

Autoreferat

(Załącznik nr 3)

dr inż. Mateusz Wośko
Politechnika Wroclawska

Wrocław, 2022

Spis treści

1	Dane personalne	3
2	Posiadane dyplomy, stopnie naukowe	3
3	Informacja o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych	4
4	Omówienie osiągnięć, o których mowa w art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2020 r. poz. 85 z późn. zm.)	4
4.1	Tytuł cyklu publikacji powiązanych tematycznie stanowiących osiągnięcie naukowe	4
4.2	Wykaz publikacji stanowiących osiągnięcie naukowe	4
4.3	Dane bibliometryczne	7
4.4	Spis skrótów i oznaczeń	7
4.5	Wprowadzenie	9
4.6	Dobór warstwy zarodkowej i wpływ podłoża na epitaksję GaN metodą MOVPE	13
4.7	Optymalizacja warunków osadzania warstw buforowych heterostruktur AlGaIn/GaN	29
4.8	Badanie wpływu konstrukcji bariery w heterostrukturach AlGaIn/GaN na parametry elektryczne dwuwymiarowego gazu elektronowego	43
4.9	Epitaksja selektywna oraz epitaksja wieloetapowa heterostruktur AlGaIn/GaN .	57
5	Omówienie działalności, o której mowa w art. 219 ust. 1 pkt. 3 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2020 r. poz. 85 z późn. zm.)	72
6	Informacja o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz popularyzujących naukę lub sztukę	76
6.1	Działalność dydaktyczna	76
6.2	Działalność organizacyjna	77
6.3	Działalność popularyzująca naukę	78
6.4	Inna działalność naukowo-techniczna	78
7	Omówienie pozostałych osiągnięć naukowo-badawczych	78

1. Dane personalne

Imię i nazwisko: Mateusz Woško

Data i miejsce urodzenia: 25.10.1980r., Bolesławiec

2. Posiadane dyplomy, stopnie naukowe

25.11.2009
doktor nauk technicznych

Politechnika Wrocławska, Wydział Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki, dziedzina: Elektronika, tytuł rozprawy doktorskiej: *"Opracowanie konstrukcji i technologii fotodetektorów z zastosowaniem nanostruktur półprzewodników AIIIIV o ciągłej zmianie składu"*, promotor prof. dr hab. inż. Regina Paszkiwicz, recenzenci: prof. dr hab. inż. Danuta Kaczmarek, prof. dr hab. Maciej Bugajski. Praca wyróżniona przez Radę Wydziału Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki, nagrodzona przez Polskie Towarzystwo Wzrostu Kryształów oraz Polskie Towarzystwo Próżniowe.

09.07.2004
magister inżynier

Politechnika Wrocławska, Wydział Elektroniki, kierunek: Elektronika i Telekomunikacja, specjalność: Optoelektronika i technika światłowodowa, tytuł pracy magisterskiej: *"Opracowanie technologii osadzania warstw GaN na podłożach krzemowych"*, opiekun prof. dr hab. inż. Regina Paszkiwicz.

3. Informacja o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych

od 10.2013	Adiunkt naukowo-dydaktyczny Politechnika Wrocławska, Wydział Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki (15.09.2021r. zmianie uległa nazwa wydziału na Wydział Elektroniki, Fotoniki i Mikrosystemów).
10.2010 - 09.2013	Adiunkt naukowy Politechnika Wrocławska, Wydział Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki.
10.2009 - 09.2010	Asystent naukowy Politechnika Wrocławska, Wydział Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki.

4. Omówienie osiągnięć, o których mowa w art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2020 r. poz. 85 z późn. zm.)

4.1. Tytuł cyklu publikacji powiązanych tematycznie stanowiących osiągnięcie naukowe

Osiągnięciem naukowym będącym podstawą ubiegania się o stopień naukowy doktora habilitowanego jest **cykl 15 prac** opublikowanych w czasopismach o zasięgu międzynarodowym, zatytułowany:

*„Opracowanie technologii zaawansowanych heterostruktur
AlGa_N/Ga_N do zastosowań w mikroelektronice“*

4.2. Wykaz publikacji stanowiących osiągnięcie naukowe

Publikacje wchodzące w skład cyklu wg kolejności cytowania:

- [1] Tomasz Szymański, **Mateusz Woško**, Bogdan Paszkiewicz, Kornelia Indykiewicz i Regina Paszkiewicz, „Correlation of selected problems during GaN MOVPE epitaxy on Si substrates with in-situ interferometer observation”, *Journal of Electrical Engineering*, t. 65, nr 5, s. 294–298, 2014, **IF: 0,378; Punktacja MNiSW 2013-2018: 15, Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.2478/jee-2014-0047.
- [2] **Mateusz Woško**, „Optimisation of LT-GaN nucleation layer growth conditions for the improvement of electrical and optical parameters of GaN layers”, *Optica Applicata*, t. 49, nr 1, s. 167–176, 2019, **IF 2019: 0,673; Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.5277/oa190115.
- [3] Tomasz Szymański, **Mateusz Woško**, Marek Wzorek, Bogdan Paszkiewicz i Regina 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*, t. 18, nr 45, 2016, **IF: 3,474; Punktacja MNiSW 2013-2018: 35**. DOI: 10.1039/c6ce01804a.
- [4] Tomasz Szymański, **Mateusz Woško**, Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz i Milan Drzik, „Stress engineering in GaN structures grown on Si(111) substrates by SiN masking layer application”, *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, t. 33, nr 4, s. 041506, 2015, **IF: 1,724; Punktacja MNiSW 2013-2018: 30, Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1116/1.4921581.
- [5] Tomasz Szymański, **Mateusz Woško**, Bartłomiej Paszkiewicz, Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz i Iwona Sankowska, „Growth and coalescence control of inclined c-axis polar and semipolar GaN multilayer structures grown on Si(111), Si(112), and Si(115) by metalorganic vapor phase epitaxy”, *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, t. 34, nr 5, s. 051504, 2016, **IF: 1,374; Punktacja MNiSW 2013-2018: 30, Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1116/1.4958805.
- [6] **Mateusz Woško**, Bogdan Paszkiewicz, Tomasz Szymański i Regina Paszkiewicz, „Comparison of electrical, optical and structural properties of epitaxially grown HEMT's type AlGaIn/AlN/GaN heterostructures on Al₂O₃, Si and SiC substrates”, *Superlattices and Microstructures*, t. 100, s. 619–626, 2016, **IF: 2,123; Punktacja MNiSW 2013-2018: 25, Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1016/j.spmi.2016.10.017.
- [7] **Mateusz Woško**, Bogdan Paszkiewicz i Regina Paszkiewicz, „AlGaIn/GaN Heterostructures Electrical Performance by Altering GaN/Sapphire Buffers Growth Pressure and Low-Temperature GaN Interlayers Application”, *Crystal Research and Technology*, t. 56, nr 12, 2021, **IF 2020: 1,639; Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.1002/crat.202100090.
- [8] **Mateusz Woško**, Bogdan Paszkiewicz, Tomasz Szymański i Regina Paszkiewicz, „Optimization of AlGaIn/GaN/Si(111) buffer growth conditions for nitride based HEMTs on silicon substrates”, *Journal of Crystal Growth*, t. 414, s. 248–253, 2015, **IF: 1,462; Punktacja MNiSW 2013-2018: 30, Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2014.10.048.

- [9] Tomasz Szymański, **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Jarosław Serafińczuk, Milan Drzik i Regina Paszkiewicz, „Stress control by micropits density variation in strained AlGa_N/Ga_N/Si_N/Al_N/Si(111) heterostructures”, *Crystal Research and Technology*, t. 51, nr 3, s. 225–230, 2016, **IF: 1,000; Punktacja MNiSW 2013-2018: 20, Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.1002/crat.201500276.
- [10] **Mateusz Wośko**, Tomasz Szymański, Bogdan Paszkiewicz, Piotr Pokryszka i Regina Paszkiewicz, „MOVPE growth conditions optimization for AlGa_N/Ga_N/Si heterostructures with Si_N and LT-Al_N interlayers designed for HEMT applications”, *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, t. 30, nr 4, s. 4111–4116, 2019, **IF 2019: 2,20; Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1007/s10854-019-00702-9.
- [11] **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz i Marek Tłaczała, „Influence of Al_N spacer on the properties of AlGa_N/Al_N/Ga_N heterostructures”, *Optica Applicata*, t. 43, nr 1, s. 61–66, 2013, **IF: 0,643; Punktacja MNiSW 2013-2018: 15, Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.5277/oa130108.
- [12] **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz i Marek Tłaczała, „Influence of growth process scheme on the properties of AlGa_N/Al_N/Ga_N heterostructures”, *Physica Status Solidi (C) Current Topics in Solid State Physics*, t. 10, nr 3, s. 306–310, 2013, **IF: 0,810; Punktacja MNiSW 2013-2018: 15; Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.1002/pssc.201200708.
- [13] **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Andrej Vincze, Tomasz Szymański i Regina Paszkiewicz, „Ga_N/Al_N superlattice high electron mobility transistor heterostructures on Ga_N/Si(111)”, *Physica Status Solidi (B) Basic Research*, t. 252, nr 5, s. 1195–1200, 2015, **IF: 1,522; Punktacja MNiSW 2013-2018: 20, Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1002/pssb.201451596.
- [14] **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Andrzej Stafiniak, Joanna Prażmowska-Czajka, Andrej Vincze, Kornelia Indykiewicz, Michał Stępnia, Bartosz Kaczmarczyk i Regina Paszkiewicz, „Metalorganic vapour-phase epitaxy of AlGa_N/Ga_N heterostructures on chlorine plasma etched Ga_N templates without buried conductive layer”, *Materials Science in Semiconductor Processing*, t. 107, s. 104816, 2020, **IF 2019: 3,085; Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1016/j.mssp.2019.104816.
- [15] Michał Stępnia, **Mateusz Wośko**, Joanna Prażmowska-Czajka, Andrzej Stafiniak, Dariusz Przybylski i Regina Paszkiewicz, „Growth uniformity in selective area epitaxy of AlGa_N/Ga_N heterostructures for the application in semiconductor devices”, *Electronics (Switzerland)*, t. 9, s. 1–15, 2020, **IF 2019: 2,412; Punktacja MNiSW 2019-2021: 100**. DOI: 10.3390/electronics9122129.

Kopie publikacji stanowią załącznik nr 5 („Kopie publikacji wchodzących w skład osiągnięcia naukowego“), natomiast oświadczenia współautorów zamieszczone są w załączniku nr 6 („Oświadczenia o współautorstwie publikacji wchodzących w skład osiągnięcia naukowego“).

4.3. Dane bibliometryczne

Jestem autorem **46 publikacji** indeksowanych w Journal of Citation Reports. Wg stanu na dzień 24 listopada 2021r., sumaryczny Impact Factor moich publikacji naukowych według tej listy wynosi **52,193**, a całkowita liczba cytowań wg bazy Scopus to **214**, bez uwzględniania autocytowań - **166**. Indeks Hirscha moich publikacji wynosi **8**.

Na mój dorobek naukowy składają się prace opublikowane w czasopismach naukowych, takich jak: Journal of Crystal Growth, Journal of Applied Physics, Materials Science In Semiconductor Processing, Crystal Research And Technology, Vacuum, Physica Status Solidi C, Physica Status Solidi B, Physica Status Solidi B, Optica Applicata, Materials Science Poland, Journal Of Materials Science Materials in Electronics, Superlattices and Microstructures. Pełna lista publikacji zamieszczona została w załączniku nr 4 (*"Wykaz osiągnięć naukowych albo artystycznych, stanowiących znaczny wkład w rozwój określonej dyscypliny automatyka, elektronika i elektrotechnika"*).

4.4. Spis skrótów i oznaczeń

2DEG	dwuwymiarowy gaz elektronowy (<i>ang. Two Dimensional Electron Gas</i>)
a, c	stałe sieci krystalograficznej
AIII-N	azotki trzeciej grupy układu okresowego
AFM	skaningowy mikroskop sił atomowych (<i>ang. Atomic Force Microscope</i>)
BHF	buforowany kwas fluorowodorowy
HT-AIN	azotek glinu osadzany w wysokiej temperaturze (<i>ang. High Temperature AlN</i>)
LT-AIN	azotek glinu osadzany w niskiej temperaturze (<i>ang. Low Temperature AlN</i>)
E_{br}	maksymalna dopuszczalna wartość natężenia pola elektrycznego
EGF	<i>ang. Edge Growth Factor</i>
E_g	szerokość przerwy energetycznej
f_t	częstotliwość graniczna
GRE	<i>ang. Growth Rate Enhancement</i>
HT-GaN	azotek galu osadzany w wysokiej temperaturze (<i>ang. High Temperature GaN</i>)
LT-GaN	azotek galu osadzany w niskiej temperaturze (<i>ang. Low Temperature GaN</i>)
n-GaN	azotek galu domieszkowany na typ n
u-GaN	azotek galu niedomieszkowany intencjonalnie
FWHM	szerokość połówkowa (<i>ang. Full Width at Half Maximum</i>)
G_{2DEG}	konduktancja powierzchniowa obszaru występowania dwuwymiarowego gazu elektronowego

HEMT	tranzystor z kanałem o dużej ruchliwości elektronów (<i>ang. High Electron Mobility Transistor</i>)
HMP	<i>ang. Hexagonal MicroPit</i>
HRXRD	dyfrakcja rentgenowska (<i>ang. High Resolution X-Ray Diffraction</i>)
JM	współczynnik Johnsona (<i>ang. Johnson's Figure of Merit</i>)
L_G	długość bramki tranzystora
MBE	epitaksja z wiązek molekularnych (<i>ang. Molecular Beam Epitaxy</i>)
MESFET	tranzystor polowy ze złączem Schottkyego (<i>ang. Metal Semiconductor Field Effect Transistor</i>)
MOVPE	epitaksja z fazy gazowej z wykorzystaniem związków metaloorganicznych (<i>ang. Metal Organic Vapor Phase Epitaxy</i>)
$n_{s,2DEG}$	koncentracja powierzchniowa dwuwymiarowego gazu elektronowego
N_d	koncentracja domieszki donorowej
P_{PE}	wektor polaryzacji piezoelektrycznej wymuszonej
P_{SP}	wektor polaryzacji spontanicznej
PL	fotoluminescencja (<i>ang. Photo Luminescence</i>)
R_{2DEG}	rezystancja powierzchniowa obszaru występowania dwuwymiarowego gazu elektronowego
R_{buffer}	rezystancja powierzchniowa bufora
R_a, R_{ms}	gładkość
RIE	reaktywne trawienie jonowe (<i>ang. Reactive Ion Etching</i>)
SAE	skaningowy mikroskop elektronowy (<i>ang. Scanning Electron Microscope</i>)
SEM	skaningowy mikroskop elektronowy (<i>ang. Scanning Electron Microscope</i>)
SMB	<i>ang. Stacking Mismatch Boundaries</i>
TMAI	trimetyloglin, $Al_2(CH_3)_6$
TMGa	trimetylogal, $Ga(CH_3)_3$
U_{GSmax}	maksymalne napięcie bramka-źródło tranzystora
U_T	napięcie progowe odcięcia kanału (przy którym następuje zubożenie obszaru 2DEG)
VHEMT	tranzystor wertykalny z kanałem o dużej ruchliwości elektronów (<i>ang. Vertical High Electron Mobility Transistor</i>)
α	współczynnik rozszerzalności cieplnej
σ	naprężenia
v_{sat}	maksymalna nasycona szybkość unoszenia elektronów
	względna przenikalność elektryczna
μ_n	ruchliwość elektronów
μ_{2DEG}	ruchliwość dwuwymiarowego gazu elektronowego
Θ	przewodność cieplna

4.5. Wprowadzenie

Azotek galu (GaN), będący najpopularniejszym przedstawicielem azotków trzeciej grupy układu okresowego (AIII-N), jest półprzewodnikiem szerokoprzerwowym (3,39 eV) o doskonałych właściwościach elektrycznych, termicznych i chemicznych. Materiał ten znajduje zastosowanie w wielu dziedzinach elektroniki, telekomunikacji, energetyki, a także w szeroko pojętej sensoryce. Na tle innych materiałów stosowanych w mikroelektronice do wytwarzania elementów wysokich mocy i częstotliwości, takich jak krzem, arsenek galu czy węgiel krzemu, azotek galu odznacza się dużą maksymalną szybkością unoszenia elektronów, odpornością na przebicie elektryczne oraz dużą przewodnością cieplną. W praktyce, do pobieżnej oceny przydatności danego materiału w konkretnych aplikacjach przyrządowych stosuje się różne współczynniki doskonałości (ang. figure of merit). Biorąc pod uwagę zastosowanie w aktywnych elementach wysokiej mocy i częstotliwości, najchętniej stosowanym jest współczynnik Johnsona - JM (ang. Johnson's Figure of Merit) (1) uwzględniający maksymalną wartość natężenia pola elektrycznego (E_{br}), przy której rozpoczyna się w materiale jonizacja zderzeniowa powodująca przebicie elektryczne, oraz maksymalną prędkość unoszenia elektronów (v_{sat}).

$$JM = \frac{E_{br}v_{sat}}{2\pi}. \quad (1)$$

Obie te wielkości charakteryzujące dany materiał, uwzględnione we wzorze (1), przekładają się bezpośrednio na dwa podstawowe parametry użytkowe tranzystorów polowych (FET), czyli częstotliwość graniczną (f_T) (2) oraz maksymalne napięcie bramka-źródło (U_{GSmax}) (3):

$$f_T = \frac{v_{sat}}{2\pi L_G}, \quad (2)$$

$$U_{GSmax} = \beta \frac{E_{br}L_G}{2}, \quad (3)$$

, gdzie: L_G oznacza długość bramki a β jest parametrem zależnym od konstrukcji tranzystora. W tabeli 2 porównano podstawowe parametry materiałów typowo stosowanych w przyrządach dużej mocy i częstotliwości. W zestawieniu tym azotek galu wyróżnia się odpornością na przebicie elektryczne oraz dużą ruchliwością elektronów dwuwymiarowego gazu elektronowego (2DEG) w heterostrukturach AlGaIn/GaN. Formowanie się dwuwymiarowego gazu elektronowego jest wynikiem szeregu zjawisk. Po pierwsze konsekwencją istnienia studni kwantowej na międzypowierzchni AlGaIn i GaN, po drugie obecnością silnego pola elektrycznego zlokalizowanego w heterostrukturze, wywołanego efektem piezoelektrycznym, po trzecie występowaniem dużej ilości powierzchniowych stanów donorowych stanowiących źródło swobodnych elektronów w strukturze. Współistnienie tych trzech zjawisk prowadzi do powstawania gazu elektronowego w warstwie GaN o grubości kilkunastu nanometrów, stąd nazwa - gaz dwuwymiarowy. Ten ob-

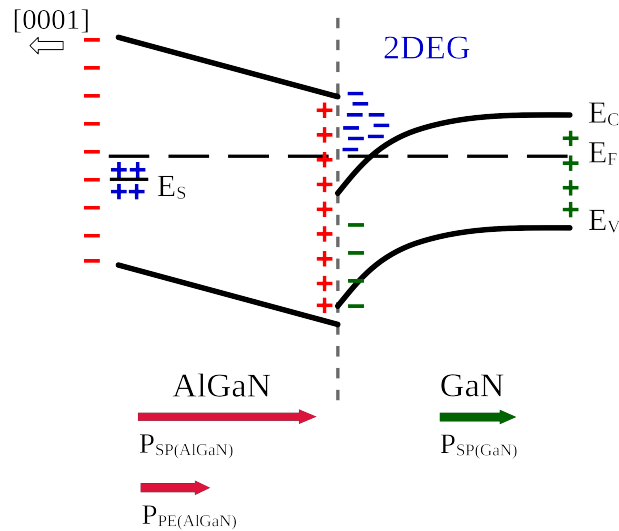
Tab. 2. Porównanie podstawowych parametrów materiałowych: szerokości przerwy energetycznej (E_g), względnej przenikalności elektrycznej (ϵ), maksymalnego natężenia pola elektrycznego (E_{br}), ruchliwości elektronów (μ_n) przewodności cieplnej (Θ) oraz współczynnika Johnsona (JM) krzemu, arsenku galu, węgla krzemu oraz azotku galu

	Si	GaAs	4H-SiC	GaN
$E_g[eV]$	1,1	1,42	3,26	3,39
ϵ	11,8	13,1	10	9
$E_{br}[MV/cm]$	0,3	0,4	3,0	3,3
$\mu_n[cm^2/Vs]$	1350	8500	700	2200 _(2DEG)
$v_{sat}[10^7 cm/s]$	1,0	2,0	2,0	2,5
$\Theta[W/cmK]$	1,5	0,43	4,9	1,3
JM	0,48	1,27	9,55	13,13

szar stanowi kanał tranzystorów HEMT (ang. High Electron Mobility Transistor) bazujących na heterostrukturach AlGa_xN/GaN. Biorąc pod uwagę, że koncentracja 2DEG przekracza 10^{13} cm⁻² a ruchliwość sięga 2500 cm²/Vs, rezystancja powierzchniowa kanału tranzystora HEMT może być mniejsza niż 200 Ω/kw .

Model pasmowy heterozłącza AlGa_xN/GaN przedstawiono na rysunku 1. W konsekwencji występowania zjawiska piezoelektrycznego (spontanicznego) w warstwie AlGa_xN oraz GaN powstają dipole elektryczne $P_{SP(AlGa_xN)}$, $P_{SP(GaN)}$. Ponadto, na skutek naprężeń w warstwie AlGa_xN, spowodowanych niedopasowaniem sieciowym pomiędzy AlGa_xN i GaN, indukowany jest dipol elektryczny $P_{PE(AlGa_xN)}$. W wyniku występowania zlokalizowanych ładunków piezoelektrycznych, w warstwie AlGa_xN powstaje pole elektryczne unoszące swobodne elektrony w kierunku GaN. Symbolicznie, ładunki indukowane w wyniku zjawiska piezoelektrycznego spontanicznego i wymuszonego w AlGa_xN zaznaczone zostały na rysunku 1 kolorem czerwonym, natomiast ładunki piezoelektryczne w GaN - kolorem zielonym. Na niebiesko zaznaczono swobodne elektrony gromadzące się w studni potencjału w GaN, tworzące dwuwymiarowy gaz elektronowy (2DEG). Źródłem elektronów 2DEG są głównie powierzchniowe stany donorowe. Obecność zjonizowanych centrów donorowych powoduje częściowe osłabienie pola elektrycznego w AlGa_xN. Zrozumienie specyfiki heterozłączy AlGa_xN/GaN oraz zjawisk w nich występujących jest kluczowe z punktu widzenia ich zastosowań przyrządowych oraz konieczne na etapie projektowania procesu wytwarzania.

