć polaryzacji próbkujących obszary w pobliżu powierzchni AlGaIn, można przypuszczać, że ten głęboki stan energetyczny jest raczej zlokalizowany w warstwie bufora GaN.



Rys. 31. Widma sygnału SCM heterostruktur AlGaIn/GaN/Si: a) z i b) bez warstwy SiN, dla trzech napięć polaryzujących próbkę [h10]

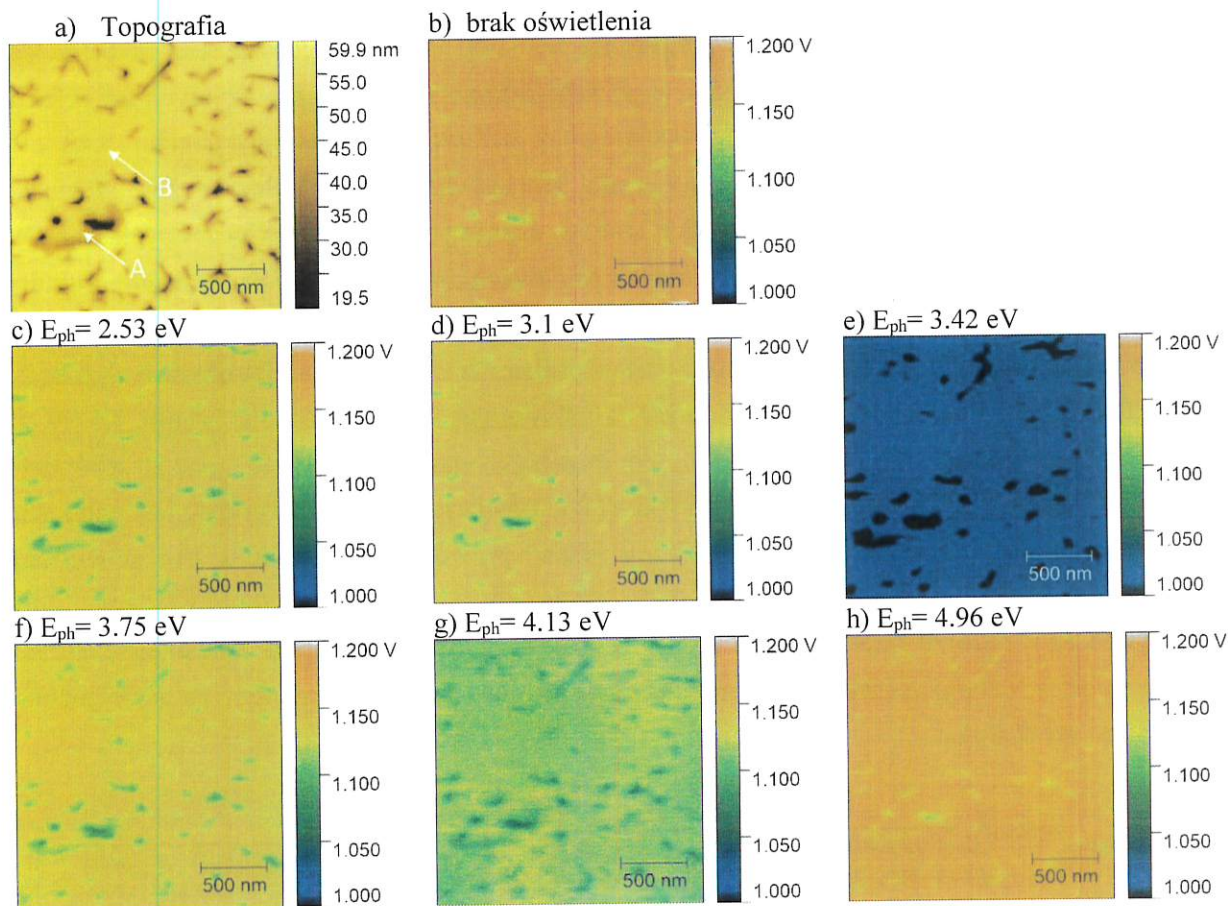
Na rysunku 32. przedstawiono zestaw map topografii a) oraz sygnału potencjału powierzchniowego, b-h) próbki AlGaIn/GaN/Si z wbudowaną warstwą nanomaski SiN, zmierzone dla różnej energii fotonów pobudzającego próbkę promieniowania. Na mapach można zauważyć, że w niektórych wypadkach występowanie defektów wiąże się z obniżeniem potencjału, natomiast w innych, że obszar defektu posiada ten sam potencjał, jak pozostała część powierzchni. Może to wskazywać, że widoczne defekty powierzchniowe są związane z występowaniem różnego typu dyslokacji wstępujących, ponieważ, jak już zostało wcześniej

udowodnione, dyslokacje krawędziowe akumulują ujemny ładunek elektryczny, w przeciwieństwie do dyslokacji śrubowych, które pozostają neutralne elektrycznie [67]. Z drugiej strony obecność ładunku elektrycznego jest widoczna na mapach SCM z rysunku 29. dla wszystkich defektów powierzchniowych. Dodatkowo można zauważyć, że zmiany potencjału na mapach są raczej niewielkie i posiadają rozmyte granice, co najprawdopodobniej wskazuje na zjawisko częściowego ekranowania właściwości elektrycznych struktury półprzewodnikowej przez ładunki powierzchniowe spowodowane występowaniem na jej powierzchni naturalnego tlenku [67,68]. Dla braku oświetlenia i pobudzenia próbki energiami fotonów mniejszymi od szerokości przerwy zabronionej AlGaIn, niejednorodności potencjału powierzchniowego pozostają niezmiennie. Zmiana potencjału, występująca dla energii fotonów większych od 3,75 eV, wskazuje, że widoczny potencjał jest głównie związany z stanami powierzchniowymi AlGaIn. W wypadku map potencjału heterostruktury AlGaIn/GaN/Si bez warstwy SiN, przedstawionych na rysunku 33., wyraźnie jest widoczny kontrast wynikający z obecności ujemnego ładunku na defektach powierzchniowych. Jest on zlokalizowany dokładnie na obszarze defektu i rozkład przestrzenny potencjału nie zmienia się przy braku oświetlenia i dla wszystkich energii pobudzających fotonów (zmianie ulegają tylko poziomy wartości potencjału).



Rys. 32. Heterostruktura AlGaIn/GaN/Si z warstwą SiN: a) Obraz topografii, b-h) mapy potencjału powierzchniowego zmierzone dla różnych energii fotonów [h10]

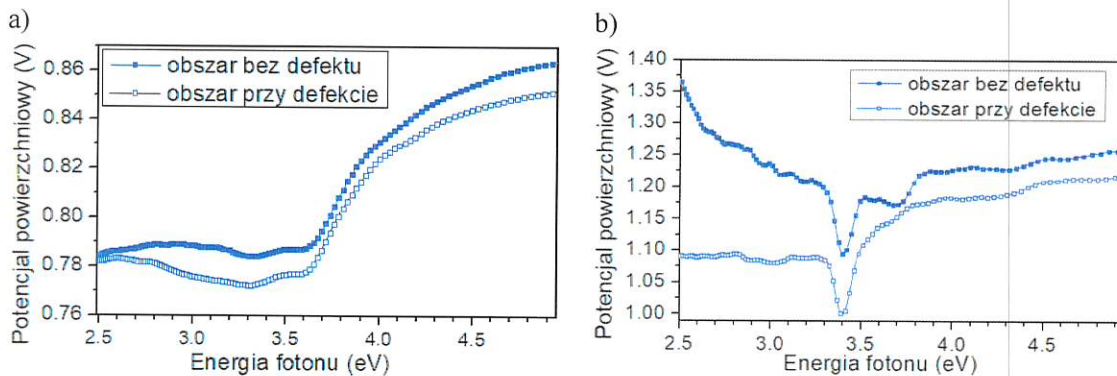




Rys. 33. Heterostruktura AlGaIn/GaN/Si bez warstwy SiN: a) Obraz topografii, b-h) mapy potencjału powierzchniowego zmierzone dla różnych energii fotonów [h10]

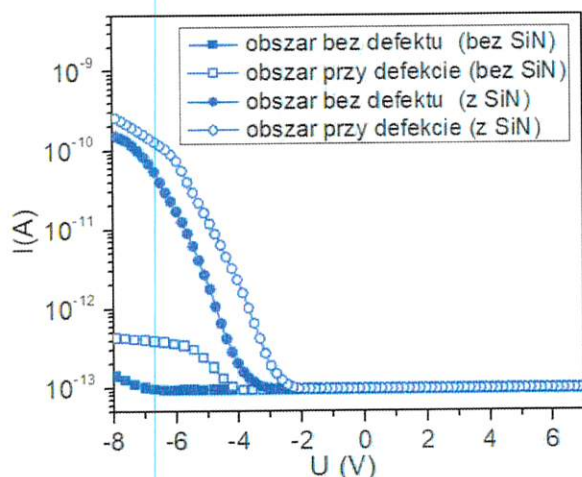
Widma potencjału powierzchniowego dla obydwu charakterystycznych miejsc na powierzchni heterostrukury z warstwą SiN przedstawione na rysunku 34a. są prawie identyczne dla energii fotonów większych od szerokości przerwy zabronione GaN, lecz są względem siebie przesunięte w osi rzędnych, co powiązać można ze stałym ładunkiem ujemnym zgromadzonym na dyslokacjach [26]. Poniżej energii 3,42 eV krzywe dla obydwu przypadków się różnią, co może wskazywać na różny rozkład głębokich stanów energetycznych w strukturze w pobliżu i z dala od dyslokacji. Najbardziej widocznymi przejściami w widmach są zmiany nachylenia krzywej występujące dla energii  $\sim 3,3$  eV i 3,6 eV, które są powiązane z przejściami pasmo-pasmo w warstwach GaN i AlGaIn. Szeroki początek przejścia oraz przesunięcie w kierunku niższych energii tych przejść niż nominalna wartość przerw zabronionych, wynikają z efektu Franza-Keldysha [11, 30]. Zmiana nachylenia krzywej, występująca dla około 3,5 eV, może być wynikiem przejścia międzywarstwowego z pasma walencyjnego AlGaIn do pasma przewodnictwa GaN lub przejścia z pasma walencyjnego GaN do dyskretnych poziomów energetycznych w kanale 2DEG, podobnie jak zostało to zaobserwowane w makroskopowych pomiarach fotopotencjałów powierzchniowych w pracy [69].