Z przedstawionych rozważań wynika, że azotki trzeciej grupy układu okresowego, a w szczególności heterostruktury AlGa_xN/GaN, ze względu na swoje właściwości, stanowią doskonałą bazę materiałową do wytwarzania przyrządów dużej mocy i wysokich częstotliwości. Dynamiczny rozwój telekomunikacji bezprzewodowej, energetyki bazującej na źródłach odnawialnych, a także elektromobilności był możliwy dzięki opracowaniu układów elektronicznych dużej mocy. Istotny wkład w ten rozwój miały badania nad technologią materiałów AIIIIN. Na-



Rys. 1. Uproszczony model pasmowy heterozłącza AlGaN/GaN. Kolorem czerwonym zaznaczono dipole polaryzacji spontanicznej $P_{SP(AlGaN)}$ i wymuszonej $P_{PE(AlGaN)}$ w AlGaN a kolorem zielonym dipol polaryzacji spontanicznej $P_{SP(GaN)}$ w GaN

leży podkreślić, że parametry użytkowe tranzystorów i diod wytwarzanych w azotkach, silnie zależą od warunków wytwarzania i co za tym idzie jakości półprzewodnikowych struktur przyrządowych. W praktyce do wytwarzania tranzystorów wykorzystuje się techniki epitaksjalne, które dają możliwość precyzyjnej kontroli procesu krystalizacji materiału półprzewodnikowego - składu i grubości osadzanych warstw. Wśród szeregu technik epitaksjalnych, najczęściej stosowane są: epitaksja z fazy gazowej z wykorzystaniem związków metaloorganicznych MOVPE (ang. Metal Organic Vapor Phase Epitaxy) oraz epitaksja z wiązek molekularnych MBE (ang. Molecular Beam Epitaxy). Obie techniki dają możliwość kontroli składu oraz domieszkowania na poziomie monowarstw atomowych, a zatem pozwalają na wytwarzanie struktur kwantowych. Ze względu na większą wydajność procesu, do masowej produkcji przyrządów bazujących na azotkach, wykorzystuje się technikę MOVPE umożliwiającą szybkie osadzanie grubych warstw buforowych (koniecznych w heteroepitaksji GaN) i jednocześnie precyzyjną krystalizację obszarów czynnych przyrządów, w tym struktur niskowymiarowych.

Epitaksja azotków jest trudna z powodu wielu ograniczeń technologicznych. Pierwszym, najważniejszym jest niewielka dostępność dobrych jakościowo, monokrystalicznych podłoży GaN oraz AlN o dużych średnicach, które mogłyby posłużyć do homoepitaksji struktur przyrządowych. Konieczność stosowania alternatywnych podłoży, głównie Al_2O_3 , SiC oraz Si pociąga za sobą szereg konsekwencji wpływających na jakość, a czasami w ogóle na możliwość wytworzenia wielowarstw epitaksjalnych. Problemem jest silne niedopasowanie strukturalne azotków do zastosowanego podłoża skutkujące silnym zdefektowaniem osadzanego materiału. Niska kompatybilność technologiczna azotków z niektórymi podłożami, np. Si, powoduje trudności na etapie zarodkowania warstw epitaksjalnych, a różnice w rozszerzalności cieplnej prowadzą do

silnych naprężeń w strukturze przyrządowej, mogących w skrajnym wypadku być powodem pęknięcia osadzanego materiału. To właśnie jakość krystalizowanego materiału ma decydujący wpływ na parametry użytkowe przyrządów, dlatego istnieje konieczność ciągłych badań nad rozwojem technik heteroepitaksjalnych azotków. Wynika to również z tego, że poszczególne etapy osadzania: zarodkiowanie, osadzanie warstwy buforowej oraz struktury czynnej są ze sobą ściśle powiązane. Modyfikacja procesu na etapie zarodkiowania może mieć decydujący wpływ na sposób działania i parametry użytkowe struktury przyrządowej. Dlatego, w praktyce, metodologię procesu wytwarzania dostosowuje się do konkretnego typu przyrządu, rodzaju wykorzystywanego podłoża a także konstrukcji dysponowanego systemu epitaksjalnego.

Tematyką epitaksji azotków trzeciej grupy układu okresowego zajmuje się od 2004r., kiedy rozpocząłem realizację pracy magisterskiej pt. *„Opracowanie technologii osadzania warstw GaN na podłożach krzemowych”* na Wydziale Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki Politechniki Wrocławskiej. Po obronie pracy rozpocząłem studia doktoranckie na Politechnice Wrocławskiej realizując rozprawę pt. *„Opracowanie konstrukcji i technologii fotodetektorów z zastosowaniem nanostruktur półprzewodnikowych AIII BV o ciągłej zmianie składu”*. Wprawdzie rozprawa ta dotyczyła innej grupy materiałowej, jednak równolegle prowadziłem badania nad epitaksją GaN, czego efektem było m.in. współautorstwo 8 publikacji naukowych indeksowanych w Web of Science (lata 2005-2009) tematycznie związanych z azotkami. Ówczesne prace badawcze, których byłem autorem, skoncentrowane były głównie na wykorzystaniu tzw. alternatywnych podłoży do epitaksji azotku galu, a także doskonaleniu technik osadzania na szafirze oraz węgliku krzemu. Po obronie doktoratu w 2009 r. rozpocząłem pracę w Wydziałowym Zakładzie Mikroelektroniki i Nanotechnologii WEMiF PWr (aktualnie Katedra Mikroelektroniki i Nanotechnologii). W tym czasie byłem odpowiedzialny za instalację oraz uruchomienie nowego stanowiska epitaksjalnego AIXTRON FT CCS 3x2” w Laboratorium Mikroelektroniki. Instalacja komercyjnego reaktora epitaksjalnego, którego konstrukcję konsultowałem bezpośrednio z wykonawcą, firmą AIXTRON, otworzyła nowe perspektywy badań, głównie nad strukturami niskowymiarowymi, a także umożliwił intensyfikację dotychczas prowadzonych badań nad heterostrukturami AlGaIn/GaN typu HEMT. Cykl **15 publikacji** stanowiący osiągnięcie naukowe, opisywany w niniejszym autoreferacie, powstał w wyniku badań prowadzonych od 2009r., głównie z wykorzystaniem systemu AIXTRON, jednak na przebieg tych badań wpływ miało wcześniejsze doświadczenie nabyte w trakcie realizacji doktoratu. Prace naukowe, realizowane przeze mnie w przeciągu ostatnich 12tu lat, dotyczyły **czterech głównych obszarów badawczych:**

1. Dobór warstwy zarodkowej i wpływ podłoża na epitaksję GaN metodą MOVPE,
2. Optymalizacja warunków osadzania warstw buforowych heterostruktur AlGaIn/GaN,
3. Badanie wpływu konstrukcji bariery w heterostrukturach AlGaIn/GaN na parametry elektryczne dwuwymiarowego gazu elektronowego,

4. Epitaksja selektywna oraz epitaksja wieloetapowa heterostruktur AlGa_N/Ga_N.

4.6. Dobór warstwy zarodkowej i wpływ podłoża na epitaksję Ga_N metodą MOVPE

Lista publikacji dotyczących tego obszaru tematycznego:

- [1] Tomasz Szymański, **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Kornelia Indykiewicz i Regina Paszkiewicz, „Correlation of selected problems during Ga_N MOVPE epitaxy on Si substrates with in-situ interferometer observation”, *Journal of Electrical Engineering*, t. 65, nr 5, s. 294–298, 2014, **IF: 0,378; Punktacja MNiSW 2013-2018: 15, Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.2478/jee-2014-0047.
- [2] **Mateusz Wośko**, „Optimisation of LT-Ga_N nucleation layer growth conditions for the improvement of electrical and optical parameters of Ga_N layers”, *Optica Applicata*, t. 49, nr 1, s. 167–176, 2019, **IF 2019: 0,673; Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.5277/oa190115.
- [3] Tomasz Szymański, **Mateusz Wośko**, Marek Wzorek, Bogdan Paszkiewicz i Regina Paszkiewicz, „Origin of surface defects and influence of an: In situ deposited Si_N nanomask on the properties of strained AlGa_N/Ga_N heterostructures grown on Si(111) using metal-organic vapour phase epitaxy”, *CrystEngComm*, t. 18, nr 45, 2016, **IF: 3,474; Punktacja MNiSW 2013-2018: 35**. DOI: 10.1039/c6ce01804a.
- [4] Tomasz Szymański, **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz i Milan Drzik, „Stress engineering in Ga_N structures grown on Si(111) substrates by Si_N masking layer application”, *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, t. 33, nr 4, s. 041 506, 2015, **IF: 1,724; Punktacja MNiSW 2013-2018: 30, Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1116/1.4921581.
- [5] Tomasz Szymański, **Mateusz Wośko**, Bartłomiej Paszkiewicz, Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz i Iwona Sankowska, „Growth and coalescence control of inclined c-axis polar and semipolar Ga_N multilayer structures grown on Si(111), Si(112), and Si(115) by metalorganic vapor phase epitaxy”, *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, t. 34, nr 5, s. 051 504, 2016, **IF: 1,374; Punktacja MNiSW 2013-2018: 30, Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1116/1.4958805.
- [6] **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Tomasz Szymański i Regina Paszkiewicz, „Comparison of electrical, optical and structural properties of epitaxially grown HEMT’s type AlGa_N/Al_N/Ga_N heterostructures on Al₂O₃, Si and SiC substrates”, *Superlattices and Microstructures*, t. 100, s. 619–626, 2016, **IF: 2,123; Punktacja MNiSW 2013-2018: 25, Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1016/j.spmi.2016.10.017.

Stosowanie epitaksji do wytwarzania struktur przyrządowych azotków trzeciej grupy układu okresowego wymaga świadomego wyboru podłoża na których prowadzona jest krystalizacja, biorąc pod uwagę szereg czynników, takich jak:

- parametry podłoża - m.in. struktura krystalograficzna, orientacja krystalograficzna, wielkość komórki elementarnej, współczynniki rozszerzalności cieplnej,
- jakość podłoża - koncentracja i rodzaj defektów, zanieczyszczenie, gładkość powierzchni;
- kompatybilność technologiczna - stabilność chemiczna i termiczna podłoża w warunkach procesu epitaksjalnego,
- parametry elektryczne, termiczne oraz optyczne - właściwości podłoża (np. przewodność elektryczna, transmisyjność optyczna) wymagane dla konkretnej aplikacji przyrządowej,
- koszt - nakłady poniesione na zakup podłoża, przygotowanie do epitaksji, osadzenie wielowarstwy oraz ich udział w kosztach wytworzenia przyrządu.

Należy jednak podkreślić, że dobór podłoża w dużej mierze zależy również od rodzaju i przeznaczenia struktury epitaksjalnej. Na przykład do wytwarzania elementów mocy preferowane są podłoża o dużej przewodności cieplnej, natomiast w przyrządach o konstrukcji wertykalnej stosowane są głównie podłoża o małej rezystywności a w strukturach optoelektronicznych z emisją powierzchniową podłoża o dużej transmisyjności.

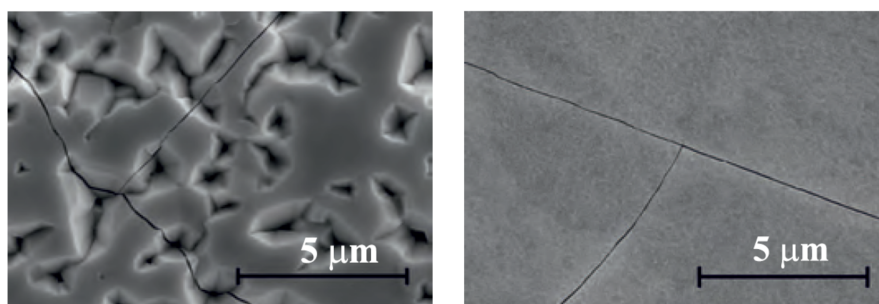
Typowo, do epitaksji azotków trzeciej grupy układu okresowego metodą MOVPE, wykorzystuje się monokrystaliczne podłoża Al_2O_3 , SiC, Si oraz GaN o różnych orientacjach krystalograficznych. Porównanie podstawowych parametrów podłoża przedstawiono w tabeli 3. Heterostruktury AlGaIn/GaN typu HEMT, stanowiące główny wątek prowadzonych przeze mnie badań, można wytwarzać na dowolnym z wymienionych podłoży, przy czym w elementach dużych mocy preferowane są podłoża o większej przewodności cieplnej (SiC, Si) natomiast w aplikacjach czujnikowych priorytetowa może być stabilność chemiczna i temperaturowa podłoża (Al_2O_3 , SiC). Nie bez znaczenia, zarówno w pracach badawczych jak i w produkcji masowej, jest cena podłoża. Dwucalowe podłoża GaN są ok 100 razy droższe od podłoża Al_2O_3 i Si. Węgiel krzemu jest tańszą alternatywą, jednak wciąż relatywnie drogą w porównaniu do krzemu i szafiru. Poza kosztem samych podłoży, należy uwzględnić koszt energii i odczynników chemicznych zużywanych podczas epitaksji. Stosowanie różnych podłoży pociąga za sobą konsekwencje stosowania specyficznych, konkretnych dla danego podłoża i aplikacji, warstw buforowych. Dla porównania, osadzanie heterostruktury AlGaIn/GaN na podłożu szafirowym trwa ok 3 godziny. Wytworzenie tej samej heterostruktury na krzemie, z odpowiednią dla tego podłoża warstwą buforową, trwa ok 6 godzin. Oznacza to średnio dwukrotnie większe zużycie energii i gazów reakcyjnych, co zwiększa koszty wytworzenia.

Tab. 3. Porównanie podłoży typowo stosowanych w epitaksji azotków: maksymalnej dostępnej wielkości, ceny, stałych sieci krystalicznej a i c , współczynników rozszerzalności cieplnej α , przewodności cieplnej Θ oraz względnego niedopasowania $\Delta a/a_{\text{GaN}}$ i $\Delta\alpha/\alpha_{\text{GaN}}$ podłoża oraz GaN. Tabela na podstawie pracy [1]

Material podłoża	Al ₂ O ₃ (0001)	SiC (6H, 4H)	Si (111)	GaN
Maksymalny rozmiar	8"	4"	12"	2"
Średnia cena za podłoże 2" [EUR]	15-50	800 - 1400	7-30	2000
$a[\text{Å}]$	4,76	3,08	5,43	3,19
$c[\text{Å}]$	12,99	15,1; 10,1	-	5,19
$\alpha [10^{-6}/\text{K}]$	7,5	4,2; 4	2,59	5,59
$\Theta[\text{W}/\text{cmK}]$	0,5	4,9; 3,7	1,56	1,3
$\Delta a/a_{\text{GaN}} [\%]$	16	3,4	17	-
$\Delta\alpha/\alpha_{\text{GaN}} [\%]$	-34	25; 28	54	-

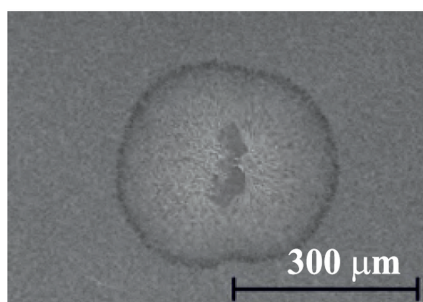
Tym co najbardziej interesuje technologów, jest możliwość powtarzalnego osadzania wielowarstw epitaksjalnych o wymaganej jakości krystalograficznej, ściśle określonym składzie i grubości. Na jakość krystaliczną materiału wpływ ma szereg czynników, z których dwa są najważniejsze: dopasowanie podłoża do warstwy epitaksjalnej oraz czystość procesu technologicznego. Niedopasowanie komórek elementarnych podłoża i krystalizowanego materiału powoduje generację defektów i naprężeń w trakcie wzrostu. W przypadku azotku galu, rodzaj naprężeń będzie silnie zależał od rodzaju zastosowanego podłoża, np. warstwa GaN osadzana na podłożach Al₂O₃ i SiC jest ściskana, natomiast na podłożu Si rozciągana. Pod tym względem homoepitaksja na podłożach GaN jest najlepsza ponieważ krystalizowana warstwa nie jest naprężona. Na etapie wyboru podłoża epitaksjalnego konieczne jest uwzględnienie różnic współczynników rozszerzalności cieplnej podłoża i warstwy. Ponieważ epitaksja azotków prowadzona jest w temperaturze powyżej 1000°C, w trakcie chłodzenia następuje skurcz podłoża i osadzonej warstwy epitaksjalnej. Al₂O₃ kurczy się szybciej niż GaN, co prowadzi do wzrostu naprężeń ściskających w warstwie epitaksjalnej, natomiast współczynniki rozszerzalności cieplnej Si i SiC są mniejsze niż GaN co powoduje wzrost naprężeń rozciągających. Jest to zjawisko niekorzystne szczególnie w wypadku podłoża Si, ponieważ naprężenia te sumują się z naprężeniami wynikającymi z niedopasowania komórek elementarnych GaN oraz Si prowadząc do niekontrolowanej relaksacji warstwy w postaci pęknięć lub delaminacji. Przykładowe zdjęcia powierzchni popękanej warstwy GaN osadzonej na krzemie wykonane skaningowym mikroskopem elektronowym (SEM) przedstawiono na rysunku 2. Sposoby minimalizacji naprężeń indukowanych w niedopasowanych warstwach GaN (tzw. inżynieria naprężeń) szerzej omówione będą w rozdziale 4.7.

Kolejnym aspektem, który musi być wzięty pod uwagę przy wyborze podłoża oraz sposobu zarodkowania warstwy epitaksjalnej jest tzw. kompatybilność technologiczna. Typowo epitaksja azotków metodą MOVPE prowadzona jest w temperaturze powyżej 1000 °C, w atmosferze



Rys. 2. Zdjęcia SEM zdefektowanej powierzchni GaN/Si. Zdjęcia na podstawie pracy [1]

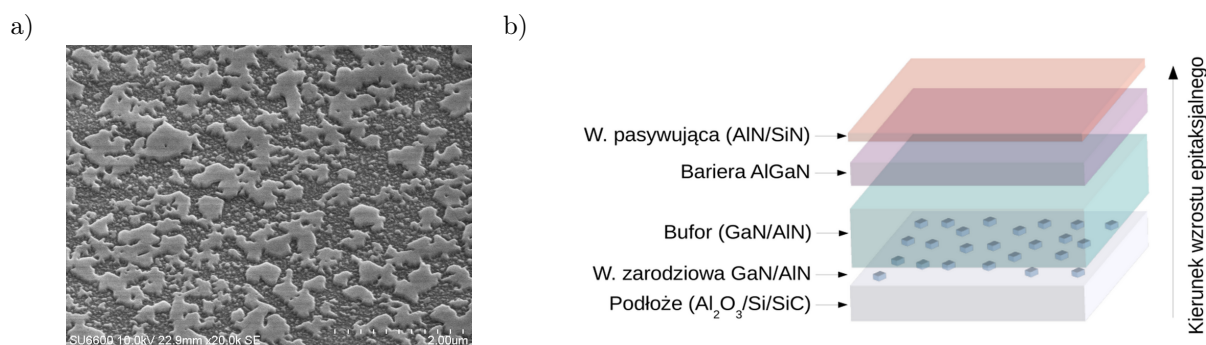
będącej mieszaniną wodoru, amoniaku oraz par związków metaloorganicznych. Podłoże, a w szczególności jego powierzchnia, powinny być stabilne w takich warunkach. Podłoża heteroepitaksjalne Al_2O_3 , Si oraz SiC, są odporne na procedurę czyszczenia termicznego w atmosferze wodoru w temp. ok $1100\text{ }^\circ\text{C}$, która bezpośrednio poprzedza osadzanie warstwy zarodkowej. W przypadku podłoży GaN konieczne jest stosowanie krótszych czasów wygrzewania oraz mieszaniny wodoru i amoniaku w celu zmniejszenia dekompozycji GaN na tym etapie procesu epitaksjalnego. Podczas zarodkowania warstwy epitaksjalnej podłoża krzemowe wymagają szczególnej uwagi z dwóch powodów. Po pierwsze, na powierzchni krzemu narażonego na działanie amoniaku w wysokiej temperaturze formuje się samoistna warstwa SiN, która blokuje prawidłowe zarodkowanie GaN lub AlN. Po drugie, ekspozycja podłoża krzemowego na działanie galu powoduje powstawanie eutektyki Ga-Si a w konsekwencji trawienia podłoża. Jednym ze sposobów minimalizacji tych niekorzystnych procesów jest stosowanie warstw zarodkowych z glinem a nie z galem, np. AlN, a także wysycanie powierzchni krzemu atomami glinu przed właściwą epitaksją AlN z wykorzystaniem amoniaku. Jest to jednak metoda skuteczna tylko w pewnym stopniu, ponieważ że w trakcie wielogodzinnych procesów epitaksjalnych, atomy galu z łatwością dyfundują z warstwy buforowej GaN przez barierę AlN w kierunku podłoża, powodując jego podtrawianie. Na rysunku 3 przedstawiono zdjęcie SEM powierzchni GaN/Si z uwidocznionym miejscem trawienia podłoża.



Rys. 3. Zdjęcia SEM powierzchni GaN/Si w miejscu pasożytniczego trawienia podłoża Si - tworzenia się eutektyki Ga-Si. Zdjęcie na podstawie pracy [1]

Podczas heteroepitaksji azotków, na warstwy zarodkowe typowo stosuje się nisko i/lub wy-

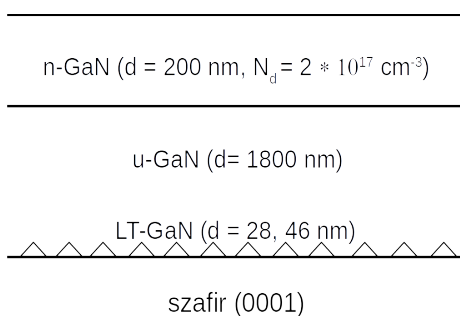
sokotemperaturowy AlN lub GaN. W przypadku podłoży o niedopasowaniu sieciowym większym niż 3% epitaksja materiału wysokotemperaturowego jest trudna i zazwyczaj prowadzi do krystalizacji silnie zdefektowanego materiału. Rolą warstwy zarodkowej jest wymuszenie trójwymiarowego modu krystalizacji polegającego na nukleacji cząstek osadzanego materiału na powierzchni w postaci wysp i ich dalszym rozroście. W praktyce realizowane jest to w ten sposób, że niskotemperaturową warstwę GaN, osadzaną w temperaturze ok 540 °C, wygrzewa się w kolejnym etapi w atmosferze wodoru i amoniaku. Prowadzi to do rekrystalizacji tej warstwy i formowania się wysp (rysunek 4 a), które stanowią centra nukleacyjne dla właściwej (wysokotemperaturowej) warstwy GaN. Innym sposobem wymuszenia rozrostu trójwymiarowego jest stosowanie cienkich masek dielektrycznych. Taką metodę wykorzystuje się w epitaksji GaN na krzemie. Ponieważ bezpośrednia ekspozycja krzemu na działanie amoniaku i galu powoduje silną degradację powierzchni, dlatego w wypadku tego podłoża warstwa zarodkowa AlN musi być ciągła, a rozrost trójwymiarowy GaN wymusza się nie wygrzewając warstwę zarodkową, tylko przez lokalny przerost warstwy azotkowej przez osadzoną in-situ, w reaktorze epitaksyjnym, cienką warstwę SiN. Ponieważ warstwa ta nie jest ciągła, możliwy jest punktowy przerost GaN i formowanie się wysp nukleacyjnych. W miarę rozrastania się tych wysp, dochodzi do ich koalescencji i przejścia w dwuwymiarowy mod krystalizacji warstwy. Schematycznie heterostrukturę AlGaN/GaN z zaznaczeniem poszczególnych warstw, również zarodkowej, przedstawiono na rysunku 4 b.



Rys. 4. Zdjęcia SEM powierzchni warstwy zarodkowej GaN po wygrzewaniu a) oraz schemat warstwowo heterostruktury AlGaN/GaN b). Rysunek na podstawie pracy [2]

Wpływ warunków osadzania oraz wygrzewania niskotemperaturowej warstwy zarodkowej na parametry elektryczne i optyczne GaN badano w pracy [2]. Ciśnienie, temperatura oraz grubość warstwy zarodkowej a także dynamika zmian temperatury w trakcie wygrzewania decydują o wielkości krystalitów, z których następuje blokowy wzrost GaN. Bezpośrednio przekłada się to na właściwości elektryczne bufora, takie jak np. rezystywność i gęstość dyslokacji. Ponadto parametry warstwy buforowej, determinowane już na etapie zarodkowania, mogą decydować m.in. o stopniu wbudowywania się atomów glinu i krzemu. Do testów wybrano sześć struktur różniących się grubością (28, 46 nm) oraz czasem wygrzewania warstwy zarodkowej (180,

360, 540 sek). Dokładny opis zamieszczono na rysunku 5. W wypadku wszystkich struktur testowych grubość niedomieszkowanego bufora u-GaN wynosiła 1800 nm, natomiast grubość warstwy domieszkowanej krzemem n-GaN 200 nm. Założono domieszkowanie na poziomie $2 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$. Warunki osadzania wielowarstwy n-GaN/u-GaN w przypadku wszystkich próbek były takie same, modyfikowano jedynie warunki osadzania i wygrzewania warstwy zarodkowej. Wzrost wielowarstw epitaksjalnych prowadzono na dwucalowych podłożach szafirowych o orientacji (0001) w systemie epitaksjalnym AIXTRON CCS 3x2". Krystalizację prowadzono przy ciśnieniu 100 mbar w atmosferze wodoru. Jako źródło galu i krzemu wykorzystano TMGa (trimetylogal) oraz SiH_4 , natomiast źródłem azotu był NH_3 .

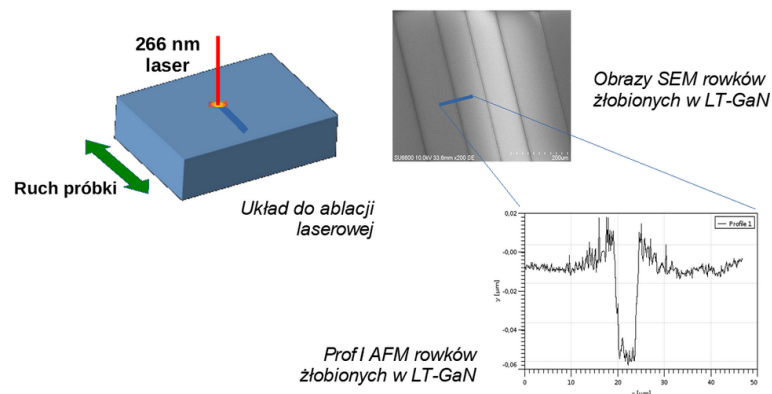


Rys. 5. Schemat warstwowy struktur do badania warunków wzrostu i wygrzewania niskotemperaturowej warstwy zarodkowej (LT-GaN). Rysunek na podstawie pracy [2]

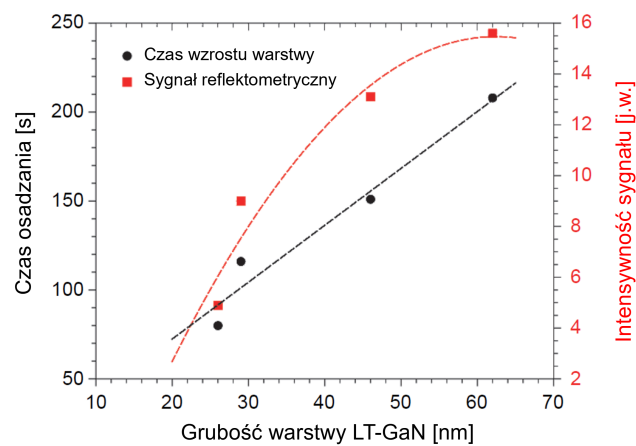
Na uwagę zasługuje przedstawiona w pracy oryginalna metoda pomiaru grubości cienkich warstw zarodkowych LT-GaN (Low Temperature GaN) osadzanych w temperaturze ok 500 - 600 °C. Polegała ona na „nanosratchingu” struktur kalibracyjnych składających się z osadzonej warstwy LT-GaN na podłożu szafirowe a następnie na profilowaniu wytworzonych w nich rowków za pomocą skaningowej mikroskopii sił atomowych (AFM). Do wytwarzania rowków zastosowano laser o mocy 10 mW emitujący falę o długości 288 nm. Wiązkę lasera skupiono na powierzchni GaN uzyskując plamkę o średnicy ok 3 μm . Duża gęstość mocy optycznej powodowała lokalne odparowanie naniesionego materiału przy minimalnym oddziaływaniu z podłożem szafirowym, które jest przezroczyste dla zastosowanej długości fali lasera. Następnie zmierzono profile rowków w celu określenia ich głębokości (grubości warstwy). Pomiar wykonano dla serii struktur kalibracyjnych a zmierzone grubości warstw skorelowano z sygnałem reflektometrycznym zarejestrowanym przy ich osadzaniu. Ideę pomiaru oraz przykładowe zdjęcia SEM i profile AFM wykonanych rowków w warstwie zarodkowej przedstawiono na rysunku 6.

Na rysunku 7 przedstawiono zdjęcia SEM powierzchni warstw zarodkowych LT-GaN naniesionych na podłoża szafirowe i poddanych procesowi wygrzewania w temp. 1045°C. Obserwowany jest wyraźny wpływ czasu wygrzewania na morfologię powierzchni. Krótkie czasy (180 s) powodują formowanie się małych wysp, natomiast długie czasy (540 s) prowadzą do powstania skupisk materiału o większej średnicy. Ponieważ wyspy te stanowią centra nukleacji, które w trakcie dalszego wzrostu warstwy ulegają koalescencji, należy się spodziewać, że wiel-

a)

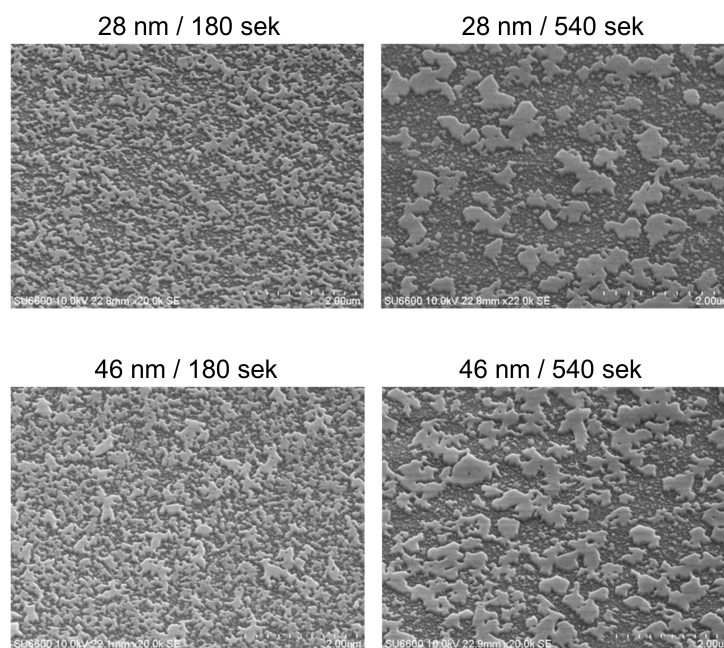


b)



Rys. 6. Schematyczny opis metody pomiaru grubości warstwy zarodkowej LT-GaN a) oraz zależność czasu osadzania i wartości sygnału reflektometrycznego od grubości warstwy b). Rysunek na podstawie prac [2]

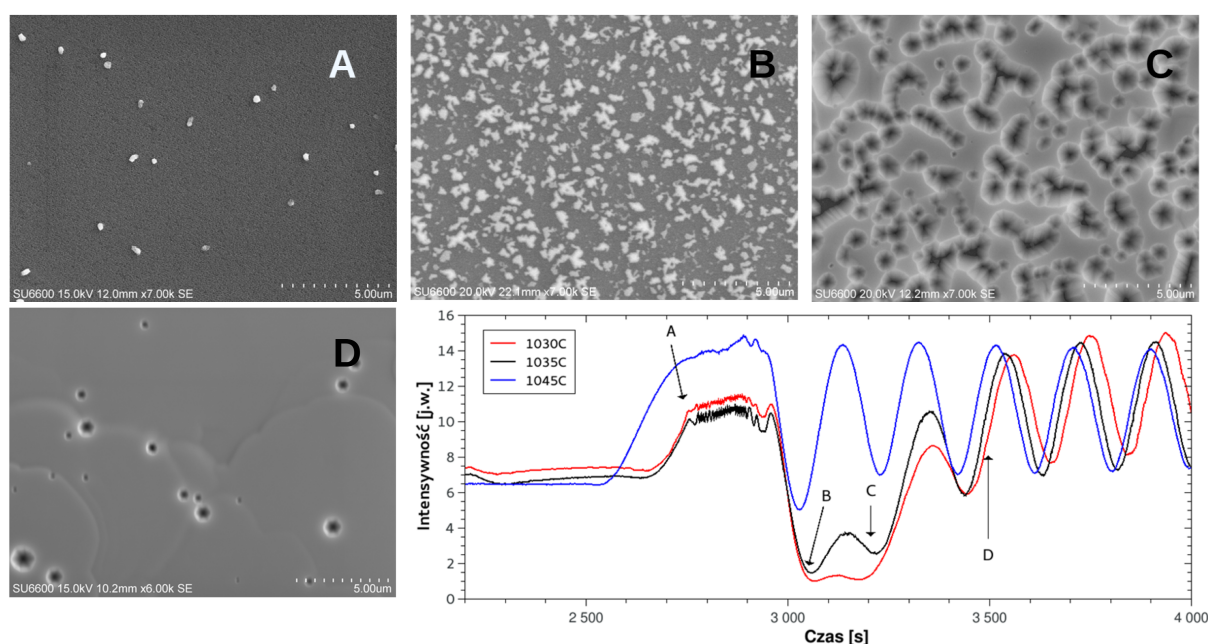
kość wysp decydować będzie o średniej wielkości bloków krystalizowanego materiału i gęstości defektów zlokalizowanych na granicy ziaren. Średnia wielkość wysp po procesie wygrzewania nie zależy od grubości warstwy zarodkowej, natomiast gęstość ziaren na podłożu rośnie wraz z grubością LT-GaN.



Rys. 7. Zdjęcia SEM powierzchni warstw zarodkowych LT-GaN o grubości 28 nm i 46 nm wygrzewanych przez 180 s i 540 s Zdjęcia na podstawie pracy [2]

Ewolucji warstwy epitaksjalnej w trakcie procesu krystalizacji dobrze ilustruje rysunek 8. Zamieszczono na nim zdjęcia SEM powierzchni GaN warstwy zarodkowej (A), wygrzewanej warstwy zarodkowej (B), warstwy GaN w trakcie koalescencji (C) oraz z pod koniec koalescencji (D). Dodatkowo skorelowano kolejne etapy osadzania (zdjęcia) z reflektogramem zarejestrowanym podczas wzrostu. Regularne oscylacje po etapie wygrzewania warstwy nukleacyjnej (NL annealing) świadczą o pełnej koalescencji warstwy, po przejściu od wzrostu wyspowego do dwuwymiarowego.

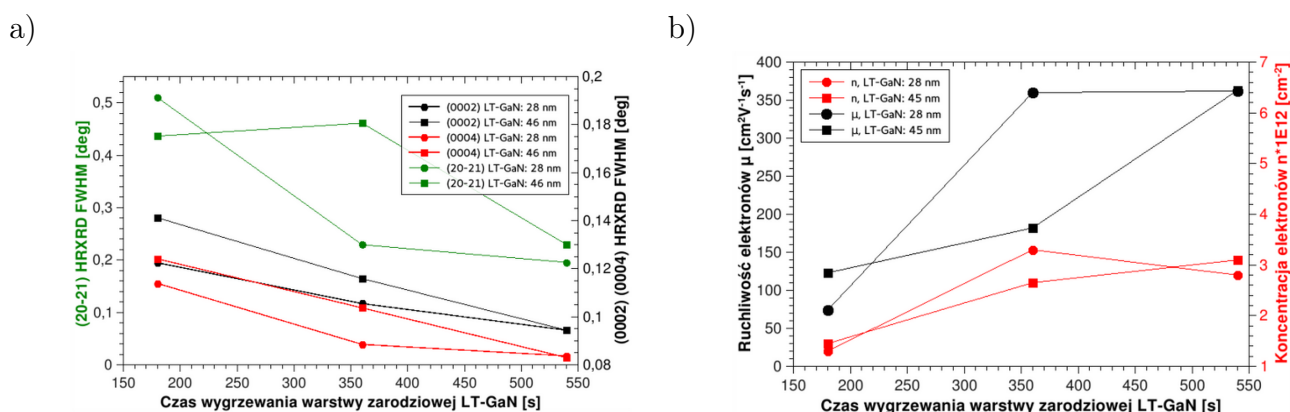
Po osadzeniu bufora u-GaN oraz warstwy domieszkowanej n-GaN, otrzymane próbki charakteryzowane były metodą wysokorozdzielczej dyfrakcji rentgenowskiej (HRXRD). Zmierzono wartości FWHM refleksów symetrycznych (0002) i (0004) oraz refleksu (20-21) a otrzymane wyniki przedstawiono na rysunku 9 a. Ponadto wykonano spektroskopowe pomiary impedancyjne, z wykorzystaniem sondy rtęciowej, w celu wyznaczenia ruchliwości oraz koncentracji powierzchniowej elektronów w obszarze domieszkowanego GaN. Wyniki przedstawiono na rysunku 9 b. Analiza zaprezentowanych wyników prowadzi do jednoznacznej konkluzji, że stosowanie grubszej warstwy zarodkowej LT-GaN oraz dłuższych czasów wygrzewania prowadzi do krystalizacji warstwy buforowej o lepszej jakości strukturalnej oraz lepszych parametrach elektrycznych.



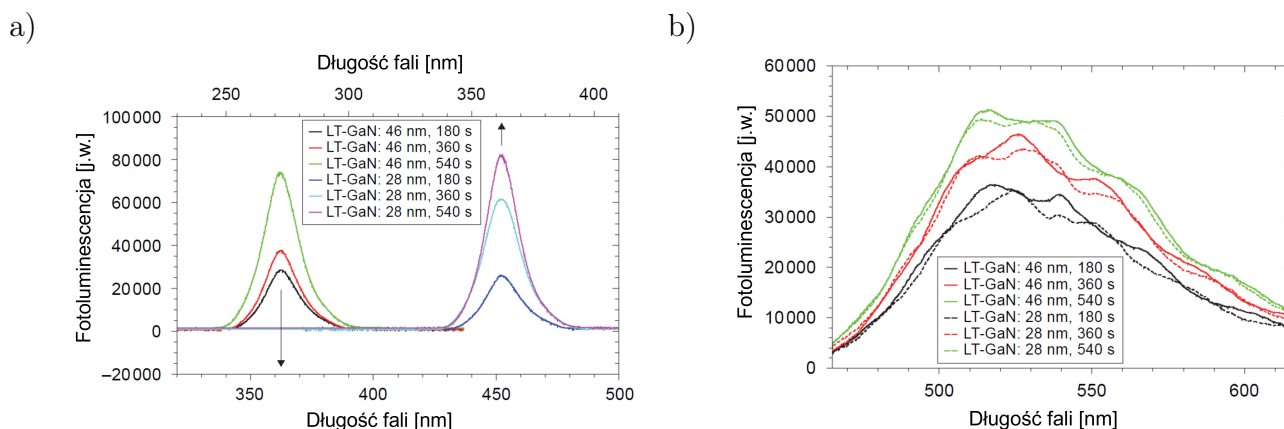
Rys. 8. Reflektogramy zarejestrowane podczas osadzania niskotemperaturowej warstwy zarodkowej GaN A, wygrzewania warstwy zarodkowej B oraz na kolejnych etapach koalescencji warstwy buforowej C i D [prace własne]

Wyniki charakteryzacji optycznej metodą fotoluminescencji (rysunek 10) również potwierdzają dobrą jakość GaN osadzanego na dłużej wygrzewanych warstwach zarodkowych LT-GaN.

W wypadku epitaksji GaN na podłożach krzemowych, nie jest możliwe zastosowanie nieciągłej warstwy zarodkowej, ponieważ prowadziłoby to do degradacji niezabezpieczonej powierzchni podłoża przez gazy reakcyjne w trakcie osadzania bufora GaN. W takim wypadku stosuje się ciągłą warstwę AlN (osadzaną w niskiej - ok 550°C lub wysokiej - ok 1100°C , temperaturze) a do wymuszenia wzrostu wyspowego GaN wykorzystuje ciekłą warstwę SiN, która jest nieciągła na powierzchni. Model wzrostu wielowarstwy azotkowej przez nanomaskę SiN na warstwie zarodkowej HT-AlN/Si(111) zaproponowano w pracy [3]. Na rysunku 11 zamieszczono trójwymiarowe modele ewolucji struktury epitaksjalnej na poszczególnych etapach osadzania. Dodatkowo zobrazowano powierzchnię zdjęciami SEM. Model uwzględnia kolejne etapy wzrostu warstwy buforowej GaN osadzonej na HT-AlN/Si(111). Na przygotowanej strukturze HT-AlN/Si(111) osadzana jest nanomaska SiN (rysunek 11 a), następnie do reaktora wprowadzany jest TMGa oraz NH_3 początkowo prowadząc do powstania centr nukleacyjnych GaN (rysunek 11 b). Dalszy proces prowadzi do wzrostu wyspowego GaN (rysunek 11 c), gdy wyspy GaN rozrastają się na tyle, żeby napotkać na siebie, na granicy formują się defekty typu SMB (ang. Stacking Mismatch Boundaries) (rysunek 11 d). W kolejnym etapie następuje przejście do wzrostu dwuwymiarowego, pozostałe niezarośnięte miejsca formują defekty HMP (ang. Hexagonal V-shaped Micropit) prawdopodobnie w miejscach początkowo bogatych w nanomaskę SiN (rysunek 11 e). Defekty propagują się w formie HMP podczas dalszego wzrostu struktury



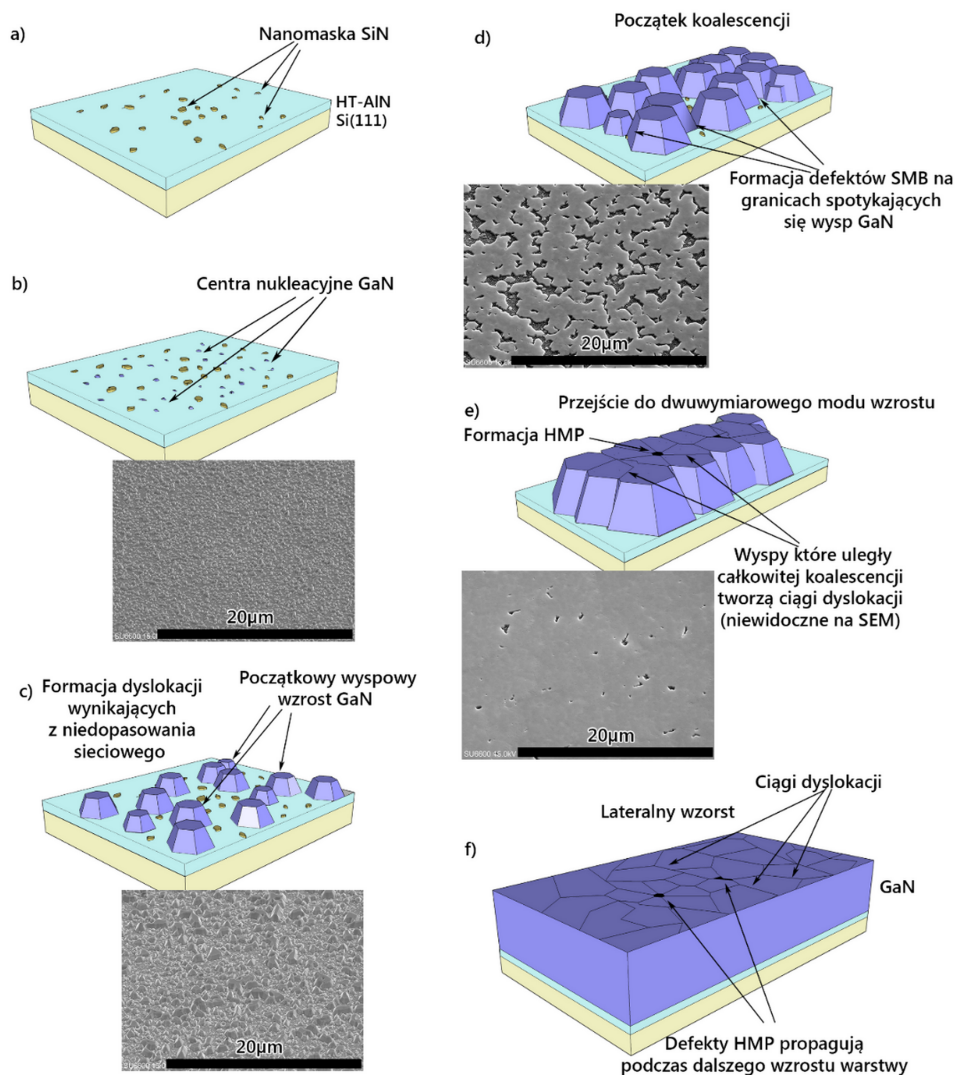
Rys. 9. Wyniki pomiarów HRXRD a) oraz spektroskopii impedancyjnej b) struktur testowych do badania wpływu warunków osadzenia i wygrzewania warstwy zarodkowej LT-GaN. Linie stanowią pomoc do analizy. Wykresy sporządzone na podstawie pracy [2]



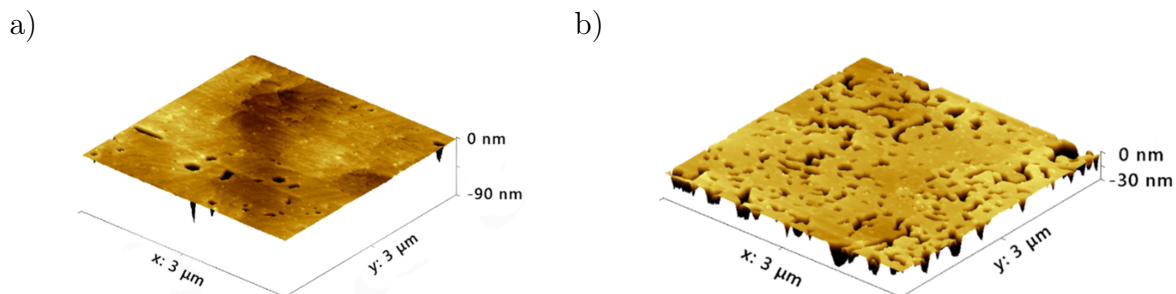
Rys. 10. Widma fotoluminescencji w temperaturze pokojowej GaN osadzanego na różnych warstwach nukleacyjnych - zakres przejść międzypasmowych a) oraz tzw. żółta luminescencja defektów b). Linie stanowią pomoc do analizy. Wykresy sporządzone na podstawie pracy [2]

epitaksjalnej AlIn (rysunek 11 f).