W wypadku próbki bez wbudowanej warstwy SiN istnieją większe rozbieżności w widmach potencjałów zmierzonych w pobliżu defektu i w miejscach wolnych od defektu (rysunek 34b.). Dla obszaru bez występujących defektów, dla energii poniżej 3,42 eV, zauważalny jest znaczny wzrost potencjału powierzchniowego, który można powiązać z przejściami wynikającymi z głębokich stanów energetycznych odpowiedzialnych za żółtą i/lub zieloną luminescencję w epitaksjalnych warstwach azotków [65]. Dla tej heterostruktury nie jest zauważalny efekt przesunięcia przejścia pasmo-pasmo dla bufora GaN, a dla bariery AlGaN efekt ten jest znacznie mniejszy niż w próbce S1. Dodatkowo, dla obszaru w pobliżu defektu, dwa przejścia: związane z przerwą zabronioną AlGaN oraz dla energii 3,5 eV są znacząco mniejsze niż dla próbki S1, co świadczyć może o znacznie gorszej strukturze krystalicznej warstwy AlGaN w tym miejscu. Dla obydwu obszarów natomiast jest widoczne dodatkowe przejście dla energii  $\sim 3,3$  eV, które prawdopodobnie może być powiązane z obecnością płytkich poziomów donorowych związanych z obecnością atomów krzemu, które są obecne w buforze GaN na skutek dyfuzji z podłoża Si [70]. Prawdopodobnie przejście to też zachodzi w heterostrukturze z warstwą SiN, ale jest ono przesłonięte przez przejście pasmo-pasmo azotku-galu.



Rys. 34. Widma fotopotencjału heterostruktur AlGaN/GaN/Si: a) z i bez b) warstwy SiN [h10]

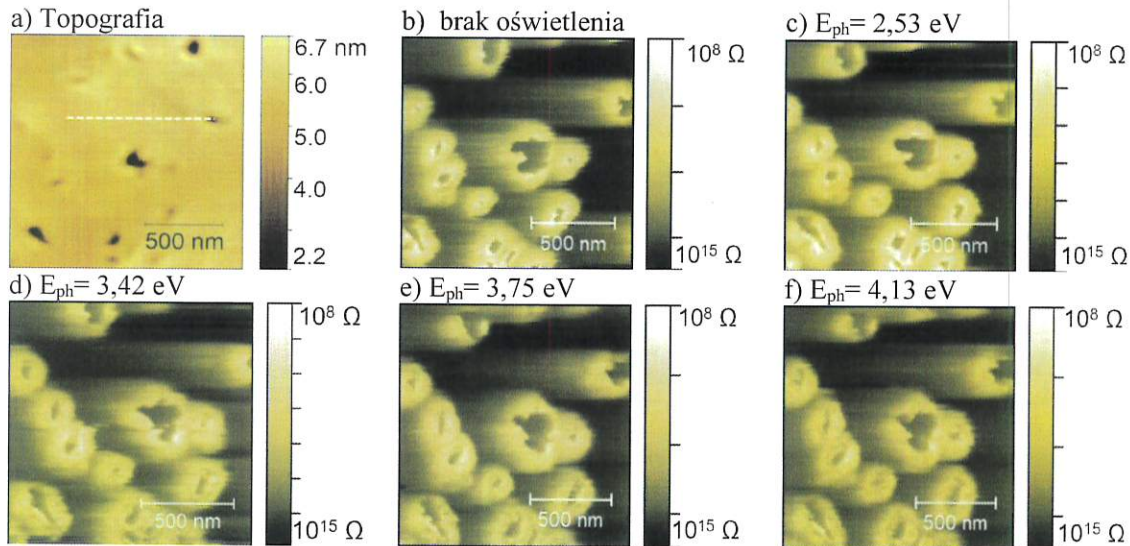
Charakterystyki prądowo-napięciowe kontaktu wysokodomieszkowanego ostrza diamentowego do powierzchni heterostruktury w obszarach w pobliżu defektów powierzchniowych i w miejscach wolnych od tych defektów są przedstawione na rysunku 35. Kontakt ten ma właściwości prostujące, a minimum prądu w kierunku zaporowym wynika z limitu pomiaru prądu mierzonego przez układ mikroskopu ( $\sim 1 \times 10^{-13}$  A). Przepływające prądy w kierunku przewodzenia są większe dla próbki z warstwą nanomaski SiN oraz w obu przypadkach mniejsze przewodzenie elektryczne występuje w obszarach wolnych od defektów. W trakcie pomiarów SSRM napięcie polaryzacji zostało ustalone na -5 V, które pozwoliło uzyskać mierzalny sygnał prądowy, a jednocześnie nie powodowało występowania zjawiska lokalnego utleniania powierzchni, które pojawiało się dla napięć od około -7 V i było wzmacniane przez promieniowanie z zakresu UV [71].



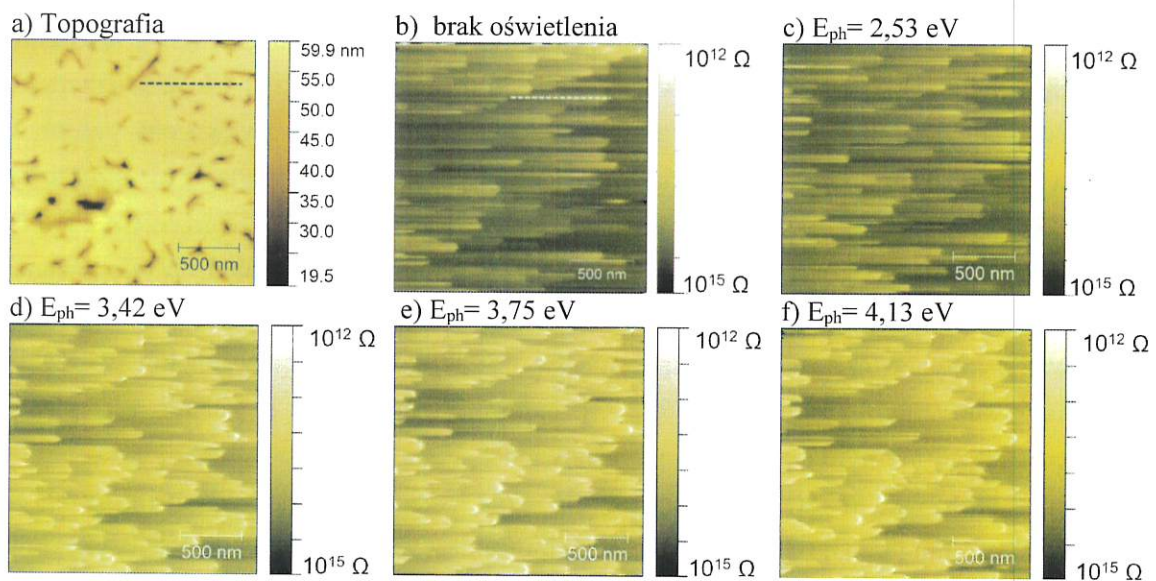
Rys. 35. Charakterystyki prądowo-napięciowe kontaktu ostrze mikroskopu – powierzchnia heterostruktury AlGaIn/GaN/Si dla próbek z i bez wbudowanej warstwy SiN [h10]

Najbardziej interesującą właściwością, która jest widoczna na mapach SSRM powierzchni heterostruktury z warstwą SiN, przedstawionych na rysunku 36., są obszary niższej rezystancji (lub też większego prądu) otaczające defekty powierzchniowe. Ponadto, efekt zwiększonej przewodności trwał przez kilka sekund, co jest widzialne jako cienie występujące po lewej stronie defektów – powolny spadek sygnału SSRM w kierunku skanowania linii (szybkość skanowania wynosiła w tym wypadku  $0,3 \mu\text{m/s}$ ). Może to oznaczać, że w pobliżu defektu występuje ścieżka zwiększonej przewodności i zwiększony przepływ nośników prądu, który powoduje zmianę rozkładu ładunku elektrycznego w strukturze (na przykład wypełnienie głębokich stanów energetycznych) skutkuje obniżeniem bariery potencjału nieliniowego kontaktu ostrza mikroskopu z powierzchnią próbki. Występowanie lokalnych ścieżek przepływu prądu w heterostrukturach AlGaIn/GaN było już wcześniej obserwowane i wyjaśnione przez gromadzenie się domieszek/zanieczyszczeń lub tworzenie fazy metalicznej w pobliżu defektów [72, 73], jednak występowanie efektów o tak dużych stałych czasowych nie było dotychczas przedstawiane. Obecność efektów z długimi czasami relaksacji, takich jak: trwała fotoprzewodność [74], spadek prądów tranzystorów [75] i histereza rezystancji kanału 2DEG [76], mających znaczący wpływ na działanie przyrządów bazujących na AlGaIn/GaN, było wcześniej obserwowane, a uzyskany wynik może stanowić nowy punkt widzenia, uwzględniający lokalne właściwości struktur wynikające z obecności defektów.