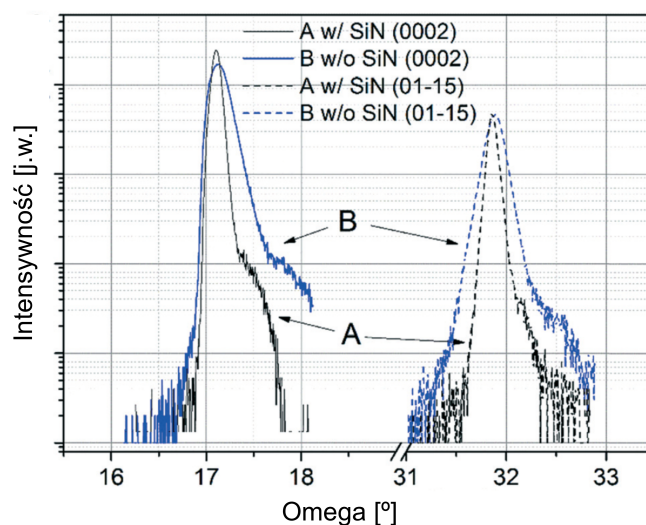
Wyniki badań zaprezentowane w przytaczanym artykule wskazują na znaczącą poprawę jakości krystalograficznej, oraz gładkości powierzchni GaN osadzonego na krzemie z zastosowaniem nieciągłej maski SiN. Na rysunkach 12 i 13 przedstawiono skany AFM powierzchni oraz wyniki charakteryzacji HRXRD warstw GaN osadzonych z wykorzystaniem maski SiN oraz referencyjnie bez maski. Powierzchnia GaN osadzana bezpośrednio na warstwie zarodkowej AlN wykazuje dużo większe zdefektowanie. Poprawa jakości krystalograficznej, po zastosowaniu maski SiN, znajduje odzwierciedlenie w mniejszej szerokości połówkowej (FWHM) refleksów GaN(0002) oraz GaN(01-15). Ponadto, zaobserwowano że wymuszanie rozrostu wyspowego, prowadzi do obniżenia naprężeń w strukturze epitaksjalnej osadzonej na silnie niedopasowanym podłożu [3], [4].



Rys. 11. Zaproponowany model wzrostu struktur AlIN przez nanomaskę SiN osadzaną na warstwie zarodkowej HT-AlN/Si(111). Rysunek na podstawie pracy [3]

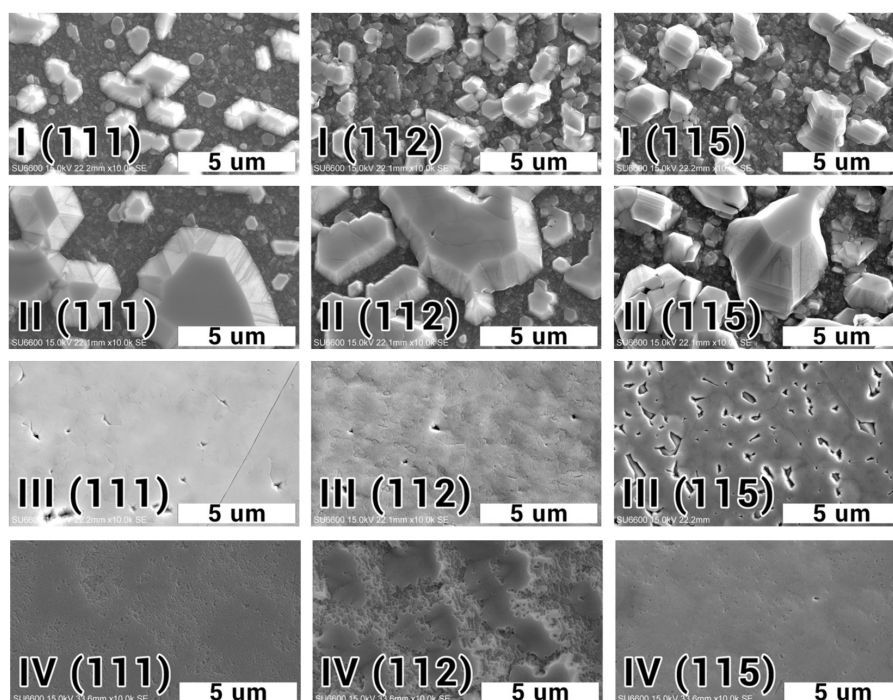


Rys. 12. Skany AFM przedstawione w rzucie trójwymiarowym powierzchni GaN osadzonego na krzemie o orientacji (111) z zastosowaniem nanomaski SiN a) oraz bez maski. Rysunek na podstawie pracy [3]

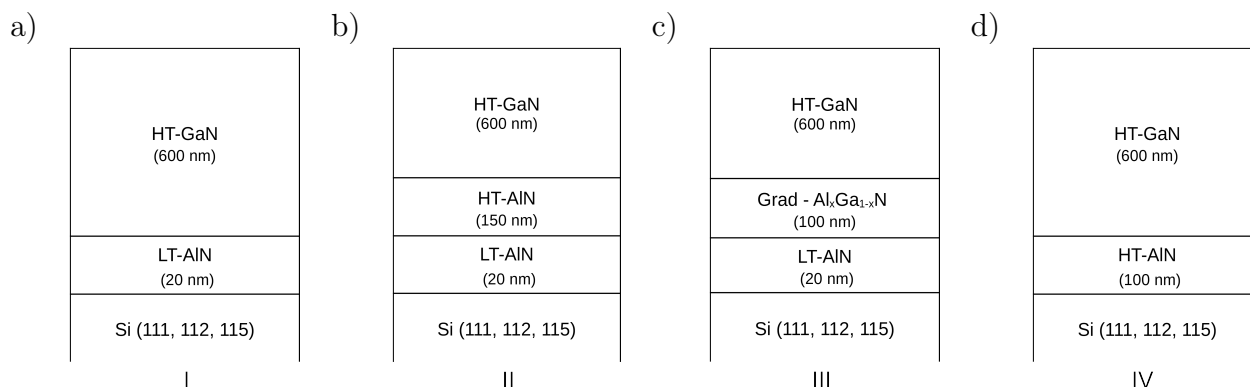


Rys. 13. Skany HRXRD GaN osadzonego na podłożu Si(111) z bez oraz zastosowaniem nanomaski SiN. Rysunek na podstawie pracy [3]

Dobór odpowiedniej warstwy zarodkowej ma szczególne znaczenie przy osadzaniu azotku galu na podłożach odorientowanych od typowo stosowanych w epitaksji, takich jak Si(111) lub $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$. Wyniki badań nad osadzaniem GaN na podłożach Si o orientacji (112) oraz (115) przedstawiono w pracy [5]. Główną motywacją do podjęcia tego tematu była próba uzyskania niepolarnych warstw GaN mogących znaleźć zastosowanie w konstrukcji tranzystorów typu E-HEMT (ang. Enhanced High Mobility Transistor). Płaszczyzny podłoży Si(11x) składają się z powtarzających się płaszczyzn (111) odchylonych o kąt zależny od indeksu x. Krystalizacja GaN techniką MOVPE jest uprzywilejowana na płaszczyznach (111). W efekcie otrzymać można warstwę o odchyleniu osi c zależnym od kąta pomiędzy płaszczyzną Si(11x) a Si(111). Kąt odchylenia osi c od osi prostopadłej do normalnej płaszczyzny wyznaczanej przez podłoże odwzorowuje kąt pomiędzy płaszczyzną Si(111) a Si(11x). Badane były różne rodzaje warstw zarodkowych AlN osadzanych zarówno w niskiej (LT-AlN; 680°C) jak i wysokiej (HT-AlN; 1060°C) temperaturze a także wielowarstwy zarodkowe osadzone w zmiennej temperaturze i warstwy zarodkowe $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ o ciągłej zmianie składu (x). Na rysunku 14 przedstawiono zdjęcia SEM powierzchni podłoży krzemowych o orientacji (111), (112) i (115) z osadzonymi różnymi warstwami zarodkowymi oraz buforem GaN o grubości 600 nm. Schematy warstwowe badanych struktur zamieszczono na rysunku 15.



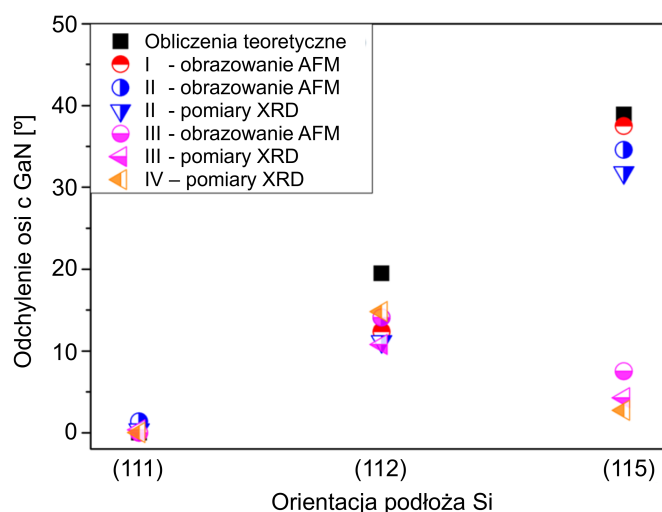
Rys. 14. Zdjęcia SEM powierzchni GaN osadzanego na podłożach krzemowych o orientacji (111), (112) i (115) z zastosowaniem różnych warstw zarodkowych zaprezentowanych na rysunku 15. Rysunek na podstawie pracy [5]



Rys. 15. Schematy warstwowe wielowarstw azotkowych osadzanych na podłożach krzemowych o orientacji (111), (112) i (115) z zastosowaniem różnych warstw zarodkowych: I - HT-GaN/LT-AlN a), II - HT-GaN/HT-AlN/LT-AlN b), III - HT-GaN/Grad-AlGa_{1-x}N/LT-AlN c), IV - HT-GaN/HT-AlN d). Rysunek na podstawie pracy [5]

Z analizy obrazów SEM powierzchni próbek wynika, że jedynie w wypadku warstwy zarodkowej osadzonej w wysokiej temperaturze uzyskano pełną koalescencję i płaską powierzchnię, natomiast warstwa niskotemperaturowego AlN prowadzi do wzrostu polikrystalicznego, jednakże widać że krystality wykazują odorientowanie powierzchni od normalnej do podłoża (obrazy SEM zarejestrowane były w rzucie prostopadłym). W celu określenia nachylenia powierzchni krystalitów do krzemu, posłużono się dwiema metodami - dyfrakcji rentgenowskiej

(XRD) oraz obrazowania mikroskopem sił atomowych. Wyniki analizy zamieszczono na rysunku 16 prezentującym odchylenie osi płaszczyzny GaN(0001) od normalnej do powierzchni krzemu o różnej orientacji. Wprawdzie, pełną koalescencję warstwy uzyskano jedynie dla warstw zarodkowych osadzanych w wysokiej temperaturze, jednak tego typu warstwy w większym stopniu "separują" podłoże od struktury epitaksjalnej. W efekcie orientacja podłoża ma nieznaczny wpływ na orientację krystalograficzną osadzanego materiału. Natomiast w przypadku niskotemperaturowej warstwy AlN, pochylenie powierzchni rosnących krystalitów jest bardziej widoczne na obrazach SEM/AFM i potwierdzają to badania strukturalne XRD. Prowadzi to do wniosku, że temperatura osadzania warstwy zarodkowej AlN pełni kluczową rolę zarówno w kontekście kontroli orientacji krystalograficznej osadzanego materiału jak i stopnia koalescencji wielowarstw. Stosując wybrane warstwy zarodkowe uzyskano następujące orientacje azotku galu (0001), (11-29) oraz (11-24).

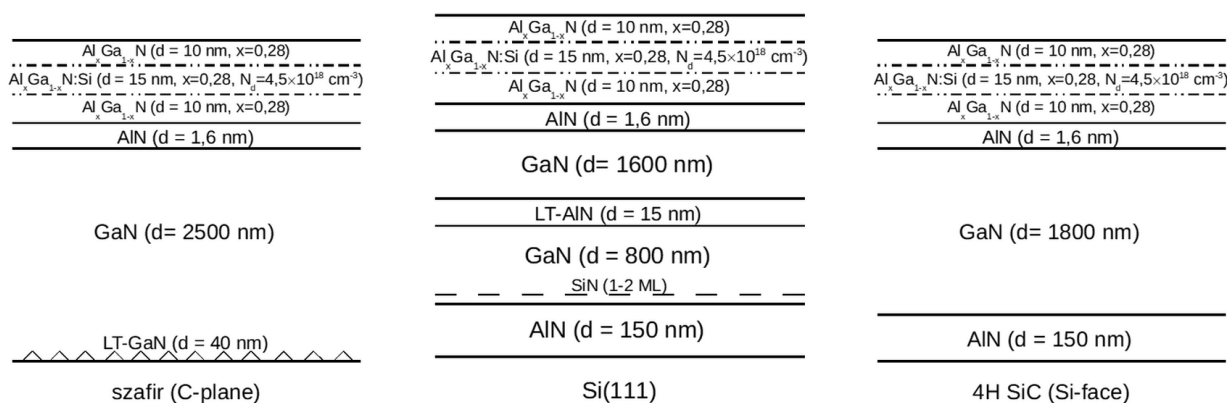


Rys. 16. Kąt nachylenia płaszczyzny (0001) GaN do powierzchni podłoża krzemowego o orientacji (111), (112) oraz (115) uzyskany dla różnych warstw zarodkowych I - HT-GaN/LT-AlN, II - HT-GaN/HT-AlN/LTAlN, III - HT-GaN/Grad-AlGaIn/LT-AlN, IV - HT-GaN/HT-AlN. Rysunek na podstawie pracy [5]

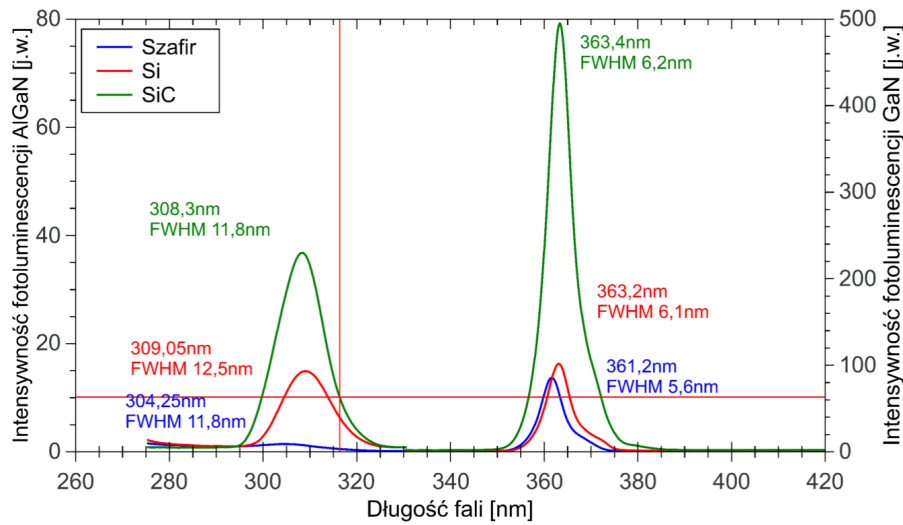
Z przedstawionych dotychczas wyników badań wynika, że heteroepitaksja azotku galu na silnie niedopasowanych krystalograficznie podłożach wymaga stosowania warstw zarodkowych, które zabezpieczają powierzchnię podłoża przed dekompozycją lub degradacją w trakcie osadzania GaN oraz promują wyspowy rozrost bufora, co prowadzi do wydłużonej koalescencji i poprawy jakości materiału. W przypadku homoepitaksji lub epitaksji na dopasowanych podłożach, np. SiC, można pominąć zarodkowanie albo traktować warstwę zarodkową jako przejściową pomiędzy podłożem a buforem. Warstwy zarodkowe, wymuszające rozrost wyspowy, stosowane są też w celu modyfikacji właściwości bufora, np. jego rezystywności, nawet w przypadku homoepitaksji GaN/GaN. Szerzej temat ten omówiony będzie w rozdziałach 4.7 i 4.9.

Wieloletnie doświadczenie autora rozprawy w krystalizacji azotków na różnych podłożach

(GaN, Al₂O₃, SiC, Si), doprowadziło do opracowania konstrukcji wielowarstw umożliwiających osadzanie heterostruktur AlGa_xN/GaN o zadanych parametrach użytkowych, znajdujących zastosowanie w wytwarzaniu tranzystorów HEMT. W pracy [6] przedstawiono porównanie heterostruktur AlGa_xN/GaN osadzonych na podłożach Al₂O₃, Si oraz SiC. Na podłożu szafirowym zastosowano niskotemperaturową warstwę nukleacyjną GaN, natomiast na podłożu krzemowym oraz z węgla krzemu wysokotemperaturowy AlN. Schemat warstwowy badanych struktur przedstawiono na rysunku 17. Otrzymane heterostruktury charakteryzowano metodą fotoluminescencji celu określenia składu bariery AlGa_xN i oszacowania jakości osadzonego materiału. Na rysunku 18 przedstawiono widma fotoluminescencji wykonane w temperaturze pokojowej przy pobudzeniu laserem o długości fali 266 nm. Różnice w długości fali luminescencji GaN dla różnych podłoży wynikają z rodzaju i wielkości naprężeń w warstwie epitaksjalnej. Różnice w położeniu maksimum luminescencji AlGa_xN wynikają z różnicy naprężeń statycznych oraz ilości wbudowanego glinu.



Rys. 17. Schemat warstwowy testowych struktur AlGa_xN/GaN osadzonych na: Al₂O₃, Si oraz 4H-SiC. Rysunek zaczerpnięty z pracy [6]

Rys. 18. Widma fotoluminescencji heterostruktur AlGaN/GaN osadzonych na podłożach Al_2O_3 , Si oraz 4H-SiC

Wytworzone heterostruktuury charakteryzowano metodami spektroskopii impedancyjnej w celu określenia parametrów dwuwymiarowego gazu elektronowego (rezystancji, koncentracji i ruchliwości nośników), a także w celu określenia stopnia rezystywności wielowarstwy buforowej. Do pomiaru naprężeń w heterostrukturze epitaksjalnej wykorzystano dyfrakcji rentgenowską oraz profilometr optyczny. Wyniki pomiarów zestawiono w tabeli 4. Analizując te dane, zauważyć można korelację między rodzajem podłoża a jakością krystalograficzną GaN (szerokość połówkowa refleksów (002) i (004)) oraz rodzajem i wielkością naprężeń w wielowarstwie epitaksjalnej. Parametry elektryczne wytworzonych heterostruktur AlGaN/Ga (głównie koncentracja i ruchliwość 2DEG) wskazują, że mogą one być stosowane do wytwarzania tranzystorów HEMT na podłożach Al_2O_3 , Si oraz SiC.

Tab. 4. Zestawienie wyników charakteryzacji heterostruktur AlGaN/GaN osadzonych na podłożach Al_2O_3 , Si oraz 4H-SiC. Tabela na podstawie pracy [6]

Materiał podłoża	R_{bufor} [Ω/kw]	U_T [V]	$n_{s,2\text{DEG}}$ [cm^{-2}]	$\mu_{2\text{DEG}}$ [$cm^2V^{-1}s^{-1}$]	$R_{2\text{DEG}}$ [Ω/kw]	$FWHM_{(002)}$ [o]	$FWHM_{(004)}$ [o]	Promień krzywizny próbki [m]	Naprężenia wbudowane [MPa]
Si (111)	$8,6 \times 10^3$	-5,8	$0,95 \times 10^{13}$	1455	430	0,208	0,202	6,3	257 (rozciągające)
Al_2O_3	$>10^6$	-5,2	$0,96 \times 10^{13}$	1597	407	0,161	0,110	-25,5	138 (ściskające)
4H SiC	$>10^6$	-5,23	$1,15 \times 10^{13}$	1650	318	0,063	0,058	80,6	84 (rozciągające)

Do najważniejszych moich osiągnięć badań w obszarze „*Dobór warstwy zarodkowej i wpływ podłoża na epitaksję GaN metodą MOVPE*” zaliczam:

- Przeprowadzenie analizy wpływu zarodkowania azotków trzeciej grupy układu okresowego na niedopasowanych strukturalnie podłożach Al_2O_3 oraz Si [1]–[4]. Opracowałem nowatorską metodę pomiaru grubości subnanometrowych warstw zarodkowych GaN z wykorzystaniem ablacji laserowej oraz profilowania mikroskopem sił atomowych. Określiłem optymalne warunki osadzania i wygrzewania (rekrytalizacji) niskotemperaturowych warstw zarodkowych do epitaksji GaN i heterostruktur AlGaN/GaN na podłożach szafirowych. Zbadałem szereg konfiguracji warstw zarodkowych (osadzanych w różnych warunkach technologicznych) na podłożach krzemowych oraz wytypowałem te, które umożliwiają wzrost materiału o najmniejszym stopniu zdefektowania. Zaproponowałem koncepcję zastosowania nanomaski, osadzonej na warstwie zarodkowej, do promocji wzrostu wyspowego, w początkowych fazach epitaksji GaN, na podłożu krzemowym oraz zweryfikowałem model krystalizacji z wykorzystaniem tego typu maski.
- Osadzenie półpolarnego oraz niepolarnego azotku galu na podłożach krzemowych o orientacji (112) oraz (115) [5]. Wykazałem wpływ temperatury osadzania i grubości warstwy zarodkowej AlN (oraz warstwy buforowej) na odorientowanie względem osi c [0001] warstw GaN na wysokoindeksowych podłożach krzemowych. Porównałem dwie metody określania odorientowania warstw GaN - bazujących na pomiarach dyfraktometrycznych (HRXRD) oraz obrazowaniu mikroskopem sił atomowych.
- Opracowanie warunków zarodkowania warstw azotkowych na podłożach Al_2O_3 , Si oraz 4H-SiC umożliwiających osadzanie heterostruktur AlGaN/GaN do zastosowania w tranzystorach typu HEMT [6]. Zaproponowałem konstrukcję warstw zarodkowych i buforowych do osadzania heterostruktur AlGaN/GaN na różnych podłożach heteroepitaksjalnych. Wykonałem szereg procesów technologicznych w celu określenia optymalnej konfiguracji i warunków osadzania warstw zarodkowych na tych podłożach. Wytworzyłem epitaksjalne struktury przyrządowe typu HEMT na podłożach Al_2O_3 , Si oraz 4H-SiC o rezystancji powierzchniowej kanału 2DEG poniżej $450 \Omega/\text{kwadrat}$.

4.7. Optymalizacja warunków osadzania warstw buforowych heterostruktur AlGaN/GaN

Lista publikacji dotyczących tego obszaru tematycznego:

- [7] **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz i Regina Paszkiewicz, „AlGaN/GaN Heterostructures Electrical Performance by Altering GaN/Sapphire Buffers Growth Pressure and Low-Temperature GaN Interlayers Application”, *Crystal Research and Technology*, t. 56, nr 12, 2021, **IF 2020: 1,639; Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.1002/crat.202100090.

- [8] **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Tomasz Szymański i Regina Paszkiewicz, „Optimization of AlGa_N/Ga_N/Si(111) buffer growth conditions for nitride based HEMTs on silicon substrates”, *Journal of Crystal Growth*, t. 414, s. 248–253, 2015, **IF: 1,462; Punktacja MNiSW 2013-2018: 30, Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2014.10.048.
- [9] Tomasz Szymański, **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Jarosław Serafińczuk, Milan Drzik i Regina Paszkiewicz, „Stress control by micropits density variation in strained AlGa_N/Ga_N/SiN/AlN/Si(111) heterostructures”, *Crystal Research and Technology*, t. 51, nr 3, s. 225–230, 2016, **IF: 1,000; Punktacja MNiSW 2013-2018: 20, Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.1002/crat.201500276.
- [10] **Mateusz Wośko**, Tomasz Szymański, Bogdan Paszkiewicz, Piotr Pokryszka i Regina Paszkiewicz, „MOVPE growth conditions optimization for AlGa_N/Ga_N/Si heterostructures with SiN and LT-AlN interlayers designed for HEMT applications”, *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, t. 30, nr 4, s. 4111–4116, 2019, **IF 2019: 2,20; Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1007/s10854-019-00702-9.