Podobny efekt był obserwowany w wypadku struktury bez warstwy SiN, lecz w tym wypadku obszar zwiększonej przewodności występował w momencie, kiedy ostrze mikroskopu znajdowało się dokładnie na defekcie. W wypadku obu próbek oświetlenie nie zmieniało kształtu występujących niejednorodności sygnału SSRM, jedynie dla próbki bez warstwy SiN był obserwowany spadek średniej rezystancji dla energii promieniowania większej niż szerokość przerwy zabronionej GaN.



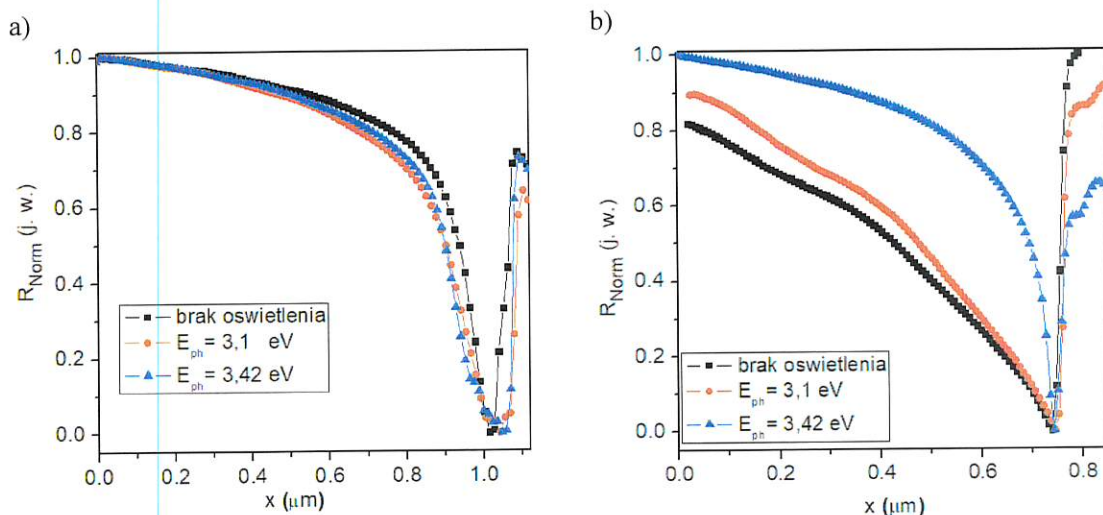
Rys. 36. Heterostruktura AlGaIn/GaN/Si z warstwą SiN: a) Obraz topografii powierzchni, b-h) mapy SSRM zmierzone dla różnych energii fotonów [h10]



Rys. 37. Heterostruktura AlGaIn/GaN/Si bez warstwy SiN: a) Obraz topografii powierzchni, b-h) mapy SSRM zmierzone dla różnych energii fotonów [h10]

W celu dokładnego zbadania zmian sygnału w pobliżu defektów, profile sygnału w liniach zaznaczonych na rysunkach 36a. i 37a. zostały przedstawione na rysunku 38. W wypadku próbki S1, oświetlenie nie miało wpływu na czas opadania sygnału (lub dokładniej długość spadku sygnału), lecz tylko powodowało zwiększenie obszaru, na którym występowała zmniejszona rezystancja. W wypadku próbki bez warstwy SiN, oświetlenie promieniowaniem o energii fotonów mniejszej niż szerokość przerwy zabronionej GaN też nie powodowało zmian, lecz dla większej energii fotonów zauważono szybszy spadek sygnału. Można na tej podstawie stwierdzić, że w wypadku próbki S2 za efekt wydłużonej przewodności

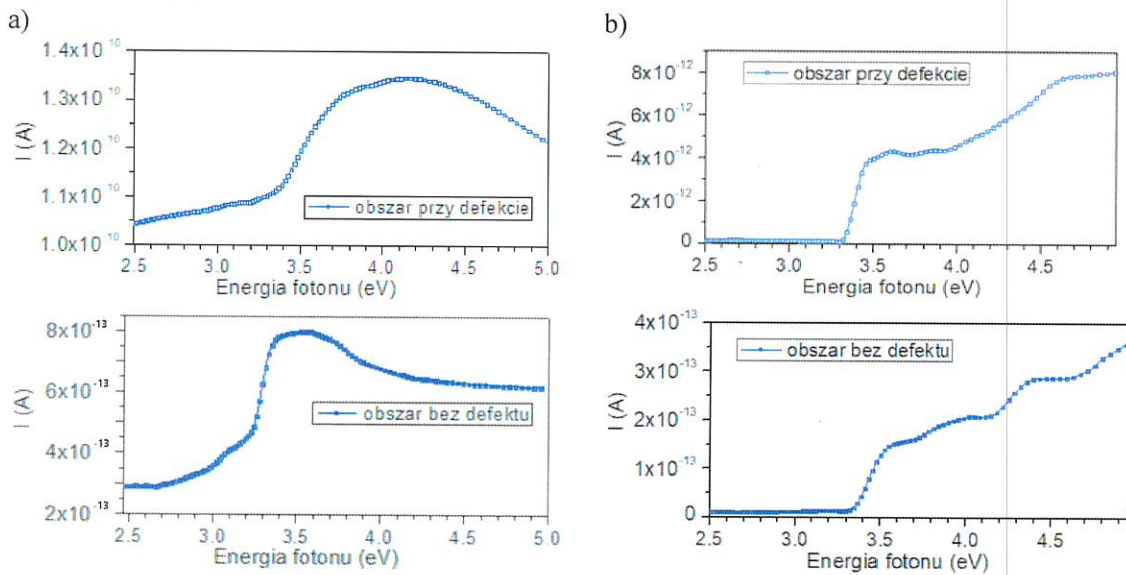
są odpowiedzialne co najmniej dwa rodzaje głębokich stanów energetycznych: jeden, na którego nie wpływa wykorzystywane w badaniach promieniowanie, i drugi ze znacznie większym prawdopodobieństwem zachodzenia optycznych procesów generacji.



Rys. 38. Profile sygnału SSRM w pobliżu defektów powierzchniowych w heterostrukturach AlGaIn/GaN/Si z a) i bez b) warstwy SiN [h10]

Widma fotoprądu przedstawione na rysunku 39. zostały uzyskane z przeliczonej wartości rezystancji z pomiarów SSRM. Kształt tych widm w większości jest zgodny z wynikami uzyskanymi klasycznymi metodami wykorzystującymi naporowane kontakty omowe [77], jednak niewątpliwą zaletą wykorzystanej tu metody jest jej nieniszczący charakter i uzyskanie rozdzielczości pomiaru na poziomie 100 nm. W każdym wypadku największy przyrost prądu był obserwowany w sytuacji występowania generacji pasmo-pasmo w warstwie GaN. Z tego pomiaru możliwe jest wyznaczenie szerokości przerwy zabronionej GaN dla energii, przy której następuje największy wzrost fotoprądu [78]. W każdym wypadku wyliczona w ten sposób wartość przerwy zabronionej wyniosła  $\sim 3,4$  eV, co wskazuje, że na przepływ prądu największy wpływ miała objętościowa przewodność bufora GaN. Obecność szerokiego „ogona” fotoprzewodnictwa dla energii poniżej przerwy zabronionej GaN świadczy o szerokim rozkładzie głębokich poziomów defektowych w przerwie zabronionej GaN w wypadku próbki bez warstwy SiN [66]. Przejścia pasmo-pasmo w AlGaIn są znacznie mniej widoczne na widmach, jako niewielkie załamanie krzywej widma dla energii około 3,8 eV. Niespodziewany jest natomiast wzrost fotoprądu dla energii większych od 3,8 eV widoczny dla próbki S2. Efekty związane ze zmianami mocy optycznej lub interferencjami w strukturze [79] w tym wypadku mogą być wykluczone, gdyż nie występują w próbce S1 o tej samej konfiguracji warstw. W trakcie pomiarów, wiązka optyczna oświetlała powierzchnię próbki pod kątem 45. stopni i ostrze mikroskopu też było w pewnym stopniu oświetlane. W związku z tym zjawisko to można by wytłumaczyć zwiększoną fotoprzewodnością warstwy półprzewodnikowej pokrywającej ostrze. Jednak podobne zmiany sygnału były obserwowane na widmach fotopotencjału, które były mierzone ostrzami pokrytymi warstwą metaliczną.

W związku z tym, najbardziej prawdopodobnym wytłumaczeniem tego faktu jest występowanie w warstwie AlGa<sub>N</sub> nanokrystalitów, w których zawartość Al była większa niż zakładane 20 %.



Rys. 39. Widma fotoprzewodności heterostruktury AlGa<sub>N</sub>/GaN/Si: a) z i bez b) warstwy SiN [h10]

Tabele II i III podsumowują wyniki pomiarów widm wykonanych wszystkimi metodami odpowiednio dla próbek z i bez warstwy SiN. W każdej tabeli podane są: energia danego przejścia, miejsce na próbce, w którym zostało zaobserwowane (NDA – obszar w pobliżu defektu, DFA – obszar bez występujących defektów), technika SPM, dla której dane przejście zostało zaobserwowane oraz jego możliwe pochodzenie.

Tabela II Przejścia energetyczne zaobserwowane dla struktury z warstwą SiN [h10]

Energia przejścia	Obszar	Technika SPM	Pochodzenie
< 3,3 eV (szerokie maksimum)	NDA, DFA	SSPM, SSRM, SCM <sup>1</sup>	głębokie ciągłe stany energetyczne związane z zieloną/żółtą luminescencją [26, 27]
3,0 eV	NDA	SCM ( $V_{DC}=0$ V)	głębokie stany energetyczne w barierze AlGa <sub>N</sub> [25]
3,25 eV	NDA, DFA	SCM ( $V_{DC}=0$ i 1 V)	płytkie stany donorowe związane z atomami Si w buforze GaN [31,32]
3,42 eV	NDA, DFA	SSPM <sup>2</sup> , SSRM, SCM	przejście pasmo-pasmo GaN
(3.5-3.55) eV	NDA, DFA	SCM ( $V_{DC}=0$ i 1 V), SSPM	międzywarstwowe przejście z pasma walencyjnego AlGa <sub>N</sub> do pasma przewodnictwa GaN lub przejście z pasma walencyjnego GaN do dyskretnych stanów energetycznych w kanale 2DEG [31]
3,75 eV	NDA, DFA	SCM ( $V_{DC}=0$ i 1 V) <sup>3</sup> , SSPM <sup>2</sup> , SSRM <sup>4</sup>	przejście pasmo-pasmo AlGa <sub>N</sub>

<sup>1</sup> w pomiarach SCM przejście obserwowane tylko w obszarach bez występujących defektów

<sup>2</sup> w pomiarach SSPM występowało przesunięcie przejścia pasmo-pasmo

<sup>3</sup> w pomiarach SCM występowało przesunięcie przejścia (na skutek zmian składu lub naprężeń ściskających)

<sup>4</sup> widoczne tylko w obszarach bez defektów powierzchniowych

Tabela III Przejścia energetyczne zaobserwowane dla struktury bez warstwy SiN

Energia przejścia	Obszar	Technika SPM	Pochodzenie
< 3,25 eV (szerokie maksimum)	DFA	SSPM	głębokie ciągle stany energetyczne związane z zieloną/żółtą luminescencją [26, 27]
3,25 eV	NDA, DFA	SCM ( $V_{DC}=1V$ ), SPV	płytkie stany donorowe związane z atomami Si w buforze GaN [31,32]
3,42 eV	NDA, DFA	SSPM, SSRM, SCM	przejście pasmo-pasmo GaN
3,5 eV <sup>1</sup>	NDA, DFA	SSPM	międzywarstwowe przejście z pasma walencyjnego AlGaIn do pasma przewodnictwa GaN lub przejście z pasma walencyjnego GaN do dyskretnych stanów energetycznych w kanale 2DEG [31]
3,75 eV	NDA, DFA	SSPM <sup>2</sup> , SSRM	przejście pasmo-pasmo AlGaIn
> 3,8 eV <sup>3</sup>	NDA, DFA	SSPM, SSRM	Obecności nanokrystalitów AlGaIn o zawartości Al przekraczającej 20 %

<sup>1</sup> znacznie mniejsze niż przejście obserwowane dla próbki S1

<sup>2</sup> w pomiarach SSPM występowało przesunięcie przejścia pasmo-pasmo

<sup>3</sup> kilka różnych przejść powyżej energii 3,8 eV

#### 4.3.7 Podsumowanie

Wykazany i omówiony w autoreferacie cykl dziesięciu publikacji przedstawia wyniki moich prac badawczych, których celem było zastosowanie i rozwój mikroskopii ze skanującą sondą do charakteryzacji lokalnych właściwości elektrycznych oraz diagnostyki struktur przyrządowych na bazie półprzewodników AIIIIV-N.

**Do najważniejszych osiągnięć moich badań, stanowiących oryginalny i znaczny wkład w rozwój dyscypliny automatyka, elektronika i elektrotechnika, zaliczam:**

- uwzględnienie występowania efektu skalowania kontaktu prostującego w interpretacji wyników pomiarów metodą Skaningowej Mikroskopii Rezystancji Rozproszonej warstw i struktur półprzewodników złożonych [h1],
- wskazanie przyczyn niewłaściwego działania struktur czujników pola magnetycznego typu MagFET, na bazie GaAs oraz heterostruktur AlGaIn/GaN z podwójną epitaksją bufora GaN, pozwalające na optymalizację technologii wytwarzania przyrządów [h1],

- wykazanie związku między chropowatością powierzchni (a tym samym interfejsu AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>) a zmianami rozkładu ruchliwości nośników w dwuwymiarowym gazie elektronowym w heterostrukturach AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> [h5],
- wykazanie i przedstawienie, po raz pierwszy w literaturze przedmiotu, dzięki bezpośredniej obserwacji mikroskopowej, odmiennego wpływu różnego rodzaju defektów powierzchniowych, obecnych w heterostrukturach AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub>, na procesy formowania i przewodnictwa dwuwymiarowego gazu elektronowego [h6],
- obserwację i wyjaśnienie wpływu nieliniowości kontaktów omowych fotorezystorów na powierzchniową zmianę rozkładu fotoprądu w strukturach planarnych [h7],
- zbadanie lokalnego i zmieniającego się w czasie charakteru wzrostu potencjału powierzchniowego warstw metali, katalizujących rozpad wodoru pod wpływem jego obecności, zależnego od struktury i rodzaju metalu, co pozwoliło zaproponować optymalny rodzaj i grubość metalizacji warstwy katalizującej rozpad wodoru w konstrukcji czujnika wodoru, bazującego na wykorzystaniu właściwości złącza Schottky'ego do warstw Ga<sub>N</sub> i heterostruktur AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> [h8],
- opracowanie nowej metody analizy ilościowej powierzchni z wykorzystaniem powierzchniowej analizy chropowatości [h9],
- opracowanie nowatorskiej metodyki badań lokalnych właściwości elektrycznych warstw i struktur półprzewodnikowych, z wykorzystaniem technik mikroskopii ze skanującą sondą (skaningowej mikroskopii pojemnościowej, skaningowej mikroskopii potencjału powierzchniowego oraz skaningowej mikroskopii rezystancji rozporoszonej) z jednoczesnym pobudzeniem optycznym próbki, które zostały wykorzystane do zbadania niejednorodności właściwości heterostruktur AlGa<sub>N</sub>/Ga<sub>N</sub> wywołanych mikrostrukturą powierzchni [h10].

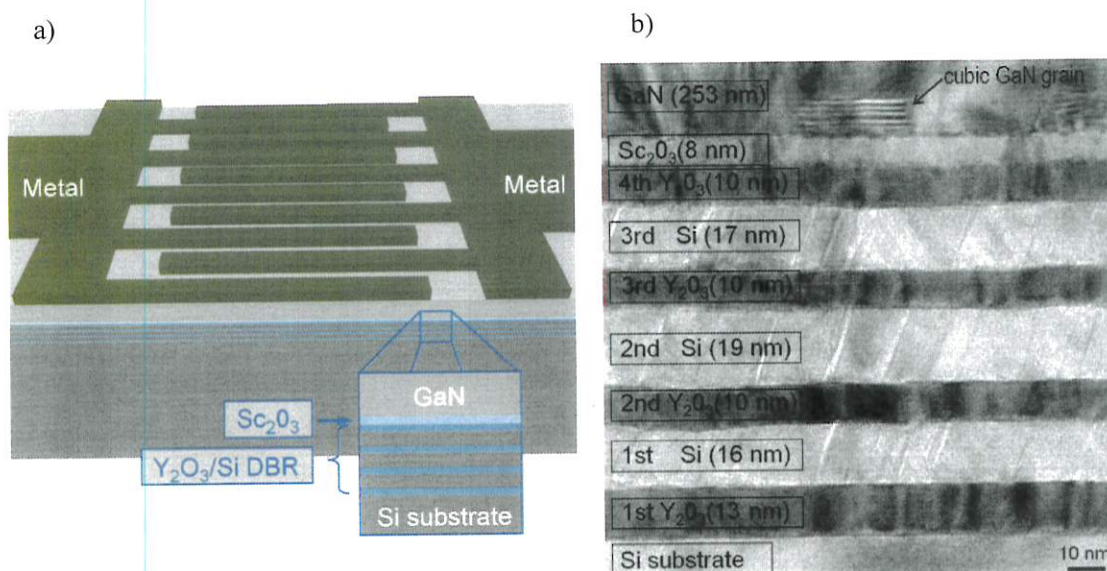
## **5. Informacja o wykazywaniu się istotną aktywnością naukową realizowaną w więcej niż jednej uczelni, instytucji naukowej, w szczególności zagranicznej**

### **5.1. Stypendium indywidualne w ramach akcji Marii Skłodowskiej Curie w 7. Programie Ramowym realizowane w instytucie IHP GmbH w okresie 07.2012 – 11.2013**