Bufor w strukturach przyrządowych azotków trzeciej grupy układu okresowego krystalizowanych metodą epitaksji ze związków metaloorganicznych (MOVPE) ma duży wpływ na parametry użytkowe wytwarzanego przyrządu, np. tranzystora typu HEMT. Wyróżnić można trzy zasadnicze cele stosowania warstwy buforowej w epitaksji GaN:

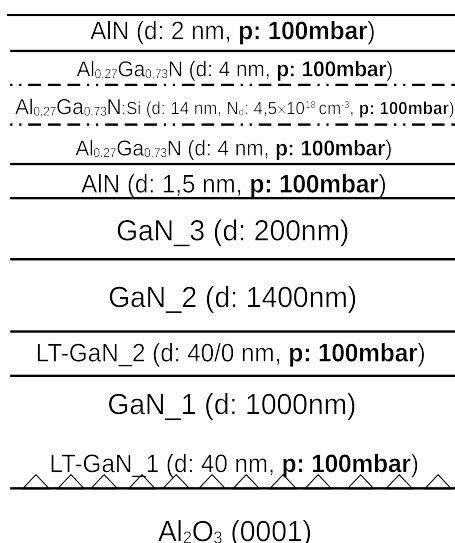
- minimalizowanie wpływu defektów krystalicznych powstających w początkowych etapach heteroepitaksji na niedopasowanych sieciowo podłożach;
- relaksacja naprężeń wywołanych niedopasowaniem komórki elementarnej warstwy azotkowej i podłoża a także różnicą rozszerzalności temperaturowej obu materiałów;
- zapewnienie odpowiedniej izolacji elektrycznej obszarów czynnych, głównie poprzez wpływanie na rezystywność elektryczną materiału bufora, która powinna być duża w wypadku struktur planarnych, np. diod Schottky’ego, tranzystorów typu MESFET i HEMT, albo mała w wypadku struktur z wertykalnym przepływem prądu, np. diod LED, tranzystorów typu VHEMT i.in.

Optymalizacja warunków osadzania bufora ukierunkowana jest na osiągnięcie przynajmniej jednego z wymienionych powyżej celów. W kontekście heterostruktur AlGa_N/Ga_N do zastosowania w planarnych tranzystorach HEMT, kluczowe jest wytwarzanie buforów o możliwie jak największej rezystywności natomiast w wypadku heteroepitaksji na podłożach silnie niedopasowanych, np. krzemowych, nadzłym celem jest minimalizacja naprężeń i defektów krystalicznych powstających w osadzonej wielowarstwie. W rozdziale 4.6 przedstawiono, że parametry strukturalne i elektryczne krystalizowanej warstwy determinowane są przez rodzaj podłoża oraz

sposób zarodkowania, jednak konstrukcja i warunki osadzania bufora, mają istotny wpływ na jego właściwości, a co za tym idzie na parametry dwuwymiarowego gazu elektronowego w heterostrukturze AlGaN/GaN.

W pracy [7] przedstawiono wyniki badań nad wpływem warunków osadzania (ciśnienia) warstwy buforowej na jej właściwości elektryczne i strukturalne. Ponadto zweryfikowano skuteczność stosowania niskotemperaturowej warstwy LT-GaN w celu poprawy parametrów elektrycznych dwuwymiarowego gazu elektronowego. Powodem do podjęcia tych badań były wcześniejsze prace nad zarodkowaniem warstwy GaN oraz wpływem wielkości krystalitów powstających w początkowej fazie epitaksji na parametry heterostruktury AlGaN/GaN. Mniejsze krystality oraz ich dłuższa koalescencja w kolejnych etapach wzrostu, sprzyjają krystalizacji mniej zdefektowanych warstw, ale jednocześnie powodują problem z uzyskaniem materiału o dużej rezystywności. Proces rozrostu krystalitów, szczególnie w początkowej fazie, zależy od temperatury, ciśnienia oraz stosunku molowego prekursorów grupy III i V układu okresowego. Jedną z metod obserwacji procesu wzrostu warstwy zarodkowej oraz bufora jest reflektometria. Zostało to szerzej opisane w rozdziale 4.6, przykładem może być tu rysunek 8, na którym przedstawiono zdjęcia powierzchni GaN w kolejnych etapach wzrostu.

Do oceny skuteczności różnych metod poprawy parametrów strukturalnych i elektrycznych warstw azotkowych osadzanych na szafirze zaproponowano osiem heterostruktur testowych AlGaN/GaN różniących się konstrukcją oraz warunkami wzrostu warstwy buforowej GaN. Wszystkie heterostruktury wytworzone były metodą MOVPE w systemie AIXTRON FT CCS 3x2" na podłożach szafirowych o orientacji (0001). Przed rozpoczęciem osadzania warstwy zarodkowej powierzchnia podłoża była czyszczona termicznie przez 10 minut w temperaturze 1100°C. Następnie prowadzono azotowanie w atmosferze NH₃ w temperaturze 540°C przez 3 min i osadzano warstwę zarodkową niskotemperaturowego GaN o grubości ok 40 nm przy ciśnieniu 100 mbar. Jako źródło azotu wykorzystywano NH₃, natomiast jako źródło glinu zastosowano TMGa. Po wygrzewaniu warstwy nukleacyjnej LT-GaN prowadzono wzrost wysokotemperaturowego bufora GaN przy różnych ciśnieniach panujących w reaktorze epitaksyjnym (100, 300 i 800 mbar). Schemat warstwowy badanych próbek przedstawiono na rysunku 19 natomiast szczegóły konstrukcyjne zamieszczono w tabeli 5. Do opisu struktur testowych przyjęto następującą nomenklaturę: struktura składająca się z dwóch warstw HT-GaN osadzanych przy ciśnieniu 100 i 300 mbar rozdzielonych cienką warstwą LT-GaN jest oznaczona jako 100/LT-GaN/300, natomiast struktura składająca się z dwóch warstw HT-GaN osadzanych przy ciśnieniu 800 i 100 mbar bez warstwy niskotemperaturowego GaN jako 800/-/100. Całkowita grubość wielowarstwy buforowej wszystkich struktur testowych była taka sama. Zachowano również takie same warunki osadzania bariery AlGaN/AlN składającej się z warstwy AlN (1,5 nm), intencjonalnie domieszkowanego Al_{0,27}Ga_{0,73}N (25 nm, N_d: 4,5×10¹⁸ cm⁻³) oraz warstwy przykrywkowej AlN (2 nm).

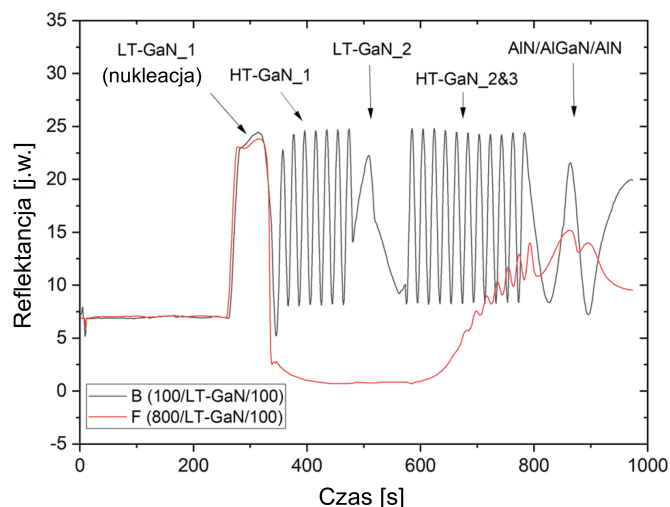


Rys. 19. Schemat warstwowej struktury do badania wpływu warunków osadzania warstwy buforowej GaN. Rysunek na podstawie pracy [7]

Tab. 5. Grubość oraz warunki wzrostu warstw buforowych. Tabela zaczerpnięta z pracy [7]

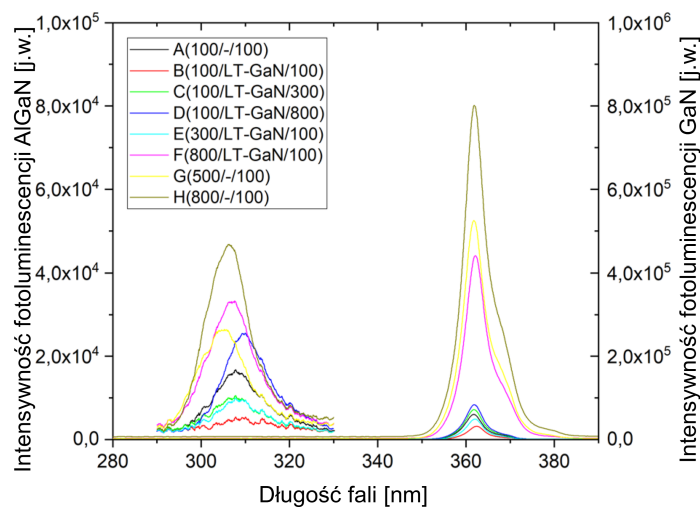
Próbka	Ciśnienie osadzania warstwy GaN_1 [mbar]		Ciśnienie osadzania warstwy GaN_2 [mbar]		Ciśnienie osadzania warstwy GaN_3 [mbar]	
A (100/-/100)	100	0	100	100		
B (100/LT-GaN/100)	100	40	100	100		
C (100/LT-GaN/300)	100	40	300	300 ↘ 100		
D (100/LT-GaN/800)	100	40	800	800 ↘ 100		
E (300/LT-GaN/100)	300	40	100	100		
F (800/LT-GaN/100)	800	40	100	100		
G (500/-/100)	500	0	100	100		
H (800/-/100)	800	0	100	100		

Jak już wspomniano, ciśnienie krystalizacji wysokotemperaturowego GaN ma wpływ na szybkość rozrostu lateralnego ziaren nukleacyjnych LT-GaN. Proces rekrytalizacji warstwy niskotemperaturowego LT-GaN zaobserwować można jako nagły spadek sygnału reflektometrycznego spowodowany formowaniem się wysp nukleacyjnych (krystalitów) a co za tym idzie zmniejszeniem gładkości powierzchni. Dalszy rozrost wysp i koalescencja warstwy prowadzi do wzrostu sygnału reflektometrycznego i pojawienia się oscylacji spowodowanych zjawiskami interferencyjnymi w osadzonej warstwie. Przykładowe reflektogramy zarejestrowane podczas osadzania bufora przy różnym ciśnieniu przedstawiono na rysunku 20. Porównując oba reflektogramy wyraźnie widać że czas pełnej koalescencji bufora w strukturze F (800/LT-GaN/100) jest dłuższy niż w strukturze B (100/LT-GaN/100), osadzonej przy niższym ciśnieniu.

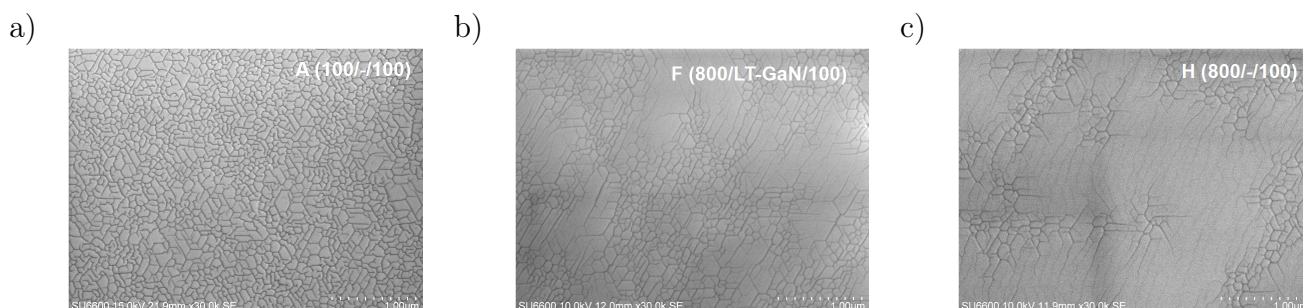


Rys. 20. Przykładowe reflektogramy zarejestrowane podczas epitaksji struktur testowych przy różnym ciśnieniu panującym w reaktorze epitaksyjnym. Rysunek na podstawie pracy [7]

Wytworzone struktury epitaksjalne charakteryzowano metodą fotoluminescencji (PL), dyfrakcji rentgenowskiej (HR-XRD) oraz mikroskopii elektronowej (SEM). Przeprowadzono również pomiary koncentracji i ruchliwości dwuwymiarowego gazu elektronowego. Na rysunku 21 zamieszczono widma fotoluminescencji zarejestrowane w temperaturze pokojowej przy pobudzeniu światłem lasera o długości fali 266 nm. Największą intensywność fotoluminescencji GaN oraz AlGaN zarejestrowano dla struktur F,G oraz H, czyli tych osadzanych przy wysokim ciśnieniu w pierwszej fazie epitaksji bufora. Przesunięcia pików pochodzącego od AlGaN mogą wskazywać na różnice składu bariery AlGaN w badanych próbkach, jednak pomiary HR-XRD nie potwierdziły tej hipotezy. Skład AlGaN, szacowany na podstawie położenia maksimum fotoluminescencji, mieścił się w zakresie 27-29% glinu, natomiast wyznaczony z pomiarów XRD w zakresie 28-29%. Analiza obrazów SEM powierzchni heterostruktur AlGaN/AlN/GaN wykazała obecność heksagonalnej mozaiki. Średnica zaobserwowanych ziaren zależy od konfiguracji warstwowej oraz ciśnienia osadzania bufora GaN. Przykładowe zdjęcia SEM powierzchni heterostruktur przedstawiono na rysunku 22. Wyznaczone na podstawie zdjęć mikroskopowych średnice ziaren zamieszczono w tabeli 6.



Rys. 21. Widma fotoluminescencji struktur testowych osadzanych przy różnym ciśnieniu. Rysunek na podstawie pracy [7]



Rys. 22. Obrazy SEM powierzchni heterostruktur osadzanych przy zmiennym ciśnieniu: A - 100/-/100 a), H - 800/-/100 b), F - 800/-/100 c). Rysunek na podstawie pracy [7]

Tab. 6. Wyniki charakteryzacji elektrycznej i strukturalnej heterostruktur AlGaN/AlN/GaN osadzanych przy różnych ciśnieniach. Tabela na podstawie pracy [7]

Próbka	R_{bufor} [Ω/kw]	$R_{2\text{DEG}}$ [Ω/kw]	$n_{s,2\text{DEG}}$ [cm^{-2}]	$\mu_{2\text{DEG}}$ [$\text{cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$]	Średnia wielkość ziaren [nm]	FWHM ₍₀₀₂₎ ($^\circ$)
A (100/-/100)	8.7×10^5	378	1.08×10^{13}	1528	103	0.1611
B (100/LT-GaN/100)	$>10^7$	458	1.04×10^{13}	1310	106	-
C (100/LT-GaN/300)	$>10^7$	364	1.13×10^{13}	1560	110	0.1804
D (100/LT-GaN/800)	$>10^7$	357	1.05×10^{13}	1679	115	0.1555
E (300/LT-GaN/100)	2×10^4	411	1.1×10^{13}	1354	105	0.1728
F (800/LT-GaN/100)	2×10^4	325	1.17×10^{13}	1615	146	0.1232
G (500/-/100)	1.7×10^4	306	1.2×10^{13}	1423	257	0.0927
H (800/-/100)	7.8×10^3	281	1.3×10^{13}	1388	301	0.0807

Charakteryzację elektryczną wybranych struktur testowych rozszerzono o pomiary Halla. Wyniki te są zbieżne z uzyskanymi metodą spektroskopii impedancyjnej i pomiarami C-V.

Największa ruchliwość 2DEG występuje w strukturze D (100/LT-GaN/800) natomiast najmniejsza rezystancja powierzchniowa w strukturze H (800/-/100). W praktyce, w tranzystorze typu HEMT, struktura D będzie posiadała większą częstotliwość graniczną, wynikającą z dużej ruchliwości 2DEG, natomiast struktura H większą gęstość prądu, spowodowaną małą rezystywnością kanału. Należy jednak podkreślić, że struktury G (500/-/100) i H (800/-/100), osadzone przy wysokim ciśnieniu, odznaczają się słabą izolacyjnością bufora co dyskwalifikuje ich zastosowanie w tranzystorach. Z punktu widzenia jakości strukturalnej, struktury osadzone przy wyższym ciśnieniu (G i H) są lepsze o czym świadczą niższe wartości FWHM refleksów (002) i (-1-14) a także większy sygnał fotoluminescencji. Nie przekłada się to jednak na duże wartości ruchliwości elektronów, pod tym względem najlepsza była struktura D. Wyniki badań nie potwierdziły korzystnego wpływu niskotemperaturowej warstwy LT-GaN na jakość krystalograficzną osadzanego materiału. Zaobserwowano jedynie wzrost rezystywności bufora krystalizowanego przy ciśnieniu 800 mbar, przy jednoczesnym zastosowaniu warstwy przekładkowej LT-GaN. Z przeprowadzonych badań wynikają następujące wnioski:

- stosowanie wysokiego ciśnienia w początkowym etapie wzrostu bufora GaN prowadzi do krystalizacji materiału o lepszej jakości strukturalnej, jednakże wprowadzanie przekładki niskotemperaturowej niweluje ten efekt;
- stosowanie przekładki niskotemperaturowego GaN w obszarze bufora minimalizuje wpływ ciśnienia na parametry elektryczne;
- stosowanie wysokiego ciśnienia w początkowym etapie wzrostu bufora GaN znacznie pogarsza jego właściwości izolacyjne.

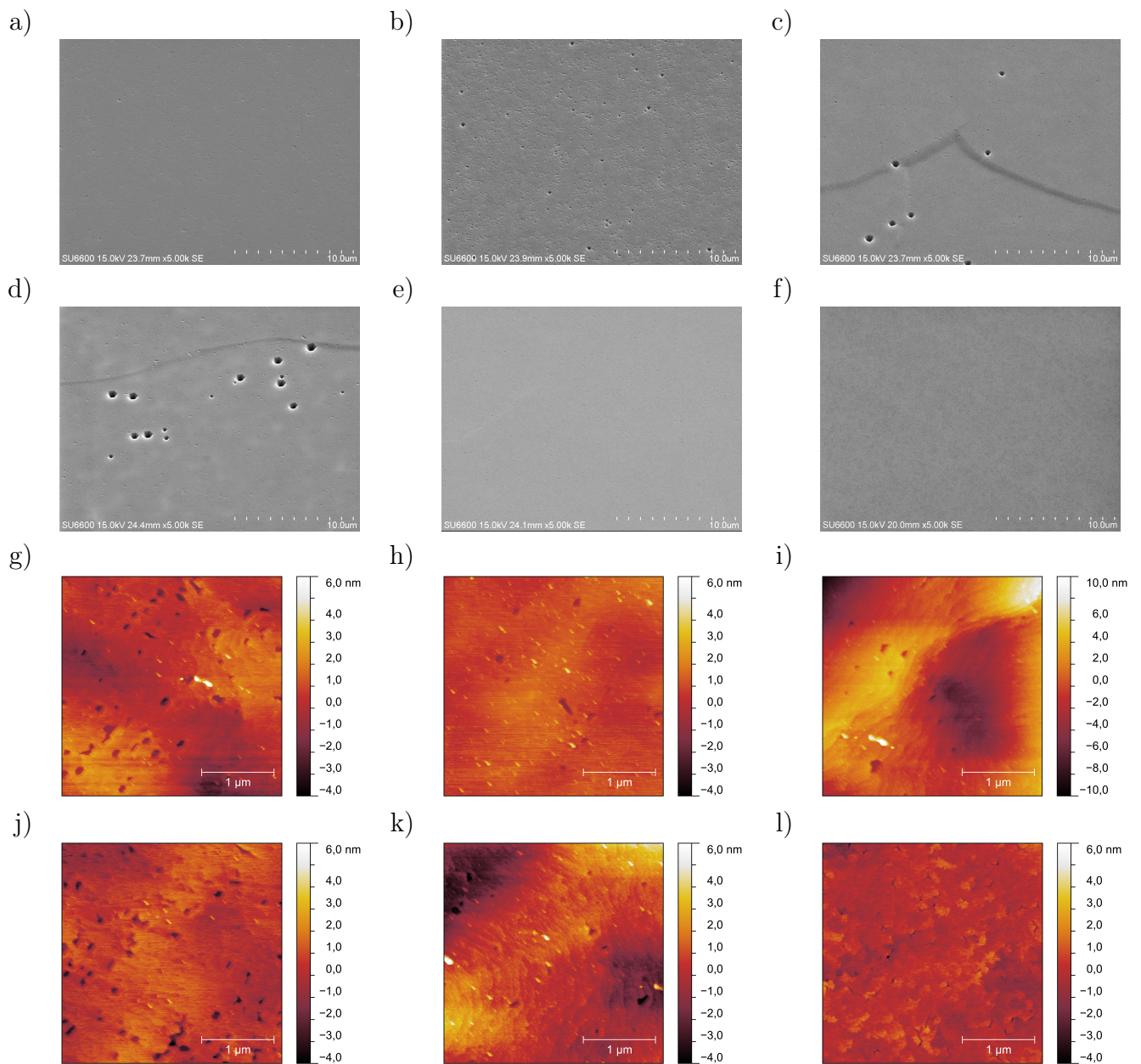
W wypadku podłoży krzemowych, graniczna grubość GaN przy której następuje pękanie warstwy epitaksjalnej wynosi około 1 μm . Duże naprężenia w grubszych strukturach ulegają relaksacji w postaci pęknięć oraz delaminacji osadzanych wielowarstw. W praktyce, bufor GaN o grubości poniżej 1 μm , osadzone na silnie niedopasowanych podłożach, nie zapewniają odpowiednio niskiej gęstości dyslokacji w warstwie aktywnej. Oznacza to, że wprowadzenie epitaksji heterostruktur AlGaN/GaN bezpośrednio na krzemie jest możliwa, jednak parametry elektryczne dwuwymiarowego gazu elektronowego są słabe, uniemożliwiając zastosowanie tego typu struktur w tranzystorach HEMT. Konieczne zatem jest stosowanie w buforze wielowarstw odpężających, które umożliwiłyby osadzanie struktur o grubości przekraczającej 2 μm . Jedną z metod inżynierii naprężeń w heterostrukturach azotkowych osadzanych na krzemie jest stosowanie niskotemperaturowych warstw przekładkowych LT-AlN o grubości kilkunastu nanometrów. Wprowadzanie cienkich przekładek AlN pomiędzy warstwy GaN prowadzi do obniżenia naprężeń i umożliwia osadzanie struktur o grubości przekraczającej nawet 10 μm . W pracy [8] przedstawiono wyniki badań nad wpływem ilości przekładek LT-AlN w buforze oraz stosunku molowego prekursorów grupy piątej (NH_3) oraz trzeciej (TMGa) w trakcie krystalizacji bufora

GaN, na właściwości heterostruktur AlGaN/GaN. Wytworzono serię struktur testowych osadzanych na podłożach krzemowych oraz referencyjnie na podłożu szafirowym. Na krzemie jako warstwę zarodkową stosowano AlN osadzany w temperaturze 1060 °C oraz nanomaskę SiN. Ten sposób zarodkowania na podłożach krzemowych opisano szerzej w rozdziale 4.6. Następnie nanoszono 600 nm GaN (1045 °C) przy różnych stężeniach prekursorów grupy trzeciej i piątej (stosunek molowy prekursorów III/V wynosił 1200, 5000 lub 6500) oraz niskotemperaturową warstwę przekładkową LT-AlN (650 °C) o grubości około 15 nm. Następnie osadzano kolejną warstwę GaN w tych samych warunkach co pierwszą. W dwóch próbkach zastosowano drugą warstwę przekładkową LT-AlN oraz GaN. Na koniec, na wszystkich podłożach, osadzano tę samą barierę $\text{Al}_{0,18}\text{Ga}_{0,82}\text{N}/\text{AlN}$. Szczegóły konstrukcji oraz warunki wzrostu poszczególnych warstw heterostruktury przedstawiono w tabeli 7.