W okresie od kwietnia do sierpnia 2011 roku byłem zatrudniony jako pracownik naukowy (stanowisko typu *visiting reaseracher*) na 1/2 etatu w Leibniz-Institut für innovative Mikroelektronik IHP GmbH we Frankfurcie nad Odrą w Niemczech. W czasie pobytu poznałem techniki pomiarowe: zaawansowaną metodę Halla - technikę ilościowej analizy spektrum ruchliwości - QMSA oraz mikrospektroskopię Ramana, które wykorzystywałem



do pomiarów i analizy właściwości heterostruktur AlGaIn/GaN wytworzonych w Wydziałowym Zakładzie Mikroelektroniki i Nanotechnologii Wydziału Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki Politechniki Wrocławskiej. W tym czasie przygotowałem i złożyłem wnioski o przyznanie stypendium indywidualnego w ramach akcji Marii Skłodowskiej Curie w 7. Programie Ramowym na realizowanie projektu badawczego pod tytułem: “Planar ultraviolet radiation detectors based on GaN grown on silicon substrates with novel double oxide buffer layer”. Projekt uzyskał finansowanie, i w okresie od lipca 2012 do listopada 2013 brałem udział w jego realizacji w departamencie „Materials Research” w Instytucie IHP GmbH kierowanym przez prof. Thomasa Schrödera. W ramach realizacji projektu wytworzono warstwy GaN na podłożach krzemowych, z zastosowaniem tlenkowej dwuwarstwy buforowej  $Y_2O_3/Sc_2O_3$  metodą epitaksji z wiązek molekularnych, których parametry strukturalne i elektryczne były wystarczające do zastosowania ich w konstrukcji przyrządów. Zostały zaprojektowane i wykonane struktury fotodetektorów promieniowania ultrafioletowego typu MSM (ang. *metal-semiconductor-metal*) oraz przeprowadzono pomiary ich parametrów. Zaprojektowano, a także wytworzono nowatorską strukturę fotodetektora ze zintegrowanym zwierciadłem Bragga, pozwalającym zwiększyć jego czułość w zakresie UV. Na rysunku 40. przedstawiono schemat konstrukcji detektora oraz obraz przekroju struktury w obszarze zwierciadła Bragga uzyskany z transmisyjnego mikroskopu elektronowego.



Rys. 40. Detektor UV GaN M-S-M na podłożu krzemowym ze zwierciadłem Bragga: a) Schemat konstrukcji, b) obraz z mikroskopu TEM przekroju struktury w obszarze zwierciadła

Podczas realizacji badań powstały dwie prace opublikowane w czasopiśmie naukowych z bazy *Journal Citation Reports* oraz dwie prace w recenzowanych materiałach konferencyjnych:

1. Adam Szyszka, L. Lupina, G. Lupina, Michał M. Mazur, M. A. Schubert, P. Storck, S. B. Thapa, T. Schroeder: *Enhanced ultraviolet GaN photo-detector response on Si (111) via engineered oxide buffers with embedded Y2O3/Si distributed Bragg reflectors*, Applied Physics Letters. 2014, vol. 104, nr 1, art. 011106, s. 1-5.
2. Adam Szyszka, L. Lupina, G. Lupina, M. A. Schubert, P. Zaumseil, M. Haeberlen, P. Storck, S. B. Thapa, T. Schroeder: *Ultraviolet GaN photodetectors on Si via oxide buffer heterostructures with integrated short period oxide-based distributed Bragg reflectors and leakage suppressing metal-oxide-semiconductor contacts*, Journal of Applied Physics. 2014, vol. 116, nr 8, art. 083108, s. 1-9.
3. Adam Szyszka, L. Lupina, G. Lupina, Karol Malecha, T. Schroeder: *M-S and M-O-S contacts to N-polar GaN on silicon (111) for UV photodetector application*, W: 2013 IEEE International Semiconductor Conference Dresden - Grenoble (ISCDG): Technology, Design, Packaging, Simulation and Test International Conference and Table Top Exhibition, Dresden, Germany, September 26-27, 2013. Piscataway, NJ: IEEE, 2013. s. 1-3.
4. Adam Szyszka, L. Tarnawska, M. A. Schubert, G. Lupina, Michał M. Mazur, T. Schroeder: *Gallium nitride MSM UV detector structures on silicon substrates integrated via oxides buffer layers*, W: The 37th Workshop on Compound Semiconductor Devices and Integrated Circuits, Warnemünde, Germany, May 26th - May 29th 2013. s. 131-132.

(Kopie dokumentów potwierdzających odbycie stażu naukowego oraz publikacji powstałych w wyniku prowadzenia badań w zagranicznej jednostce naukowej znajdują się w załączniku 7.1)

## **5.2. Staż naukowy w Institut des Nanotechnologies de Lyon w okresie 01.09.2011-30.09.2011**

We wrześniu 2011 odbyłem staż naukowy w Instytucie Nanotechnologii w Lyonie (INL), w czasie którego realizowałem projekt pod tytułem: *Badanie właściwości optycznych układu półprzewodników ZnO/GaN wykorzystywanego w konstrukcji detektorów promieniowania ultrafioletowego typu MSM*. Prace wykonywane były w grupie Spektroskopii i Nanotechnologii kierowanej przez profesora Bruno Masenella. W trakcie badań zajmowałem się wyznaczeniem właściwości optycznych warstw GaN, wytworzonych metodą MOCVD, oraz warstw ZNO, otrzymanych metodą osadzania warstw atomowych (ALD – ang. *Atomic Layer Deposition*) z pomiarów za pomocą spektroskopii fotoluminescencji.

Podczas realizacji badań powstała jedna praca opublikowana w recenzowanych materiałach konferencyjnych:

1. Adam Szyszka, Mateusz M. Wośko, Aleksandra Apostoluk, Wojciech Macherzyński, Regina Paszkiewicz, Bruno Masenelli, Marek Tłaczała: *Properties of AlGaIn/GaN heterostructures with double GaN buffer layer for HFET fabrication*, Proceedings of the

18th International Conference on Applied Physics of Condensed Matter (APCOM 2012), June 20-22, 2012, Štrbské Pleso, Slovak. s. 186-189.

*(Kopie dokumentów potwierdzających odbycie stażu naukowego oraz publikacji powstałych w wyniku prowadzenia badań zagranicznej jednostce naukowej znajdują się w załączniku 7.2)*

## **6. Informacja o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz popularyzujących naukę lub sztukę**

### **6.1 Opieka naukowa nad studentami**

Prace dyplomowe prowadzone na Wydziale Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki (WEMiF PWr), Wydziale Mechanicznym (WM PWr) oraz Wydziale Techniczno-Inżynieryjnym (WTI PWr):

#### Prace magisterskie:

1. *Pomiary elektrycznych właściwości struktur epitaksjalnych metodami AFM*, 2009 r., Hubert Lipowicz, WEMiF PWr,
2. *Symulacje rozplywu prądu w warstwach epitaksjalnych badanych techniką Skaningowej Mikroskopii Rezystancji Rozproszonej*, 2010r., Adam Kasprzak, WEMiF PWr,
3. *Badanie rozkładów potencjałów powierzchniowych w przyrządach półprzewodnikowych*, 2010r., Gracjan Bartków, WEMiF PWr,
4. *Inteligentny system oświetlenia wewnętrznego*, 2011 r., Patryk Głowacki, WEMiF PWr.,
5. *Badania epitaksjalnych warstw półprzewodników metodą skaningowej mikroskopii pojemnościowej*, 2014 r., Michał Obłąk, WEMiF PWr,
6. *Zastosowanie metod zaawansowanej analizy chropowatości w technologii półprzewodnikowej*, 2016 r., Alicja Barzańska, WEMiF PWr,
7. *Ocena wpływu oświetlenia na wyniki charakteryzacji warstw półprzewodnikowych zaawansowanymi trybami mikroskopii ze skanującą sondą*, 2016 r., Szymon Szczurko, WEMiF PWr,
8. *Obserwacja lokalnych zmian właściwości elektrycznych struktur półprzewodnikowych wywołanych oświetleniem metodami mikroskopii ze skanującą sondą*, 2018 r., Oskar Puszkarski, WEMiF PWr,
9. *Badanie lokalnych właściwości epitaksjalnych struktur półprzewodnikowych metodami mikroskopii ze skanującą sondą w warunkach oświetlenia próbki*, 2018 r., Adrian Antkowiak, WEMiF PWr.

#### Prace inżynierskie:

1. *Przetwornik napięcie prąd małych wartości prądu*, 2010 r., Michał Wolski, WEMiF PWr,
2. *Moduł przetworników prąd-napięcie*, 2011 r., Tomasz Brzóska, WEMiF PWr,
3. *Układ oświetlacza ledowego próbki do mikroskopu AFM*, 2014 r., Tomasz Czyżowicz, WEMiF PWr,
4. *Oprogramowanie sterujące pracą źródła mierzącego*, 2014 r., Mateusz Malec, WEMiF PWr,
5. *Układ regulacji temperatury stolika mikroskopu AFM*, 2015 r., Alicja Barzańska, WEMiF PWr,

6. *Badanie powierzchni warstw półprzewodnikowych metodą powierzchniowej zależności chropowatości*, 2015 r., Szymon Szczurko, WEMiF PWr,
7. *Układ akustycznego powiadamiania o zakończeniu pomiaru w mikroskopie AFM*, 2015 r., Tomasz Krawiec, WEMiF PWr,
8. *Projekt zdalnie sterowanej głowicy kranu kamerowego*, 2015 r., Radosław Łabęcki, WEMiF PWr,
9. *Oprogramowanie do zawansowanej analizy chropowatości powierzchni*, 2016 r., Bartosz Czerwona, WEMiF PWr,
10. *Autonomiczny robot mobilny do pomiaru szkodliwych i niebezpiecznych czynników w halach przemysłowych*, 2016 r., Dawid Bednarczyk, WM PWr,
11. *Oprogramowanie do autonomicznego robota mobilnego do pomiaru szkodliwych i niebezpiecznych czynników w halach przemysłowych*, 2016 r., Mateusz Adamski, WM PWr,
12. *Zasilacz do stanowiska pogrubiania elektrolitycznego warstw metalizacji*, 2016 r., Marcin Walczak, WEMiF PWr,
13. *Opracowanie metodyki pomiaru czasowych zmian lokalnych właściwości elektrycznych warstw półprzewodnikowych wywołanych oświetleniem metodami mikroskopii ze skanującą sondą*, 2017 r., Filip Cukataridis-Olechnowski, WEMiF PWr,
14. *Interaktywna strona internetowa do nauki podstaw elektroniki dla studentów kierunków nieelektronicznych*, 2017 r., Kamil Hanuszewicz, WEMiF PWr,
15. *Oprogramowanie do wyznaczania parametrów struktury powierzchni*, 2017 r., Maciej Puchała, WEMiF PWr,
16. *Inteligentna elektrownia słoneczna*, 2018 r., Tomasz Ogrodnik, WEMiF PWr,
17. *Stanowisko dydaktyczne do automatycznych pomiarów charakterystyk I-V*, 2018 r., Adam Śliwiński, WEMiF PWr,
18. *Automatyzacja procesów tworzenia projektów dla sterowników PLC*, 2018 r., Daniel Demedziuk, WEMiF PWr,
19. *Aplikacja mobilna na urządzenia przenośne ucząca podstawowych praw elektroniki*, 2018 r., Grzegorz Zieliński, WEMiF PWr,
20. *Układ do monitorowania mocy promieniowania oświetlacza światłowodowego*, 2019 r., Rafał Bilkowski, WEMiF PWr,
21. *Stanowisko dydaktyczne do automatycznych pomiarów charakterystyk I-V tranzystorów*, 2019 r Przemysław Kabała, WTI PWr,
22. *Mikroprocesorowa stacja pogodowa z wyświetlaczem wielkoformatowym*, 2019 r., Łukasz Szutowski, inż., WTI PWr,
23. *Stanowisko dydaktyczne do automatycznych pomiarów parametrów układów prostowniczych*, 2020 r., Paweł Domański, WTI PWr,
24. *Mikroprocesorowy wskaźnik ciśnienia i temperatury oleju w silniku samochodowym*, 2021r., Przemysław Mlazga, WTI PWr.

## **6.2 Działalność organizacyjna na rzecz dydaktyki**

2011 – praca w Wydziałowej Komisji ds. Krajowych Ram Kwalifikacji na kierunku Mechatronika WEMiF PWr.

- 2015 – obecnie, praca w Komisji Egzaminów Dyplomowych na Wydziale Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki.
- 2011 – opracowanie wykładu *Podstawy Telekomunikacji* na Wydziale Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki PWr.
- 2011 – opracowanie wykładu *Elektronika* na Wydziale Mechanicznym PWr.
- 2015 – opracowanie i prowadzenie wykładu oraz laboratorium *Wykorzystanie skaningowej mikroskopii elektronowej oraz spektrometrii rentgenowskiej z dyspersją energii w diagnostyce materiałów i struktur półprzewodnikowych* w ramach kursu *Nowoczesna diagnostyka materiałowa* na Wydziale Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki PWr.
- 2016 – opracowanie wykładu i przygotowanie ćwiczeń w ramach kursu *Podstawy Elektrotechniki* na Wydziale Techniczno-Inżynierskim PWr.
- 2017 – opracowanie wykładów: *Elektronika* oraz *Elementy i Układy Elektroniczne* na Wydziale Techniczno-Inżynierskim PWr.
- 2017 – organizacja i uruchomienie *Laboratorium Elementów i Układów Elektronicznych* na Wydziale Techniczno-Inżynierskim PWr (projekt stanowisk dydaktycznych, stworzenie makiet pomiarowych, zakup urządzeń) oraz opracowanie instrukcji do ćwiczeń prowadzonych w tym laboratorium.
- 2017 – opracowanie wykładu i przygotowanie zajęć projektowych w ramach kursu *Podstawy Projektowania Układów Elektronicznych* na Wydziale Techniczno-Inżynierskim PWr.
- 2018 – opracowanie wykładów: *Podstawy Techniki Mikroprocesorowej* oraz *Mikrosystemy w Pomiarach* na Wydziale Techniczno-Inżynierskim PWr.
- 2018 – organizacja i uruchomienie *Laboratorium Techniki Mikroprocesorowej* oraz *Laboratorium Komputerowych Systemów Pomiarowych* na Wydziale Techniczno-Inżynierskim PWr (projekt stanowisk dydaktycznych, stworzenie makiet pomiarowych, zakup urządzeń) oraz opracowanie instrukcji do ćwiczeń prowadzonych w tych laboratoriach.
- 2018 – organizacja i uruchomienie *Laboratorium Techniki Mikroprocesorowej* na Wydziale Techniczno-Przyrodniczym PWr (projekt stanowisk dydaktycznych, stworzenie makiet pomiarowych, zakup urządzeń) oraz opracowanie instrukcji do ćwiczeń prowadzonych w tym laboratorium.
- 2019 – uczestnictwo w kursach podnoszących kwalifikacje nauczyciela akademickiego w ramach projektu Politechniki Wrocławskiej *Innowacyjna uczelnia – innowacyjny nauczyciel*:
- Podstawy użytkowania platformy e-learningowej i tablicy elektronicznej (16h);
  - Zaawansowane użytkowanie platformy e-learningowej (Elementy grywalizacji w praktyce edukacyjnej na platformie uczelnianej) (16h);
  - Profesjonalny warsztat nauczyciela akademickiego (6h);

- Warsztat Action Learning (17h).

### **6.3 Działalność na rzecz popularyzacja nauki**

Organizacja wycieczek pokazowych po laboratoriach Wydziału Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki PWr dla uczniów z IV Liceum Ogólnokształcącego w Ostrowie Wielkopolskim w latach: 2007, 2010, 2015 i 2018.

Pełnienie funkcji koordynatora Pikniku Mikroelektronicznego realizowanego w ramach Dolnośląskiego Festiwalu Nauki (DFN) w latach 2014 i 2018.

Organizacja i współprowadzenie imprezy *Mikroelektronika na własne oczy* realizowanej w czasie Pikniku Mikroelektronicznego w ramach DFN 2014, 2018, 2019 i 2020.

Prowadzenie zajęć z przedmiotu „Elektronika” w ramach projektu „Współpraca Politechniki Wrocławskiej ze szkołami średnimi” dla uczniów Zespołu Szkół Politechnicznych – Energetyk w Wałbrzychu w latach 2018 (24h) i 2019 (12h).

Prowadzenie warsztatów z zakresu optoelektroniki w czasie Dnia Otwartego na Wydziale Techniczno-Inżynieryjnym Politechniki Wrocławskiej w latach 2018, 2019 i 2020.

### **6.4 Działalność organizacyjna**

2010 – 2016, członek zespołu ds. realizacji projektu w ramach programu POIŚ, Działanie 13.1 Infrastruktura szkolnictwa wyższego pt.: *Międzyuczelniane Centrum Dydaktyczno-Technologiczne „Technopolis” we Wrocławiu*, nr 13.1-3.

2015 – obecnie, opiekun merytoryczny „Laboratorium diagnostyki przyrządów oraz układów półprzewodnikowych, mikroelektronicznych i optoelektronicznych”.

2017 – obecnie, opiekun techniczny „Laboratorium spektralnie czystej wody”.

2017 – 2019 - praca w Zespole Promocji Wydziału Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki.

### **6.5 Otrzymane nagrody i stypendia**

2009 i 2010 - Stypendium *Rozwój potencjału dydaktyczno-naukowego młodej kadry akademickiej Politechniki Wrocławskiej*, projekt finansowany przez Program Operacyjny Kapitał Ludzki (PKOL), 10.2009 - 3.2010 oraz 04 - 09.2010, stypendysta I i II edycji konkursu.

2011 - Stypendium Rządu Francuskiego na pobyt badawczy (Stage de Recherche) w Instytucie Nanotechnologii w Lionie, Francja.

2012 - Stypendium Marie Currie Research Grant - Intra-European Fellowship w ramach 7. programu ramowego w zakresie badań i rozwoju technologicznego.

## 6.6 Prowadzenie sesji na konferencjach

Prowadzenie sesji na VII Kongresie Polskiego Towarzystwa Próżniowego 04.07 - 05.07.2019, Wrocław.