Tab. 7. Opis struktur testowych do badania wpływu warstw LT-AlN oraz warunków osadzania GaN na parametry dwuwymiarowego gazu elektronowego. Przyjęto następujące oznaczenie próbek: 1xLT-AlN, V/III=1200 (A); 2xLT-AlN, V/III=1200 (B); 1xLT-AlN, V/III=6500 (C); 2xLT-AlN, V/III=6500 (D); 1xLT-AlN, V/III=5000 (E); szafir (F). Tabela na podstawie pracy [8]

	A	B	C	D	E	F
Podłoże	Si(111)	Si(111)	Si(111)	Si(111)	Si(111)	$\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$
Warstwa nukleacyjna [nm]	HT-AlN (150)	HT-AlN (150)	HT-AlN (150)	HT-AlN (150)	HT-AlN (150)	LT-GaN (40)
Czas osadzania maski SiN [s]	100	100	100	100	100	
1. GaN [nm, V/III]	600, 1200	600, 1200	600, 6500	600, 6500	800, 5000	2500, 1200
1. AlN [nm]	15	15	15	15	15	
2. GaN [nm, V/III]	600, 1200	600, 1200	600, 6500	600, 6500	1000, 5000	
2. AlN [nm]		15		15		
3. GaN [nm, V/III]		600, 1200		600, 1200		
Grubość warstwy AlN [nm]	ok. 1,5	ok. 1,5	ok. 1,5	ok. 1,5	ok. 1,5	ok. 1,5
Grubość bariery $\text{Al}_{0,18}\text{Ga}_{0,82}\text{N}$ [nm]	22	22	22	22	22	22

Wytworzone próbki charakteryzowane były metodami mikroskopii SEM i AFM, fotoluminescencji (PL) oraz pojemnościowo-napięciowej spektroskopii impedancyjnej (C-V) w celu określenia jakości krystalograficznej oraz morfologii powierzchni, a także właściwości elektrycznych dwuwymiarowego gazu elektronowego w heterostrukturze AlGaN/GaN. Obrazy SEM i AFM powierzchni badanych heterostruktur przedstawione zostały na rysunku 23. Zebrane wyniki pomiarów zamieszczono w tabeli 8.



Rys. 23. Zdjęcia SEM (grupa na górze) oraz AFM (grupa na dole) struktur testowych: 1xLT-AlN, V/III=1200 a, g); 2xLT-AlN, V/III=1200 b, h); 1xLT-AlN, V/III=6500 c, i); 2xLT-AlN, V/III=6500 d, j); 1xLT-AlN, V/III=5000 e, k); szafir f, l). Rysunek na podstawie pracy [8]

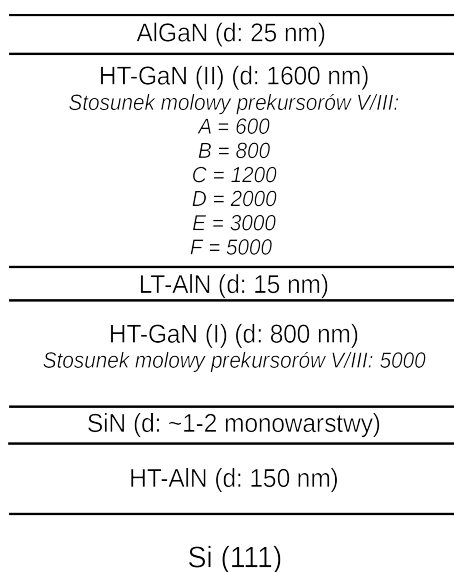
Tab. 8. Zestawienie wyników charakteryzacji struktur testowych: 1xLT-AlN, V/III=1200 (A); 2xLT-AlN, V/III=1200 (B); 1xLT-AlN, V/III=6500 (C); 2xLT-AlN, V/III=6500 (D); 1xLT-AlN, V/III=5000 (E); szafir (F). Tabela na podstawie z pracy [8]

	A	B	C	D	E	F
Gładkość RMS (skan AFM 3 μm \times 3 μm) [nm]	1,01	0,54	2,9	0,91	1,4	0,55
PL _{GaN} [nm]	363,1	363,0	362,9	363,4	363,5	361,7
PL _{GaN} FWHM [nm]	12,3	11,5	13,7	12,8	12,5	9,5
R _{2DEG} [Ω/kw]	1900	4300	1200	2200	1060	777
U _T [V]	-1,06	-0,68	-1,7	-1,06	-1,5	-1,6
n _{s,2DEG} [10^{12} cm^{-2}]	1,09	1,05	3,1	1,9	2,8	3,3
μ_{2DEG} [$\text{cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$]	1700	1320	1660	1460	2080	2415
Pojemność szczątkowa po odcięciu kanału 2DEG (V _{2DEG} = -6 V) [μF]	105	103	99	97	66	5

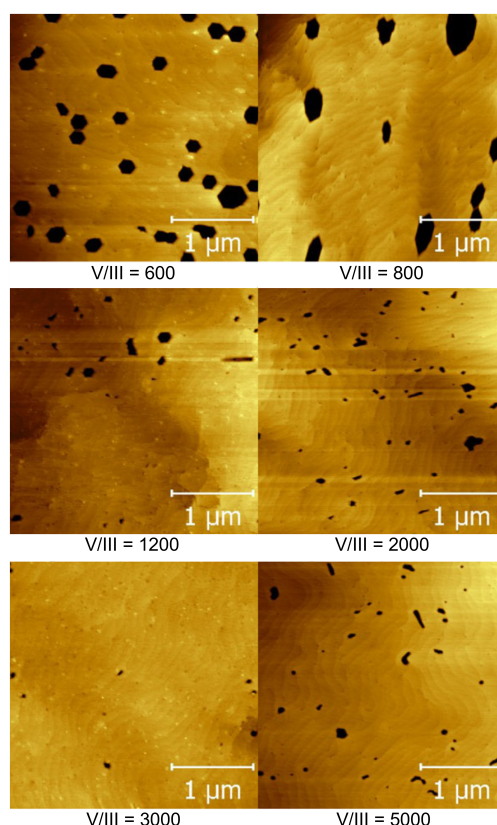
Otrzymane wyniki wskazują na korzystny wpływ stosowania warstw odprężających LT-AlN w wielowarstwie buforowej na poprawę gładkości powierzchni heterostruktury oraz na zmniejszenie szerokości połówkowej (FWHM) widma fotoluminescencji GaN. Jednakże zaobserwowano, że wprowadzenie dwóch przekładek LT-AlN spowodowało wzrost rezystancji powierzchniowej dwuwymiarowego gazu elektronowego (por. A-B i C-D). Stosunek molowy prekursorów grupy V i III układu okresowego w trakcie krystalizacji ma duży wpływ na generowanie defektów typu mikrodziury (ang. micro pit) ujawniających się w postaci odwróconych piramid na powierzchni. Niższe wartości stosunku molowego prekursorów V/III powodują pogorszenie morfologii powierzchni heterostruktur. W przypadku wszystkich próbek osadzanych na krzemie zaobserwowano efekt „cieknącego bufora” przejawiający się w pomiarach spektroskopowych jako pojemność pasożytnicza przy napięciach większych od napięcia odcięcia kanału 2DEG. Podsumowując, najlepsze heterostruktury, pod względem parametrów elektrycznych, otrzymano na wielowarstwie buforowej z jedną przekładką niskotemperaturową LT-AlN oraz buforze GaN osadzonym przy stosunku molowym V/III=5000. Parametry 2DEG tej heterostruktury nie odbiegały znacząco od parametrów próbki referencyjnej, osadzonej na szafirze.

Ponieważ stosowanie więcej niż jednej warstwy przekładkowej LT-AlN nie wpływa korzystnie na parametry elektryczne heterostruktury AlGa_{0,3}N/GaN, dalsze badania nad buforami GaN osadzonymi na krzemie ograniczono do struktur z jedną warstwą LT-AlN. W pracy [9] przedstawiono wpływ warunków osadzania bufora GaN (stosunku molowego V/III) na jakość powierzchni (gęstość defektów typu „micro pit”) oraz wielkość naprężeń w heterostrukturze AlGa_{0,3}N/GaN, natomiast w pracy [10] wpływ tych parametrów technologicznych na właściwości elektryczne dwuwymiarowego gazu elektronowego. W tym celu osadzono serię sześciu heterostruktur o układzie warstw AlGa_{0,3}N/AlN/GaN(II)/LT-AlN/GaN(I)/SiN/HT-AlN/Si(111) - szczegóły zamieszczono na rysunku 24. GaN krystalizowany był przy obniżonym ciśnieniu 100 mbar w temperaturze 1045 °C. W każdym procesie warstwa buforowa GaN (II) była osadzana przy różnym stosunku molowym prekursorów grupy V i III; przepływ amoniaku był stały i wynosił 2900 ml/min, natomiast przepływ TMGa ustalany był odpowiednio na: 100, 78, 50, 26, 20 i 12

ml/min. Pierwsza warstwa GaN (I) była osadzana przy stosunku molowym prekursorów V/III = 5000. Takie warunki wzrostu zapewniały szybką koalescencję GaN i przejście do dwuwymiarowego rozrostu warstwy po etapie zarodkowania. Zaobserwowano wyraźny wpływ warunków procesu na morfologię powierzchni osadzonych heterostruktur AlGaN/GaN, głównie na gładkość powierzchni oraz gęstość defektów. Widoczne na powierzchni heksagonalne mikrodziurki posiadały średnicę w zakresie od dziesiątek do setek nanometrów, w zależności od zastosowanego stosunku molowego prekursorów V/III. Omawiane mikrodziury są dobrze widoczne na obrazach AFM każdej z próbek, przedstawionych na rysunku 25.



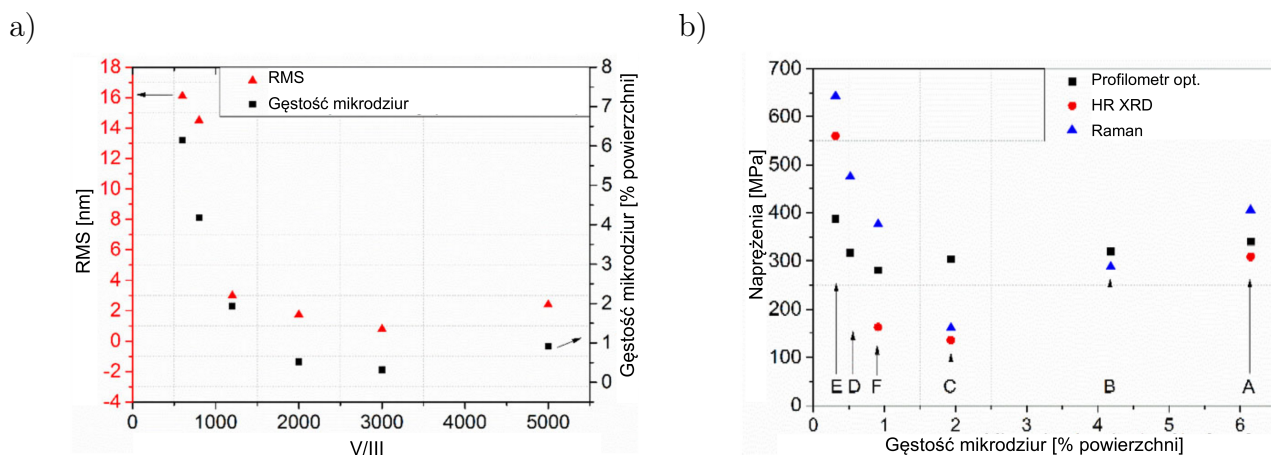
Rys. 24. Schemat warstwowy struktur do badania wpływu warunków osadzania wielowarstwy buforowej na podłożu krzemowym na naprężenia w heterostrukturze AlGaN/GaN. Rysunek na podstawie pracy [9]



Rys. 25. Zdjęcia AFM powierzchni heterostruktur AlGaN/GaN/LT-AlN/GaN/SiN/HT-AlN/Si(111) osadzanych przy różnym stosunku molowym prekursorów grupy V i III układu okresowego. Rysunek na podstawie pracy [9]

Oprócz heksagonalnych mikrodziurek, na powierzchni widoczne są również podłużne defekty, które w literaturze nazywane są najczęściej defektami rowkowymi (ang. trench defects). Skany większych obszarów ($10 \times 10 \mu\text{m}$) zostały poddane analizie, w celu określenia procentowego udziału poszczególnych rodzajów defektów powierzchniowych. Wyniki tej analizy przedstawione są na rysunku 26 a, dodatkowo zamieszczono dane dotyczące gładkości powierzchni (parametr RMS). Powierzchnia mikrodziurek oraz wartość RMS zmniejszają się ze wzrostem stosunku molowego V/III osiągając minimum dla $V/III = 3000$. Dalszy wzrost V/III prowadzi do pogorszenia morfologii powierzchni heterostruktur. W osadzonych strukturach badano naprężenia za pomocą spektroskopii Ramana, wysokorozdzielczej dyfrakcji rentgenowskiej (HRXRD) oraz profilometrii optycznej. Na podstawie przesunięcia otrzymanych widm μ Ramana wyznaczono uśrednioną wartość naprężeń warstwy GaN. Naprężenia oszacowane za pomocą metod XRD, spektroskopii μ Ramana i profilometrii optycznej w funkcji gęstości mikrodziurek przedstawiono na rysunku 26 b. Trend zależności naprężeń od średniej gęstości mikrodziurek na powierzchni, wyznaczonych wszystkimi metodami, jest podobny. Na wykresie można zaobserwować minimum dla pewnej wartości gęstości mikrodziurek. Najmniejsze naprężenia GaN uzyskane zostały w przypadku struktury osadzanej przy stosunku molowym

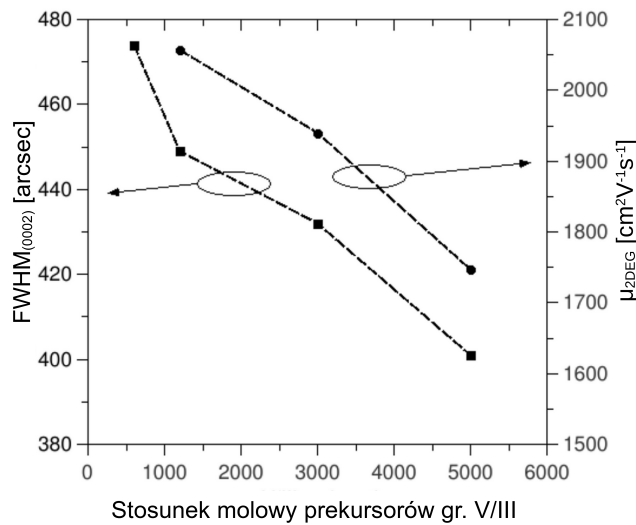
prekursorów V/III równym 1200 (próbka C). Na powierzchni struktur osadzanych przy stosunku molowym reagentów grupy V do III większym od 1200, zaobserwowano defekty rowkowe. Ich gęstość skorelowana jest z wielkością naprężeń w heterostrukturze - można przypuszczać, że są sposobem relaksacji powstających w trakcie krystalizacji naprężeń.



Rys. 26. Zależność gładkości powierzchni (parametr RMS) oraz pokrycia powierzchni jamkami typu „micro pit” od stosunku molowego prekursorów grupy III i V podczas krystalizacji bufora GaN a), oraz zależność wielkości naprężeń rozciągających w heterostrukturze od gęstości defektów typu „micro pit” b). Rysunek na podstawie pracy [9]

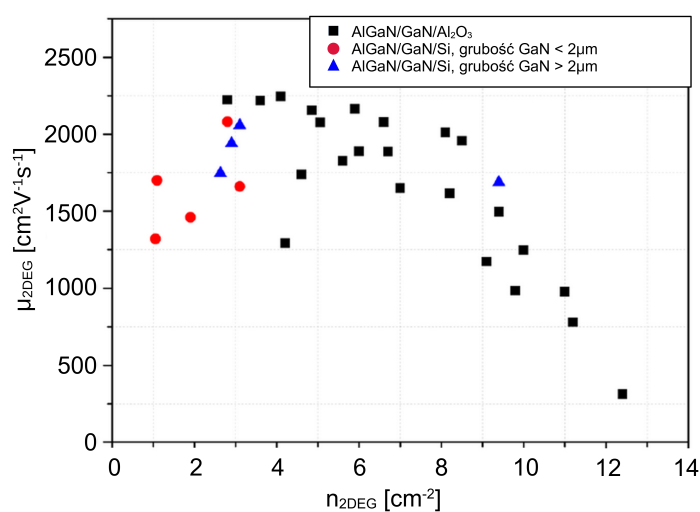
Dwie z osadzonych struktur były w niewielkim stopniu naprężone (struktura III, $V/III = 1200$ i VI, $V/III = 5000$), $\sigma_{XRD} = 130-160$ MPa, oraz $\sigma_{Raman} = 161-376$ MPa. Jednak, przy dużych wartościach V/III , ze względu na niewielki przepływ TMGa w reaktorze, krystalizacja warstwy buforowej jest długa. Osadzenie warstwy GaN o grubości 1600 nm wydłuża się wielokrotnie: $t = 11550$ s dla $V/III = 5000$ w porównaniu do $t = 2160$ s dla $V/III = 1200$. Długi czas krystalizacji bufora jest niekorzystny ze względu na wzmożoną dyfuzję krzemu przez barierę AlN i formowanie się eutektyki Ga-Si (w postaci podtrawień warstwy), co zmniejsza powierzchnię użytkową wytwarzanych heterostruktur.

W pracy [10] porównano parametry elektryczne 2DEG oraz jakość strukturalną wcześniej opisanych próbek - rysunek 27. Zaobserwowano wzajemną zależność ruchliwości dwuwymiarowego gazu elektronowego oraz szerokości połówkowej piku dyfrakcyjnego GaN (0002). Bufory osadzone przy wyższym stosunku V/III miały lepszą jakość krystalograficzną (mniejszą szerokość refleksu GaN (0002)) ale jednocześnie niższą ruchliwość 2DEG. Jest to zależność nieoczywista, jednak pokazująca często występującą zależność w epitaksji struktur AlGaIn/GaN, że ruchliwość 2DEG nie zawsze odzwierciedla jakość krystaliczną osadzanego materiału.



Rys. 27. Zależność szerokości połówkowej refleksu GaN (0002) oraz ruchliwości dwuwymiarowego gazu elektronowego heterostruktury AlGaIn/GaN od wartości stosunku molowego prekursorów grupy V i III. Rysunek na podstawie pracy [10]

Podsumowując badania nad optymalizacją warunków wzrostu bufora w epitaksji heterostruktur AlGaIn/GaN przytoczyć można wykres prezentujący parametry dwuwymiarowego gazu elektronowego różnych próbek osadzanych na szafirze oraz krzemie (rysunek 28) przez habilitanta. Na uwagę zasługuje fakt, że zarówno ruchliwość jak i koncentracja powierzchniowa 2DEG w strukturach osadzanych na krzemie nie odbiegają od tych uzyskanych na podłożach szafirowych. Świadczy to o opracowaniu skutecznej metody osadzania heterostruktur AlGaIn/GaN na podłożach krzemowych, które mogą być z powodzeniem stosowane w tranzystorach typu HEMT.



Rys. 28. Porównanie ruchliwości w funkcji koncentracji 2DEG heterostruktur o różnych konstrukcjach osadzonych na szafirze oraz krzemie. Rysunek na podstawie pracy [10]

Do najważniejszych osiągnięć moich badań w obszarze „*Optymalizacja warunków osadzania warstw buforowych heterostruktur AlGa_N/Ga_N*” zaliczam:

- Analizę wpływu warunków osadzania bufora Ga_N (głównie ciśnienia oraz koncentracji prekursorów grupy V i III układu okresowego) na właściwości dwuwymiarowego gazu elektronowego [7]–[10]. Zaprojektowałem oraz wykonałem struktury testowe na podłożach szafirowych oraz krzemowych metodą MOVPE. Przeprowadziłem krytyczną analizę wyników charakterystyki strukturalnej, optycznej i elektrycznej.
- Opracowanie metody osadzania struktur azotkowych grubszych niż 1 μm na podłożach krzemowych o orientacji (001) z wykorzystaniem niskotemperaturowych przekładek AlN [8]. Zaprojektowałem oraz wykonałem struktury testowe z jedną oraz dwoma warstwami przekładkowymi LT-AlN. Zweryfikowałem skuteczność tej metody przy osadzaniu heterostruktur AlGa_N/Ga_N do zastosowania w tranzystorach typu HEMT. W wyniku przeprowadzonych badań określiłem optymalne warunki wzrostu bufora umożliwiające wzrost heterostruktury o parametrach 2DEG zbliżonych do tych otrzymywanych na podłożach szafirowych.
- Analizę wpływu warunków osadzania buforów Ga_N na podłożach Si z warstwami przekładkowymi LT-AlN na jakość powierzchni oraz wielkość naprężeń w heterostrukturach AlGa_N/Ga_N [9]. Zaprojektowałem oraz wykonałem część struktur testowych do badań.

4.8. Badanie wpływu konstrukcji bariery w heterostrukturach AlGa_N/Ga_N na parametry elektryczne dwuwymiarowego gazu elektronowego

Lista publikacji dotyczących tego obszaru tematycznego:

- [11] **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz i Marek Tłaczała, „Influence of AlN spacer on the properties of AlGa_N/AlN/Ga_N heterostructures”, *Optica Applicata*, t. 43, nr 1, s. 61–66, 2013, **IF: 0,643; Punktacja MNiSW 2013-2018: 15, Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.5277/oa130108.
- [12] **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz i Marek Tłaczała, „Influence of growth process scheme on the properties of AlGa_N/AlN/Ga_N heterostructures”, *Physica Status Solidi (C) Current Topics in Solid State Physics*, t. 10, nr 3, s. 306–310, 2013, **IF: 0,810; Punktacja MNiSW 2013-2018: 15; Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.1002/pssc.201200708.

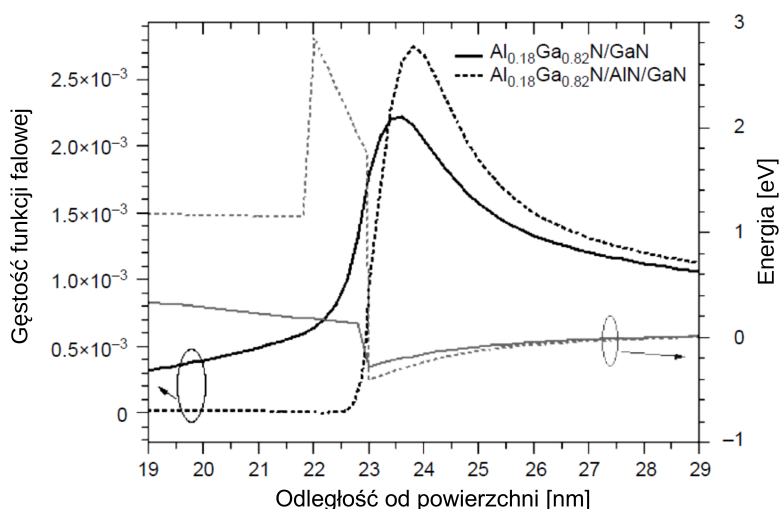
- [13] **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Andrej Vincze, Tomasz Szymański i Regina Paszkiewicz, „GaN/AlN superlattice high electron mobility transistor heterostructures on GaN/Si(111)”, *Physica Status Solidi (B) Basic Research*, t. 252, nr 5, s. 1195–1200, 2015, **IF: 1,522**; **Punktacja MNiSW 2013-2018: 20**, **Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1002/pssb.201451596.

Uproszczony model pasmowy heterozłącza AlGa_xN/GaN, zaprezentowany na rysunku 1 w rozdziale 4.6, uwzględniał jednorodny, niedomieszkowany obszar bariery AlGa_xN. W praktyce konstrukcja bariery może być bardziej zróżnicowana i składać się z wielu subwarstw o zmiennym składzie i różnym stopniu domieszkowania. Biorąc pod uwagę, że typowo całkowita grubość bariery nie przekracza 50 nm, należy uznać że bariera stanowi w ogólności strukturę niskowymiarową - nanostrukturę. Dlatego w analizie działania tranzystora HEMT należy uwzględnić zjawiska kwantowe występujące w obszarze dwuwymiarowego gazu elektronowego (2DEG) zlokalizowanego w studni potencjału na interfejsie bariera - kanał. Właściwości 2DEG zależą głównie od jakości krystalograficznej bufora, modyfikowanej na etapie jego zarodkowania i osadzania, oraz od konfiguracji obszaru bariery. Często stosowanym kryterium oceny heterostruktury jest wartość rezystancji powierzchniowej 2DEG, które typowo dla heterostruktur AlGa_xN/GaN mieszczą się w zakresie od 250 do 500 Ω/kw. Ponieważ na rezystancję bezpośredni wpływ ma ruchliwość i koncentracja elektronów w obszarze 2DEG, optymalizacja konstrukcji bariery może być ukierunkowana na uzyskanie określonej wartości rezystancji powierzchniowej 2DEG. Wysoką ruchliwość osiąga się głównie w heterostrukturach słabo naprzężonych (o niskiej zawartości glinu) wykorzystywanych głównie w aplikacjach czujnikowych, z kolei wzrost koncentracji 2DEG następuje m.in. przez wzmocnienie zjawiska piezoelektrycznego w strukturach silnie naprzężonych na interfejsie AlGa_xN/GaN.

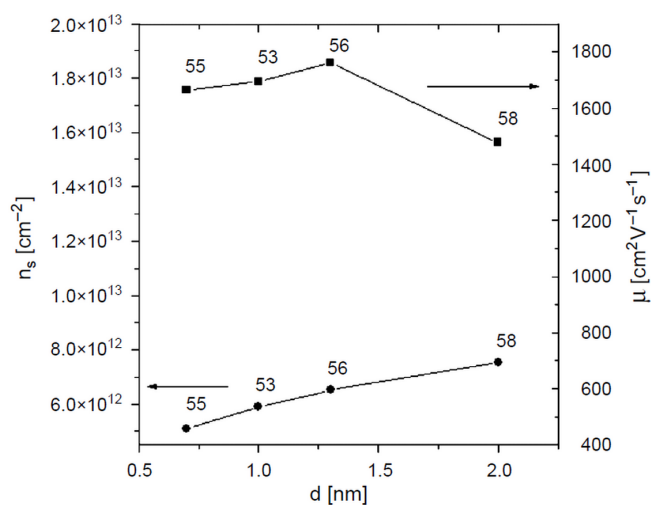
Na wstępie konieczne jest uściślenie pojęć. W literaturze przedmiotu, także w tym autoreferacie, przez barierę, często opisywaną jako AlGa_xN, rozumieć należy zarówno warstwę jednorodną, wykonaną z Al_xGa_{1-x}N, jak również strukturę składającą się z wielu domieszkowanych bądź niedomieszkowanych warstw, w skład których wchodzi AlN, GaN oraz Al_xGa_{1-x}N. Ta niejednoznaczność wynika z przyjętej w dziedzinie badań terminologii, w której pojęcie heterostruktury AlGa_xN/GaN typu HEMT odnosi się do dość szerokiego spektrum wielowarstw (Al, Ga)N, w których formuje się dwuwymiarowy gaz elektronowy o dużej koncentracji i ruchliwości. Również, pierwotnie dość prosta konstrukcja heterostruktury składająca się z dwóch niedomieszkowanych warstw AlGa_xN i GaN, z czasem ewoluowała do struktur bardziej złożonych, natomiast ogólnie rozpoznawalne pojęcie heterostruktury AlGa_xN/GaN pozostało niezmienione, niezależnie od jej stopnia skomplikowania.

Zjawiskiem limitującym ruchliwość 2DEG w heterostrukturach jest rozpraszanie elektronów. W heteroepitaksjalnych warstwach azotków rozróżnić można szereg procesów rozpraszania

nia, począwszy od rozpraszania na fononach optycznych, przez rozpraszanie na defektach oraz niejednorodnościach interfejsu AlGa_{0.18}N/GaN a skończywszy na rozpraszaniu na stopach. Różne mechanizmy rozpraszania elektronów mają różną intensywność w różnych temperaturach. Okazuje się, że jednym z czynników determinujących ruchliwość elektronów, w temperaturach pokojowych, jest rozpraszanie na stopach w barierze AlGa_{0.18}N. Zagadnienie to opisane zostało w pracy [11]. Na rysunku 29 przedstawiono rozkład funkcji falowej elektronów oraz przebieg dna pasma przewodnictwa w heterostrukturze Al_{0.18}Ga_{0.82}N/GaN bez oraz z zastosowaniem cienkiej (1 nm) warstwy AlN pomiędzy buforem i barierą. W wypadku heterostruktury z warstwą przekładkową AlN w symulacji obserwowane jest słabsze wnikanie elektronów do obszaru bariery AlGa_{0.18}N. Spodziewać się można zatem osłabienia zjawiska rozpraszania na interfejsie oraz w samej barierze. Hipotezę tę zweryfikowano eksperymentalnie wykonując serię heterostruktur z warstwą przekładkową AlN o różnej grubości (od 0,7 do 2 nm) [11]. Grubość warstwy AlGa_{0.18}N była taka sama w wypadku wszystkich badanych próbek i wynosiła 23 nm. Skład bariery określono na podstawie pomiarów fotoluminescencyjnych. Ruchliwość i koncentrację 2DEG wyznaczono metodą Halla wykorzystując struktury Van der Pauwa. Wyniki zaprezentowano na rysunku 30. Zaobserwować można wzrost koncentracji powierzchniowej elektronów w kanale wraz ze wzrostem grubości AlN. Jest to efekt spodziewany, ponieważ grubsza warstwa AlN powoduje większe naprężenia pomiędzy buforem i barierą co prowadzi do wzrostu wbudowanego pola elektrycznego wywołanego zjawiskiem piezoelektrycznym. Przebieg zależności ruchliwości nie jest tak oczywisty, ponieważ na wykresie występuje maksimum dla grubości 1,6 nm. Oznacza to, że dla grubości mniejszych efekt separacji elektronów na interfejsie AlN/GaN nie jest słabszy, natomiast dla grubości większych pojawiać się mogą dodatkowe zjawiska rozpraszania elektronów oraz silniejsza interdyfuzja glinu pomiędzy buforem i barierą, prowadząca do zmniejszenia ruchliwości 2DEG.



Rys. 29. Rozkład funkcji falowej oraz dna pasma przewodnictwa heterostruktur Al_{0.18}Ga_{0.82}N/GaN i Al_{0.18}Ga_{0.82}N/AlN/GaN. Rysunek na podstawie pracy [11]



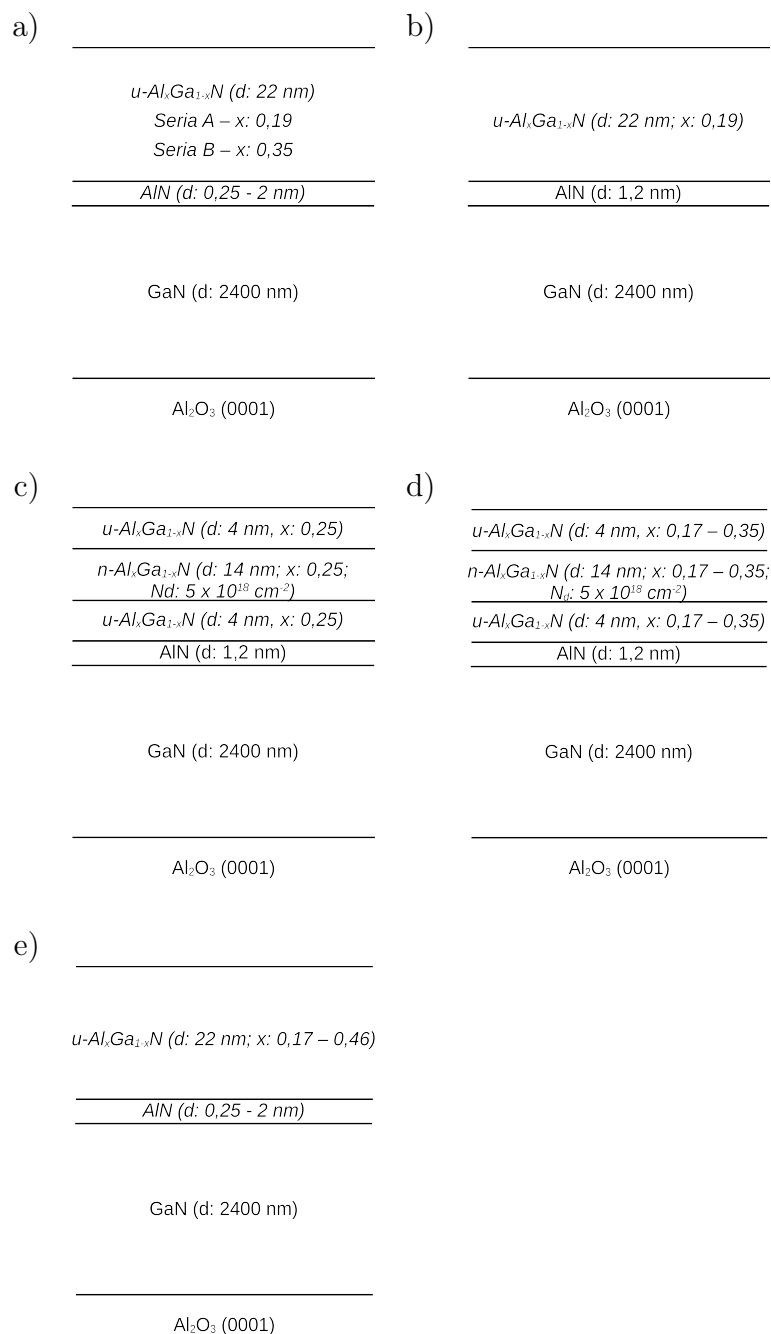
Rys. 30. Wpływ grubości warstwy przekładkowej AlN w heterostrukturze $\text{Al}_{0.18}\text{Ga}_{0.82}\text{N}/\text{AlN}/\text{GaN}$ na koncentrację oraz ruchliwość 2DEG. Rysunek na podstawie pracy [11]

Badania nad wpływem konfiguracji bariery oraz metodologii osadzania zostały szczegółowo omówione w pracy [12]. W artykule przedstawiono wyniki dotyczące m.in.:

- wpływu grubości subwarstwy AlN (dla różnej zawartości Al w barierze AlGaN) na parametry elektryczne 2DEG,
- wpływu czasu przepłukiwania reaktora epitaksjalnego przed i po osadzeniu warstwy przekładkowej AlN na parametry elektryczne 2DEG,
- porównania właściwości heterostruktur z barierą domieszkowaną i niedomieszkowaną krzemem,
- porównania właściwości heterostruktur o różnej zawartości glinu w barierze,
- porównania dwóch sposobów modyfikacji składu AlGaN - przy zachowaniu stałej dozy TMGa (trimetylogal) i zmiennej TMAI (trimetyloglin) oraz stałej dozy TMAI i zmiennej TMGa.

Publikacja [12] stanowi źródło informacji dotyczącej sposobów optymalizacji konstrukcji heterostruktur AlGaN/GaN w celu zwiększenia ruchliwości lub koncentracji elektronów 2DEG. Zaproponowane struktury testowe podzielono na 7 serii, szczegóły dotyczące konstrukcji oraz warunków osadzania przedstawiono na rysunku 31 oraz w tabeli 9. Seria A i B służyła do badania wpływu grubości warstwy przekładkowej AlN w strukturach o różnej zawartości glinu w barierze AlGaN. W serii C, D oraz E modyfikowano czas przepłukiwania reaktora z reagentów przed i po osadzeniu warstwy przekładkowej AlN. Proces płukania reaktora może poprawić ostrość interfejsów pomiędzy AlN oraz buforem GaN, a także pomiędzy AlN i barierą AlGaN.

Próbki z serii F i G różniły się zawartością glinu w barierze AlGa_{1-x}N. W praktyce skład AlGa_{1-x}N może być modyfikowany poprzez zmienną dawkę TMGa (źródło galu) albo TMAI (źródło glinu). Zbadano, która z metod pozwala na osiągnięcie lepszych parametrów 2DEG.



Rys. 31. Schematy warstwowe badanych heterostruktur AlGa_{1-x}N/GaN: seria A i B a), seria C, seria E b), seria D c), seria F d) oraz seria G e). Rysunek na podstawie pracy [12]

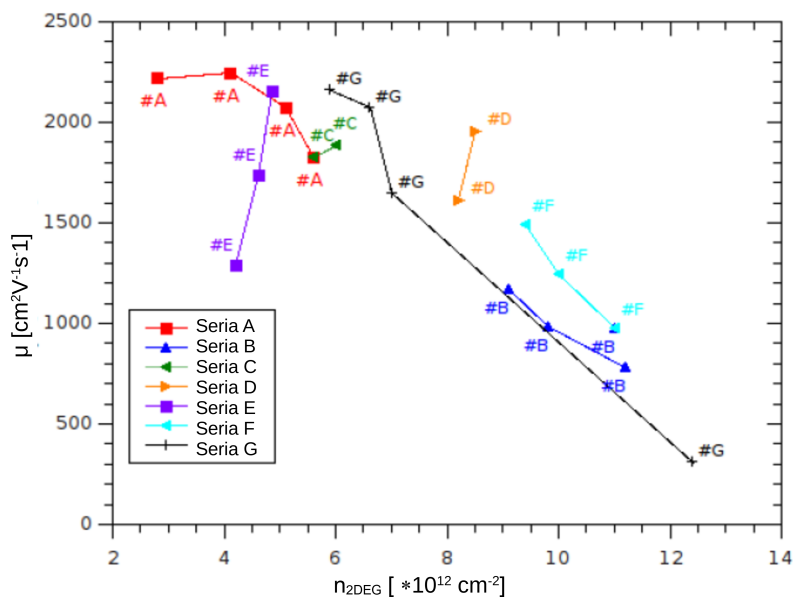
Tab. 9. Najważniejsze parametry oraz warunki wzrostu struktur testowych AlGaIn/GaN. Tabela na podstawie pracy [12]

Seria	Czas oczekiwania przed osadzeniem AlN [s]	Grubość AlN [nm]	Doza TMAI w trakcie wzrostu AlN [smlm]	Czas osadzania AlN [s]	Czas oczekiwania po osadzeniu AlN [s]	Grubość bariery Al-GaN/AlN [nm]	Zawartość molowa Al w AlGaIn	Doza TMAI w trakcie wzrostu AlGaIn [smlm]	Doza TMGa w trakcie wzrostu AlGaIn [smlm]	Czas osadzania Al-GaN
A		0,7 - 2	22	87 - 24		21	0,19	22	30	47
B		0,25 - 1,7	100	2 - 17		22	0,35	100	30	35
C	0, 60	1,2	22	20		21, 22	0,19	22	30	47
D	0, 60	1,2	22	20		22, 21	0,25	50	30	43
E	60	1,2	22	20	10 - 60	17	0,19	22	30	47
F		1,2	22 - 100	20 - 7		23	0,19 - 0,35	22 - 100	30	47 - 35
G		1,2	22	20		21	0,19 - 0,46	22	30 - 9	47 - 133

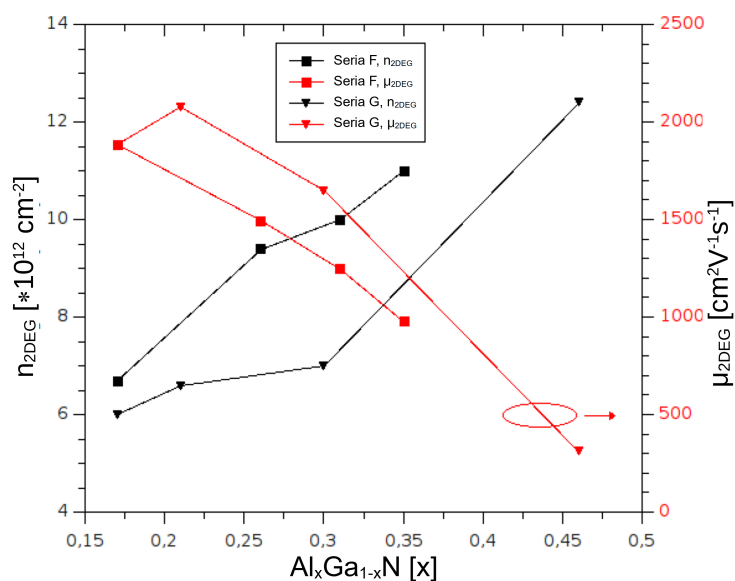
Wszystkie struktury charakteryzowane były metodą spektroskopii impedancyjnej (w zakresie 20Hz - 13MHz), z wykorzystaniem koaksjalnej sondy rtęciowej, w celu wyznaczenia ruchliwości i koncentracji dwuwymiarowego gazu elektronowego¹. Zbiorcze wyniki przedstawiono na rysunku 32 ilustrującym ruchliwość i koncentrację powierzchniową 2DEG wszystkich badanych w tej pracy heterostruktur AlGaIn/GaN. Analiza wykresu umożliwia selekcję próbek o większej ruchliwości lub większej koncentracji 2DEG. Na szczególną uwagę zasługują próbki z serii D i F, które odznaczają się jednocześnie stosunkowo dużą ruchliwością i wysoką koncentracją elektronów. Wykres ten jednoznacznie potwierdza istnienie korelacji między tymi dwoma parametrami. Zwiększenie koncentracji elektronów w kanale zawsze, w mniejszym bądź większym stopniu, powoduje zmniejszenie ruchliwości. Ma to bardzo duże znaczenie praktyczne przy projektowaniu heterostruktur do różnych zastosowań, np. tranzystorów HEMT dużej mocy. Jednym z czynników ograniczających maksymalny prąd płynący przez kanał tranzystora jest jego rezystancja szeregową. W wypadku tranzystora HEMT zależy ona jednocześnie od ruchliwości i koncentracji dwuwymiarowego gazu elektronowego. Najefektywniejszą metodą zmniejszania rezystancji szeregowej jest zwiększanie koncentracji nośników biorących udział w transporcie prądu w kanale tranzystora. W przypadku heterostruktur AlGaIn/GaN koncentracja 2DEG zależy głównie od wielkości związanego ładunku piezoelektrycznego wywołanego naprężeniami na międzypowierzchni AlGaIn/GaN. Wielkość tego ładunku zależy od zawartości glinu oraz grubości bariery AlGaIn. Im większa zawartość Al, tym większe naprężenia pomiędzy AlGaIn i GaN, a co za tym idzie większy ładunek piezoelektryczny, który kompensowany jest swobodnymi elektronami dwuwymiarowego gazu elektronowego. Niestety, zwiększanie koncentracji dwuwymiarowego gazu elektronowego powoduje wzrost rozpraszania elektronów i zmniejszenie ruchliwości 2DEG. Prace eksperymentalne wykazały jednak, że mimo zmniejszenia ruchliwości,

¹Paszkiwicz, B. Impedance spectroscopy analysis of AlGaIn/GaN HFET structures (2001) Journal of Crystal Growth, 230 (3-4), pp. 590-595.

rezystancja kanału również maleje wraz ze wzrostem koncentracji elektronów w kanale tranzystora. Istnieje pewne optimum zawartości glinu w barierze, dla którego rezystancja kanału jest najmniejsza. Dla większych zawartości glinu w barierze rozpraszanie staje się na tyle silne, że nie może być kompensowane przez zwiększenie koncentracji elektronów i w konsekwencji rezystancja kanału się zwiększa. Na rysunku 33 przedstawiono wpływ zawartości glinu w barierze AlGa_N na parametry dwuwymiarowego gazu elektronowego. Wyraźna jest ujemna korelacja ruchliwości i koncentracji 2DEG. Skład warstwy modyfikowano zmieniając dotę prekursorów trzeciej grupy układu okresowego - trimetylogalu (TMGa) lub trimetyloglinu (TMAI). Zbadano, czy któraś z zastosowanych metod daje znacząco lepsze rezultaty. Zawartość glinu w osadzonych warstwach określono na podstawie pomiarów fotoluminescencji. Seria G (zmienna doza TMAI) odznacza się większymi ruchliwościami (niższymi koncentracjami 2DEG) w porównaniu do serii F (zmienna doza TMGa), dla nominalnie tej samej zawartości glinu w barierze.