### Literatura:

- [1] Huey B.D., Luria J., Bonnell D.A., *Scanning Probe Microscopy in Materials Science*. In: Hawkes P.W., Spence J.C.H. (eds) Springer Handbook of Microscopy. Springer Handbooks. Springer, Cham, (2019).
- [2] Wu Q., Bayerl A., Porti M., Martin-Martinez J., Lanza M., Rodriguez R., Velayudhan V., Nafira M., Aymerich X., Bargallo Gonzalez M., Simoen E., *A Conductive AFM Nanoscale Analysis of NBTI and Channel Hot-Carrier Degradation in MOSFETs*, IEEE Transactions on Electron Devices, vol. 61, no. 9 (2014) pp. 3118-3124.
- [3] Bergbauer, T. Lutz, W. Frammelsberger, G. Benstetter, *Kelvin probe force microscopy – An appropriate tool for the electrical characterisation of LED heterostructures*, Microelectronics Reliability, Volume 46, Issues 9–11, 2006, pp. 1736-1740.
- [4] Sviridov D. E., Jmerik V. N., Rouvimov S., Nechaev D. V., Kozlovsky V. I., Ivanov S. V., *Direct observation of spatial distribution of carrier localization sites in ultrathin GaN/ AlN quantum wells by spreading resistance microscopy*, Appl. Phys. Lett. 114, 061601 (2019).
- [5] Stern A., Aharon S., Binyamin T., Karmi A., Rotem D., Etgar L., Porath D., *Electrical Characterization of Individual Cesium Lead Halide Perovskite Nanowires Using Conductive AFM*. Adv. Mater., 32 (2020) 1907812.
- [6] Wood D., Hancox I., Jones T. S., Wilson N. R., *Quantitative Nanoscale Mapping with Temperature Dependence of the Mechanical and Electrical Properties of Poly(3-hexylthiophene) by Conductive Atomic Force Microscopy* The Journal of Physical Chemistry C 119 (21) (2015) 11459-11467.
- [7] Berger R., Domanski A. L., Weber S. A. L., *Electrical characterization of organic solar cell materials based on scanning force microscopy*, European Polymer Journal, Volume 49, Issue 8 (2013) Pages 1907-1915.
- [8] Sumin Jeon, Minwoo Kim, Jingyuan Jia, Jin-Hong Park, Sungjoo Lee, Young Jae Song, *Controlled p-doping of black phosphorus by integration of MoS2 nanoparticles*, Applied Surface Science, Volume 440 (2018) Pages 282-287.
- [9] Giannazzo F., Greco G., Schilirò E., Di Franco S., Deretzis I., Nicotra G., La Magna A., Roccaforte F., *Nanoscale electrical mapping of two-dimensional materials by conductive atomic force microscopy for transistors applications*, AIP Conference Proceedings 1990, (2018) 020008.
- [10] Nakakura C.Y., Tangyunyong P., Anderson M.L. *Scanning Capacitance Microscopy*. In: Kalinin S., Gruverman A. (eds) Scanning Probe Microscopy. Springer, New York, NY (2007).
- [11] Kronik L., Shapira Y., *Surface photovoltage phenomena: theory, experiment, and applications*, Surface Science Reports, Volume 37, Issues 1–5 (1999) pp. 1-206.
- [12] Eyben P., Vanhaeren D., Janssens T., Hantschel T., Vandervorst W., Adachi K., Ishimaru K., *Evaluation of the junction delineation accuracy and reproducibility with the SSRM technique*, Microelectronic Engineering 84, 2007, pp. 437–440.
- [13] Clarysse T., De Wolf P., Bender H., Vandervorst W., *Recent insights into the physical modeling of the spreading resistance point contact*, Journal of Vacuum Science and Technology B, 14, 1996, pp. 358–368.
- [14] Smit G. D. J., Rogge S., Klapwijk T. M., *Scaling of nano-Schottky-diodes*, Applied Physics Letters 81 2002, pp. 3852–3854.
- [15] J. J. Kopanski, J. F. Marchiando, and B. G. Rennex, *Carrier concentration dependence of the scanning capacitance microscopy signal in the vicinity of p–n junctions*, J. Vac. Sci. Technol. B 18, 409 (2000).

- [16] Y. D. Hong, Y. T. Yeow, W. Chim, K. Wong, and J. J. Kopanski, *Influence of Interface Traps and Surface Mobility Degradation on Scanning Capacitance Microscopy Measurement*, IEEE T. Electron. Dev. 51, 1496 (2004).
- [17] M. N. Chang, C. W. Hu, T. H. Chou, and Y. J. Lee, *Contrast distortion induced by modulation voltage in scanning capacitance microscopy*, Appl. Phys. Lett. 101, 083503-1 (2012).
- [18] Meyer J. R., Hoffman C. A., Antoszewski J., Faraone L., *Quantitative mobility spectrum analysis of multicarrier conduction in semiconductors* J. Appl. Phys. 81 (1997), 709.
- [19] T. Szymański, M. Wośko, M. Wzorek, B. Paszkiewicz and R. Paszkiewicz, *Origin of surface defects and influence of an in situ deposited SiN nanomask on the properties of strained AlGaIn/GaN heterostructures grown on Si (111) using metal-organic vapour phase epitaxy*, CrystEngComm, 18 (2016) 8747-8755.
- [20] K. V. Smith, E. T. Yu, J. M. Redwing, K. S. Boutros, *Scanning capacitance microscopy of AlGaIn/GaN heterostructure field-effect transistor epitaxial layer structures*, Appl. Phys. Lett. 75 (1999) 2250-2252.
- [21] Y. Xin, E. M. James, I. Arslan, S. Sivananthan, N. D. Browning, S. J. Pennycook, F. Omne's, B. Beaumont, J-P. Faurie, P. Gibart, *Threading dislocations in metalorganic vapor phase epitaxy grown wurtzite GaN thin films*, Appl. Phys. Lett. 76 (2000) 466-468.
- [22] G. Koley, M. G. Spencer, *Scanning Kelvin probe microscopy characterization of dislocations in III-nitrides grown by metalorganic chemical vapor deposition*, Appl. Phys. Lett. 78 (2001) 2873-2875
- [23] D. Yu. Protasov, T. V. Malin, A. V. Tikhonov, A. F. Tsatsulnikov, K. S. Zhuravlev, *Electron scattering in AlGaIn/GaN heterostructures with a two-dimensional electron gas* Semiconductors, 47 (2013) 33-44.
- [24] J. W. P. Hsu, H. M. Ng, A. M. Sergent, S. N. G. Chu, *Scanning Kelvin force microscopy imaging of surface potential variations near threading dislocations in GaN*, Appl. Phys. Lett., 81 (2002) 3579-3581.
- [25] R. C. Barrett, *Charge storage in a nitride-oxide-silicon medium by scanning capacitance microscopy* C. F. Quate, Journal of Applied Physics 70, (1991) 2725-2733.
- [26] Bozek R., Pakula K., Baranowski J.: *Light induced contrast in Kelvin Force Microscopy of GaN epilayers*, Eur. Phys. J. Appl. Phys. 27 (2004), 97-100.
- [27] Katz O., Garber V., Meyler B., Bahir G., Salzman J.: *Gain mechanism in GaN Schottky ultraviolet detectors*, Applied Physics Letters 79(10) (2001), 1417-1419.
- [28] R. Dus, E. Nowicka, R. Nowakowski, *The Response of Work Function of Thin Metal Films to Interaction with Hydrogen*, Acta Phys. Pol. A 114, S-29 (2008).
- [29] W. Marciniak, *Przyrządy półprzewodnikowe i układy scalone*, WNT Warszawa 1987.
- [30] Persson B. N. J., Albohr O., Tartaglino U., Volokitin A. I. and Tosatti E. 2005 *On the nature of surface roughness with application to contact mechanics, sealing, rubber friction and adhesion* J. Phys.: Condens. Matter 17 R1-R62.
- [31] Lin H. C., Lee F. M., Cheng Y. C., Lee K. W., Adriyanto F and Wanga Y H *InGaP/InGaAs MOS-PHEMT with a nanoscale liquid phase-oxidized InGaP dielectric* Solid-State Electronics (2012) 68 27-31.
- [32] Boutchacha T. and Ghibaudo G. 2011 *Improved Modeling of Low-Frequency Noise in MOSFETs—Focus on Surface Roughness Effect and Saturation Region* IEEE Transactions On Electron Devices 58 3156-3161.
- [33] Lee K. K., Lim D. R., Luan H. C., Agarwal A., Foresi J., and Kimerling L. C 2000 *Effect of size and roughness on light transmission in a Si/SiO<sub>2</sub> waveguide: Experiments and model* Applied Physics Letters 77 1617-1619.
- [34] Sakaki H., Noda T., Hirakawa K., Tanaka M., and Matsusue T. 1987 *Interface roughness scattering in GaAs/AlAs quantum wells* Applied Physics Letters 51 1934-1936.
- [35] Lisesivdin S. B., Yildiz A., Balkan N., Kasap M., Ozcelik S. and Ozbay E. 2010 *Scattering analysis of two-dimensional electrons in AlGaIn/GaN with bulk related parameters extracted by simple parallel conduction extraction method* J. Appl. Phys. 108 013712.



- [36] Stanley R. P., Houdre R., Oesterle U., Gailhanou M. and Ilegems M. 1994 *Ultra-high finesse microcavity with distributed Bragg reflectors* Appl. Phys. Lett. **65** 1883-1885
- [37] Chung C. J., Chen Y. C., Cheng C. C., Wei C. L. and Kao K. S. 2007 *Influence of Surface Roughness of Bragg Reflectors on Resonance Characteristics of Solidly-Mounted Resonators* IEEE transactions on ultrasonics, ferroelectrics, and frequency control **54** 802-808.
- [38] Werner J. H., and Güttler H. H., 1991 *Barrier inhomogeneities at Schottky contacts* Journal of Applied Physics **69** 1522-1533.
- [39] Vitanov P., Kamenova M., Tyutyundzhiev N., Delibasheva M., Goranova E., Peneva M. 1997 *High-efficiency solar cell using a thin porous silicon layer* Thin Solid Films **297** 299-303.
- [40] Gadelmawla E. S., Koura M. M., Maksoud T. M. A., Elewa I. M. and Soliman H H 2002 *Roughness parameters* J. of Materials Proces. Tech. **123** 133-145.
- [41] Turak A., Heidkamp J. and Dosch H. 2010 *Molecular heterojunction morphology on rough substrate surfaces: component separation by Fourier subtraction* Nanotechnology **21** 285705.
- [42] Raoufi D. and Kalali Z. 2012 *Wavelet-fractal approach to surface characterization of nanocrystalline ITO thin films* Physica B **407** 4369-4374.
- [43] Guisbiers G., Van Overschelde O., Wautelet M., Leclere P. and Lazzaroni R. 2007 *Fractal dimension, growth mode and residual stress of metal thin films* J. Phys. D: Appl. Phys. **40** 1077-1079.
- [44] Bellitto V. (Editor) 2012 *Atomic Force Microscopy - Imaging, Measuring and Manipulating Surfaces at the Atomic Scale* Publisher: InTech.
- [45] Boussu K., Van der Bruggen B., Volodin A., Snauwaert J., Van Haesendonck C. and Vandecasteele C 2005 *Roughness and hydrophobicity studies of nanofiltration membranes using different modes of AFM* Journal of Colloid and Interface Science **286** 632-638.
- [46] Poon C. Y. and Bhushan B. 1995 *Comparison of surface roughness measurements by stylus profiler, AFM and non-contact optical profiler* Wear **190** 76-88.
- [47] Wośko M, Paszkiewicz R, Paszkiewicz B and Tłaczała M 2013 *Influence of AlN spacer on the properties of AlGaIn/AlN/GaN heterostructures* Optica Applicata **43** 27-33.
- [48] Szymański T., Wośko M., Paszkiewicz B., Indykiewicz K. and Paszkiewicz R. 2014 *Correlation of selected problems during GaN MOVPE epitaxy on Si substrates with in-situ interferometer observation* Journal of Electrical Engineering **65** 294-298.
- [49] Gotszalk T. P., Janus P., Marendziak A. and Szeloch R. F. 2007 *Uncertainty of atomic force microscopy measurements* Optica Applicata **37** 397-403.
- [50] Hristu R., Stanciu S. G., Stanciu G. A., Çapan İ., Güner B. and Erdoğan M 2012 *Influence of Atomic Force Microscopy Acquisition Parameters on Thin Film Roughness Analysis* Microscopy Research and Technique **75** 921-927.
- [51] Wang C. and Itoh H 2013 *A simulation study for evaluating and improving the accuracy of surface roughness measured by atomic force microscopy* Meas. Sci. Technol. **24** 035401.
- [52] Poon C. Y. and Bhushan B. 1995 *Comparison of surface roughness measurements by stylus profiler, AFM and non-contact optical profiler* Wear **190** 76-88.
- [53] Whitehouse D. J. and Phillips M. J., 1982 *Two-Dimensional Discrete Properties of Random Surfaces* Phil. Trans. R. Soc. Lon. **305** 441-468.
- [54] Greenwood J. A., 1984 *A Unified Theory of Surface Roughness* Phil. Trans. R. Soc. Lon. **393** 133-157.
- [55] Cimallaa V., Machleidt T., Spiess L., Gubisch M., Hotovy I., Romanus H., and Ambacher O 2007 *Analysis of nanocrystalline films on rough substrates* Ultramicroscopy **107** 989-994.
- [56] Yang J., Kopanski J. J., Postula A, Bialkowski M., *Experimental investigation of interface states and photovoltaic effects on the scanning capacitance microscopy measurement for p-n junction dopant profiling*, Applied Physics Letters, **86**, 18, (2005) 182101.
- [57] Bozek R., Pakula K. and Baranowski J.M., *Light induced contrast in Kelvin Force Microscopy of GaN epilayers*. phys. stat. sol. (c), **1**, (2004) 364-367.

- [58] Ho-Young Cha, Jeonghyun Hwang, Schaff W. J., Eastman L. F., Spencer M. G., *Perturbation of charges in AlGaIn/GaN heterostructures by ultraviolet laser illumination*, Journal of Applied Physics 96, (2004) 4253.
- [59] Narchi P., Alvarez J., Chrétien P., Picardi G., Cariou R., Foldyna M, Prod'homme P., Kleider J-P, Roca i Cabarrocas P., *Cross-Sectional Investigations on Epitaxial Silicon Solar Cells by Kelvin and Conducting Probe Atomic Force Microscopy: Effect of Illumination*. Nanoscale Research Letters, SpringerOpen, 11, 1 (2016) pp.55.
- [60] Streicher F., Sadewasser S., and Lux-Steiner M. Ch., *Surface photovoltage spectroscopy in a Kelvin probe force microscope under ultrahigh vacuum*, Review of Scientific Instruments 80 (2009) 013907.
- [61] Lin C., Merz T.A., Doust D. R., Joh J., del Alamo J. A., Mishra U. K., Brillson L. J., *Strain and Temperature Dependence of Defect Formation at AlGaIn/GaN High-Electron-Mobility Transistors on a Nanometer Scale*, in IEEE Transactions on Electron Devices, vol. 59, no. 10 (2012) pp. 2667-2674.
- [62] Mao-Nan Chang, Ruo-Syuan Lin, Hsueh-Hsing Liu, Hung-Min Lin, Hung-Cheng Lin, Jen-Inn Chyi, *Investigations of photo-assisted conductive atomic force microscopy on III-nitrides*, Microelectronics Journal, Volume 40, Issue 2 (2009) pp. 353-356.
- [63] Hui Xia, Tian-Xin Li, Heng-Jing Tang, Liang Zhu, Xue Li, Hai-Mei Gong, Wei Lu, *Nanoscale imaging of the photoresponse in PN junctions of InGaAs infrared detector*. Sci Rep 6, (2016) 21544.
- [64] Nakano Y., Irokawa Y., Sumida Y., Yagi S., Kawai H., *Photo-capacitance spectroscopy investigation of deep-level defects in AlGaIn/GaN hetero-structures with different current collapses*. phys. stat. sol. (RRL), 4 (2010) 374-376.
- [65] Jana D., and Sharma T. K., *A correlation between the defect states and yellow luminescence in AlGaIn/GaN heterostructures*, J. Appl. Phys. 122, (2017) 035101.
- [66] Dang X. Z., Wang C. D., Yu E. T., *Persistent photoconductivity and defect levels in n-type AlGaIn/GaN heterostructures*, Appl. Phys. Lett. 72 (1998) 2745.
- [67] Hsu J. W. P., Ng H. M., and Sergeant A. M., *Scanning Kelvin force microscopy imaging of surface potential variations near threading dislocations in GaN*, Appl. Phys. Lett. .
- [68] Barbet S., Aubry R., di Forte-Poisson M.-A., Jacquet J.-C., Deresmes D., Mélin T., and Théron D., *Surface potential of - and -type GaN measured by Kelvin force microscopy*, Appl. Phys. Lett. 93 (2008) 212107.
- [69] Turkulets Y., Shalish I., *Contactless Method to Measure 2DEG Charge Density and Band Structure in HEMT Structures*, IEEE Journal of the Electron Devices Society, vol. 6, (2018) pp. 703-707.
- [70] Lee, H., Perozek, J., Rosario, L., Bayram C., *Investigation of AlGaIn/GaN high electron mobility transistor structures on 200-mm silicon (111) substrates employing different buffer layer configurations*. Sci Rep 6 (2016) 37588.
- [71] Jih Shang Hwang, Zhan Shuo Hu, Ton Yuan Lu, Li Wei Chen, Shi Wei Chen, Tai Yuan Lin, Ching-Lien Hsiao, Kuei-Hsien Chen and Li-Chyong Chen, *Photo-assisted local oxidation of GaN using an atomic force microscope*, Nanotechnology 17 (2006) 3299–3303.
- [72] Hamachi T., Takeuchi S., Tohei T., Imanishi M., Imade M., Mori Y., and Sakai A., *Leakage current analysis for dislocations in Na-flux GaN bulk single crystals by conductive atomic force microscopy*, J. Appl. Phys. 123 (2018) 161417.
- [73] Bumho Kim, Daeyoung Moon, Kisu Joo, Sewoung Oh, Young Kuk Lee, Yongjo Park, Yasushi Nanishi, and Euijoon Yoon, *Investigation of leakage current paths in n-GaN by conductive atomic force microscopy*, Appl. Phys. Lett. 104 (2014) 102101.
- [74] Murayama H., Akiyama Y., Niwa R., Sakashita H., *Persistent photoconductivity in AlGaIn/GaN heterojunction channels caused by the ionization of deep levels in the AlGaIn barrier layer*, AIP Conference Proceedings 1566, 81 (2013).
- [75] Joh J., del Alamo J. A., *A Current-Transient Methodology for Trap Analysis for GaN High Electron Mobility Transistors*, IEEE Transactions on Electron Devices, vol. 58, no. 1, (2011) pp. 132-140.
- [76] Huayao Tu, Kuanghong Gao, Songran Zhang, Guolin Yu, Yan Sun, Tingting Kang, Xin Chen, and Ning Dai, *Anomalous field effect and slow relaxation in an AlGaIn/GaN quantum well*, Japanese Journal of Applied Physics 59 (2020) 055501.

[77] Burcu Ozden, Min P. Khanal, Suhyeon Youn, Vahid Mirkhani, Kosala Yapabandara, Minseo Park, Ming Zhao, Hu Liang, Prem Kumar Kandaswamy and Y. N. Saripalli, *Analysis of Point Defect Distributions in AlGaIn/GaN Heterostructures via Spectroscopic Photo Current-Voltage Measurements*, ECS J. Solid State Sci. Technol. 5 (2016) P3206.

[78] Yu L. S., Qiao D., Lau S. S., Redwing J. M., Lin J. Y., Jiang H. X., *Measurement of the Al mole fraction of bulk AlGaIn and AlGaIn/GaN heterostructure by photoconductance method*, Journal of Applied Physics 86 (1999) 2696.

[79] Mishori B., Muñoz M., Mourokh L., Pollak F. H., DeBray J.P., Ting S. and Ferguson I., *Surface Photovoltage Spectroscopy of InGaIn/GaN/AlGaIn Multiple Quantum Well Light Emitting Diodes*. MRS Proceedings. (2001) 680. <https://doi.org/10.1557/PROC-680-E4.2>.

.....Adam Szyszka.....

(podpis wnioskodawcy)