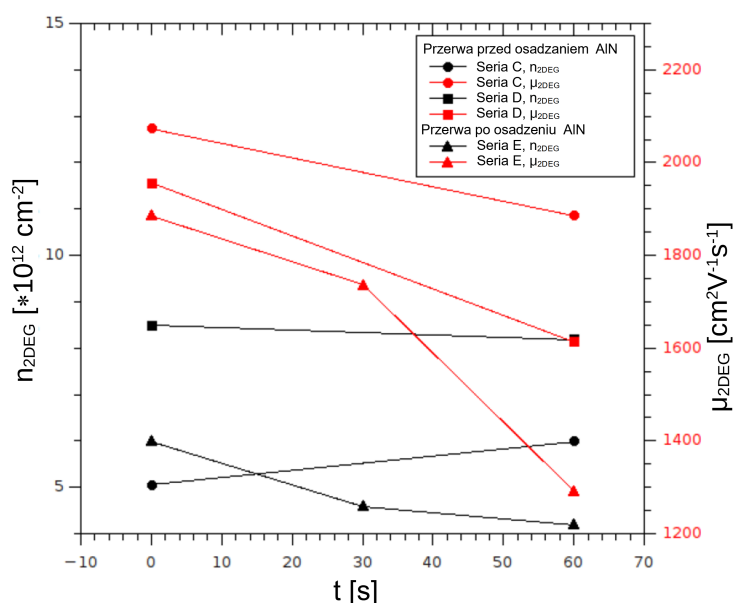


Rys. 32. Zależność ruchliwości i koncentracji 2DEG od zawartości glinu w barierze. W serii F zmianę składu osiągnięto przez modyfikację dozy TMAI, przy stałej dozie TMGa, natomiast w serii G przez modyfikację dozy TMGa, przy stałej TMAI. Rysunek na podstawie pracy [12]



Rys. 33. Ruchliwość i koncentracja elektronów 2DEG badanych heterostruktur. Rysunek na podstawie pracy [12]

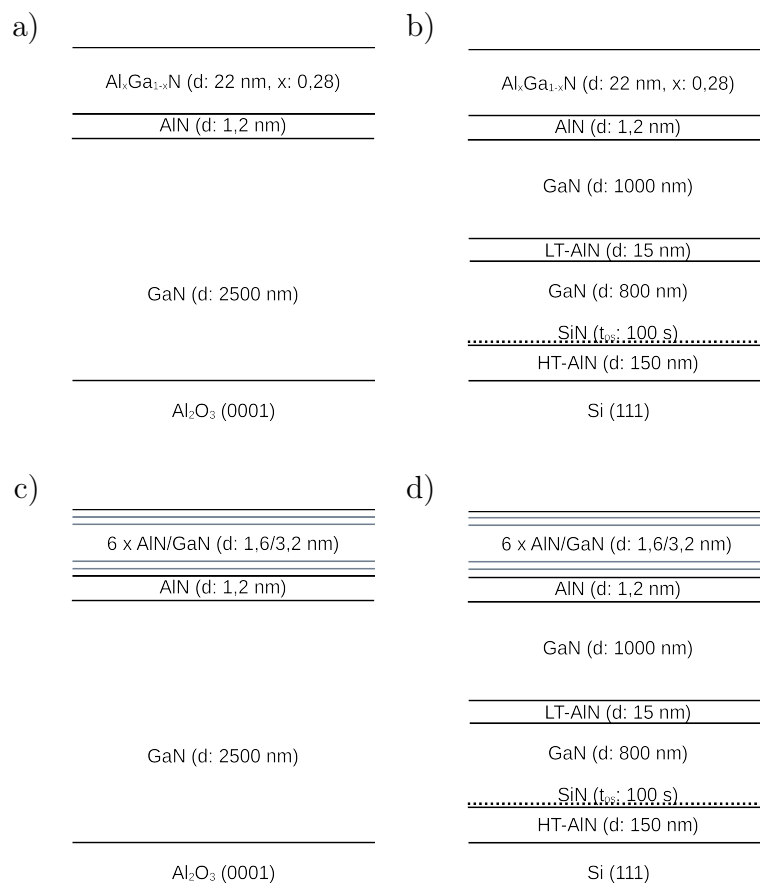
Interesujący jest wpływ płukania reaktora epitaksjalnego przed i po osadzeniu warstwy przekładkowej AlN. Początkowe założenie, że płukanie reaktora pomiędzy osadzaniem kolejnych warstw poprawi ostrość interfejsów, co powinno przełożyć się na wzrost ruchliwości 2DEG, nie potwierdziło się. Proces płukania, zarówno przed jak i po osadzeniu warstwy przekładkowej AlN, negatywnie wpływa na ruchliwość elektronów. Można przyjąć, że zmiany koncentracji 2DEG mieszczą się w zakresie błędów pomiarowych metody i etap płukania ma minimalny wpływ. Wyniki eksperymentów przedstawiono na rysunku 34.



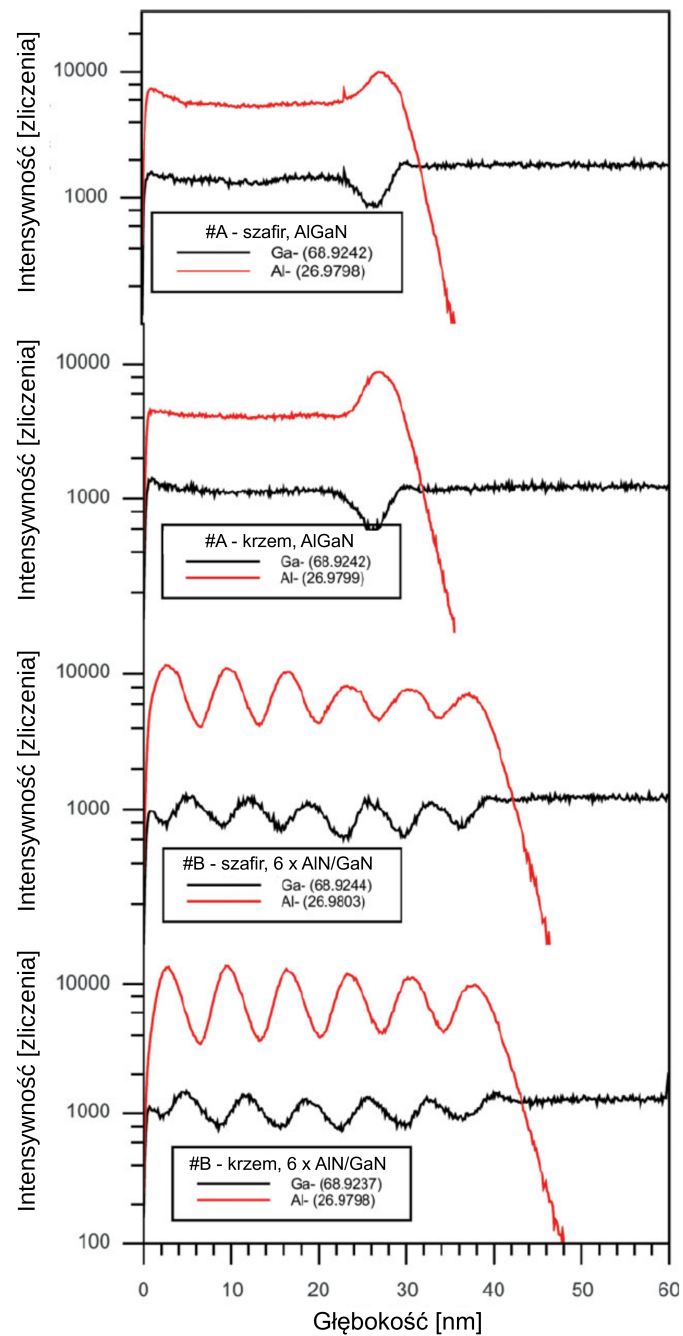
Rys. 34. Wpływ czasu płukania reaktora epitaksjalnego przed i po osadzeniu AlN na ruchliwość i koncentrację dwuwymiarowego gazu elektronowego w heterostrukturze. Zero oznacza brak płukania i nieprzerwany wzrost heterostruktury. Rysunek na podstawie pracy [12]

Jednym z zjawisk mających duży wpływ na ruchliwość dwuwymiarowego gazu elektronowego jest rozpraszanie na stopach wykryzalizowanych w barierze AlGaIn. Uniknięcie powstawania stopów w obszarze bariery powinno powodować eliminację, albo przynajmniej ograniczenie zjawiska rozpraszania elektronów w kanale tranzystora HEMT. W pracy [13] zaproponowano zastąpienie jednorodnej bariery AlGaIn, quasi barierą składającą się z supersieci AlN i GaN. Schemat warstwowy badanych struktur zamieszczono na rysunku 35. Porównano ze sobą struktury epitaksjalne jednorodne i typu SL (ang. super-lattice) osadzone na szafirze i krzemie. Quasi barierę stanowiło 6 par AlN/GaN o grubości 1,6/3,2 nm. W proponowanych strukturach testowych nominalna średnia zawartość glinu w wielowarstwie SL AlN/GaN wynosiła ok 35% natomiast w heterostrukturze z jednorodną barierą 28%. Heterostruktury testowe osadzone były na stanowisku epitaksjalnym AIXTRON FT CCS 3x2" (w Katedrze Mikroelektroniki i Nanotechnologii PWr) na podłożach szafirowych (0001) oraz krzemowych (001). Stosowano zoptymalizowane warunki zarodkowania oraz krystalizacji warstwy buforowej, odpowiednio dla podłoża szafirowego jak i krzemowego. Wytworzone struktury testowe poddano charakteryzacji. Na rysunku 36 przedstawiono profil składu obu badanych heterostruktur, wykonanych metodą TOF-SIMS (ang. Time of Flight Secondary Ion Mass Spectroscopy) a na rysunku 37 topografię powierzchni zmierzoną mikroskopem sił atomowych. Profile SIMS badanych heterostruktur obejmują obszary bariery AlGaIn oraz warstwy przekładkowej AlN, a także periodyczne struktury AlN/GaN. Stwierdzono, że rodzaj podłoża nie ma istotnego wpływu na przebieg profili, natomiast można zaobserwować różnice grubości bariery jednorodnej i quasi bariery SL, która jest o ok 10 nm grubsza. Interfejsy pomiędzy warstwami GaN i AlN nie są ostre. Obrazy topo-

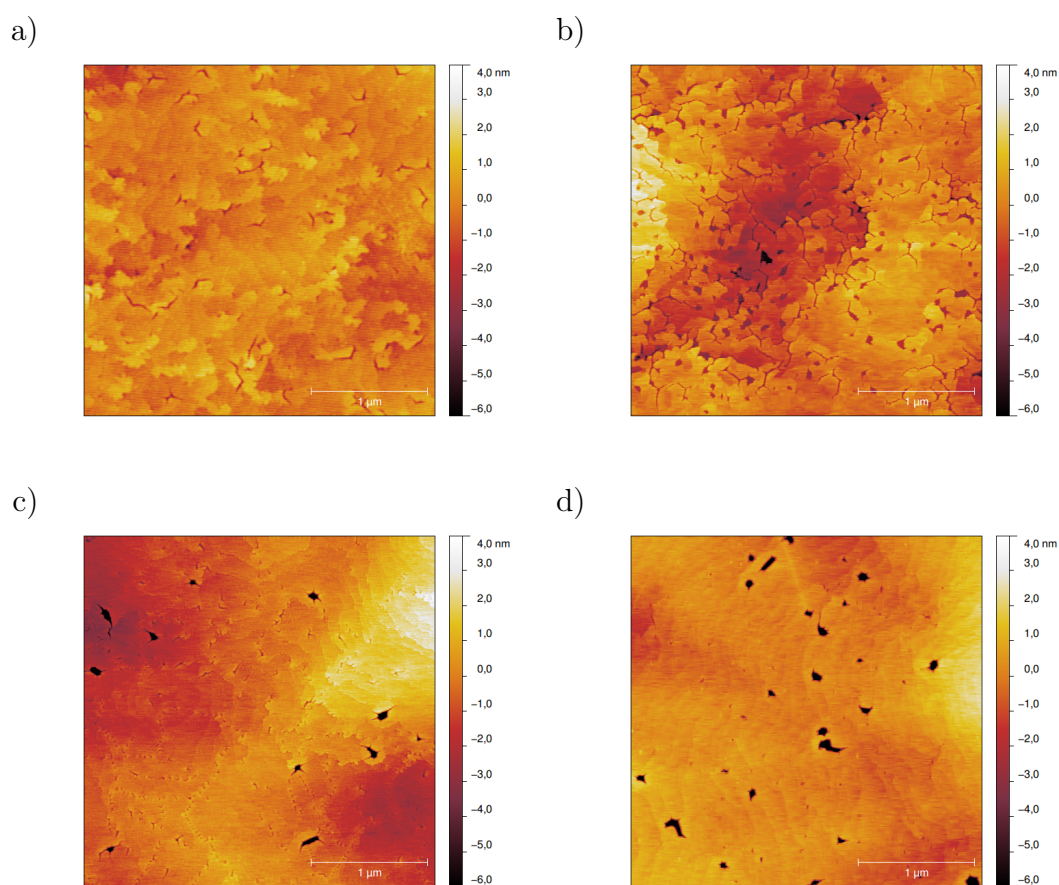
grafii heterostruktur prowadzą do niejednoznacznych wniosków. Quasi bariera SL na szafirze ma mniejszą gładkość, natomiast na krzemie większą gładkość w porównaniu do próbki z jednorodną warstwą AlGa_{1-x}N, jednak obserwowane różnice są niewielkie i mogą wynikać z lokalnych niejednorodności na powierzchni.



Rys. 35. Schematy warstwowe heterostruktur z jednorodną barierą a, b) oraz barierą SL c, d) osadzonych na podłożu krzemowym b, d) i szafirowym a, c). Rysunek na podstawie pracy [13]

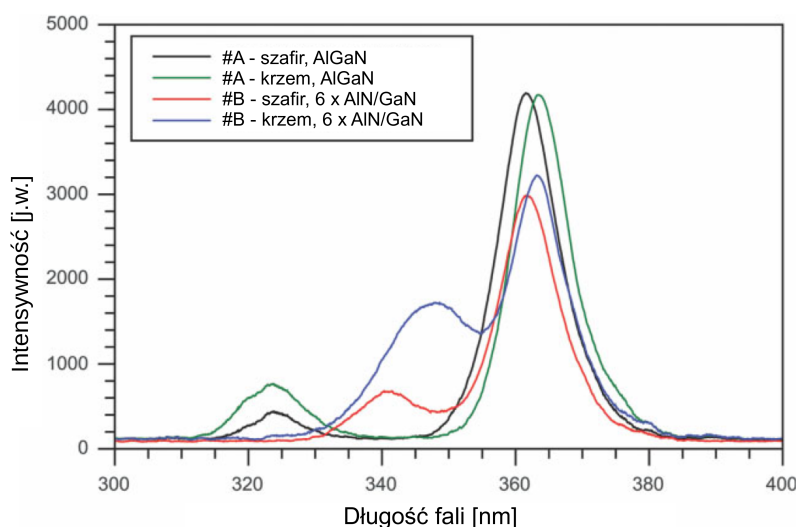


Rys. 36. Profil SIMS składu heterostruktur AlGaIn/AlN/GaN z jednorodnym obszarem bariery oraz supersiecią (AlN/GaN). Rysunek na podstawie pracy [13]



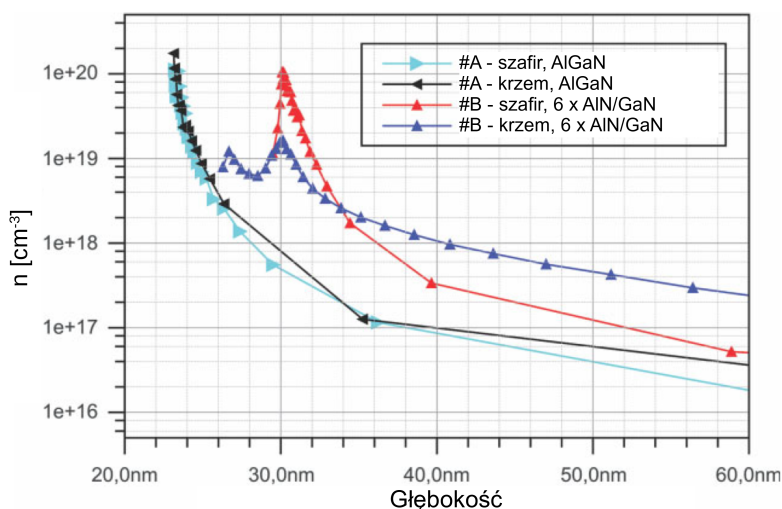
Rys. 37. Zdjęcia AFM powierzchni heterostruktur z jednorodną barierą AlGaIn a,c) oraz strukturą SL (AlN/GaN) b,d) osadzonych na podłożu krzemowym b, d) i szafirowym a, c). Rysunek na podstawie pracy [13]

W celu określenia składu wytworzonych wielowarstw oraz oszacowania ich jakości krystalograficznej, wykonano pomiary fotoluminescencji w temperaturze pokojowej. Zmierzone widma przedstawiono na rysunku 38. Położenie maksimum odpowiadającego przejściom międzypasmowym w GaN dla struktur osadzanych na krzemie i szafirze jest różne. Wynika to z większych naprężeń występujących w strukturze epitaksjalnej na krzemie. Szerokość połowkowa (FWHM) piku GaN jest podobna dla wszystkich próbek i świadczy o zbliżonej jakości krystalizowanego materiału. Nieoczywiste jest występowanie maksimum w widmie fotoluminescencji próbek z supersiecią AlN/GaN zlokalizowanego w okolicy 348 nm. Świadczyć to może o istnieniu obszarów stopowych w supersieci, a zatem słabym rozgraniczeniu warstw GaN i AlN. Gdyby interfejsy pomiędzy dwiema subwarstwami były ostre, należałoby się spodziewać dwóch rozseparowanych maksimum od GaN i AlN.



Rys. 38. Widma fotoluminescencji heterostruktur z jednorodną barierą AlGaN oraz supersiecią AlN/GaN. Rysunek na podstawie pracy [13]

Przeprowadzona charakteryzacja elektryczna z wykorzystaniem spektroskopii impedancyjnej uwiidocznia interesujący efekt w strukturach z supersiecią AlN/GaN. Profile koncentracji elektronów, zaprezentowane na rysunku 39 pokazują różnice w lokalizacji dwuwymiarowego gazu elektronowego w strukturach jednorodnych i supersieciach. Wynika to z różnej grubości barier i jest zgodne z wynikami profilowania składu metodą SIMS. Quasi bariery SL były grubsze niż bariery jednorodne. Ponadto, szczególnie w strukturze SL osadzonej na krzemie widoczne są dwa maksima. Oznacza to, że formują się dwa równoległe kanały na głębokości ok 26 i 30 nm. Wyniki charakteryzacji badanych heterostruktur zamieszczono w tabeli 10.



Rys. 39. Profile koncentracji elektronów w heterostrukturach z jednorodną barierą AlGaN oraz supersiecią AlN/GaN, wyznaczone za pomocą spektroskopii impedancyjnej. Rysunek na podstawie pracy [13]

Do najważniejszych osiągnięć moich badań w obszarze „*Badanie wpływu konstrukcji ba-*

Tab. 10. Wyniki charakteryzacji elektrycznej i optycznej heterostruktury z jednorodnym i quasi-jednorodnym obszarem bariery AlGa_{0,3}N. Tabela na podstawie pracy [13]

	A-szafir	A-krzem	B-szafir	B-krzem
$R_{2\text{DEG}}$ [Ω/kw]	427	751	432	1430
$n_{s,2\text{DEG}}$ [10^{12} cm^{-2}]	7	6,8	1,1	8,5
$\mu_{s,2\text{DEG}}$ [$\text{cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$]	2080	1215	1308	705
U_T [V]	-3,4	-3,6	-5,2	-5,6
$G_{2\text{DEG}}$ [nS]	<100	<100	<100	200
R_a [nm]	0,467	0,96	0,82	0,56
R_{ms} [nm]	0,603	1,4	1,08	1,22
PL_{GaN} [nm]	361,1	363,5	361,7	363,3
PL_{GaN} FWHM [nm]	10,8	10,2	10,7	11,1

riery w heterostrukturach AlGa_{0,3}N/GaN na parametry elektryczne dwuwymiarowego gazu elektronowego” zaliczam:

- Przeprowadzenie analizy wpływu warstwy przekładkowej AlN w heterostrukturach AlGa_{0,3}N/GaN na parametry elektryczne dwuwymiarowego gazu elektronowego [11]. Wykonałem symulacje komputerowe rozkładu elektronów dwuwymiarowego gazu elektronowego w heterozłączeniu AlGa_{0,3}N/GaN oraz AlGa_{0,3}N/AlN/GaN. Przeprowadziłem serię dedykowanych eksperymentów w celu wytworzenia heterostruktur z warstwami przekładkowymi AlN o różnej grubości. Określiłem optymalną grubość warstwy AlN, dla zadanego składu i grubości bariery AlGa_{0,3}N, w przypadku której ruchliwość dwuwymiarowego gazu elektronowego jest największa.
- Dokonanie wszechstronnej walidacji wpływu konstrukcji (grubości, składu, konfiguracji warstw) oraz metodyki osadzania bariery AlGa_{0,3}N na parametry dwuwymiarowego gazu elektronowego [12]. Przeprowadziłem intensywne badania nad wpływem składu bariery AlGa_{0,3}N na ruchliwość i koncentrację 2DEG. W pracach tych uwzględniłem zarówno skład molowy Al_xGa_{1-x}N jak również sposób modyfikacji składu przez zmianę dozy prekursorów grupy trzeciej układu okresowego - Ga lub Al. Sprawdziłem eksperymentalnie wpływ płukania reaktora pomiędzy etapami osadzania kolejnych subwarstw bariery - przed oraz po osadzeniu przekładki AlN. Porównałem różne metodyki osadzania heterostruktury AlGa_{0,3}N/GaN pod kątem zwiększenia ruchliwości lub koncentracji powierzchniowej dwuwymiarowego gazu elektronowego.
- Wytworzenie heterostruktur AlGa_{0,3}N/GaN na podłożach szafirowych i krzemowych, z quasibariery w postaci supersieci AlN/GaN [13]. Osadziłem, metodą MOVPE, heterostruktury z jednorodną barierą AlGa_{0,3}N/GaN oraz quasibariery składającą się z 6 par AlN/GaN. Porównałem ich parametry elektryczne oraz właściwości optyczne. Przeprowadziłem krytyczną analizę możliwości wytwarzania tego typu struktur metodą MOVPE oraz określiłem ograniczenia związane z interdyfuzją i tworzeniem się obszarów stopowych. Jako

pierwszy zaprezentowałem heterostruktury z quasibarierą w postaci supersieci AlN/GaN osadzone na podłożu Si(111).

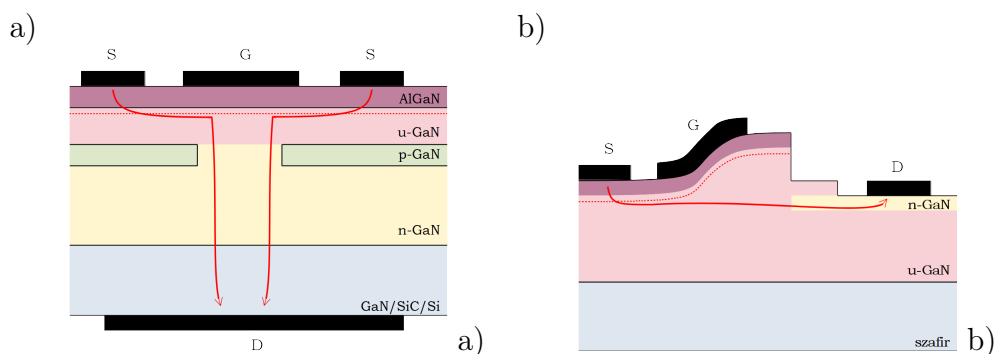
4.9. Epitaksja selektywna oraz epitaksja wieloetapowa heterostruktur AlGa_N/Ga_N

Lista publikacji dotyczących tego obszaru tematycznego:

- [14] **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Andrzej Stafiniak, Joanna Prażmowska-Czajka, Andrej Vincze, Kornelia Indykiewicz, Michał Stępnia, Bartosz Kaczmarczyk i Regina Paszkiewicz, „Metalorganic vapour-phase epitaxy of AlGa_N/Ga_N heterostructures on chlorine plasma etched Ga_N templates without buried conductive layer”, *Materials Science in Semiconductor Processing*, t. 107, s. 104816, 2020, **IF 2019: 3,085; Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1016/j.mssp.2019.104816.
- [15] Michał Stępnia, **Mateusz Wośko**, Joanna Prażmowska-Czajka, Andrzej Stafiniak, Dariusz Przybylski i Regina Paszkiewicz, „Growth uniformity in selective area epitaxy of AlGa_N/Ga_N heterostructures for the application in semiconductor devices”, *Electronics (Switzerland)*, t. 9, s. 1–15, 2020, **IF 2019: 2,412; Punktacja MNiSW 2019-2021: 100**. DOI: 10.3390/electronics9122129.

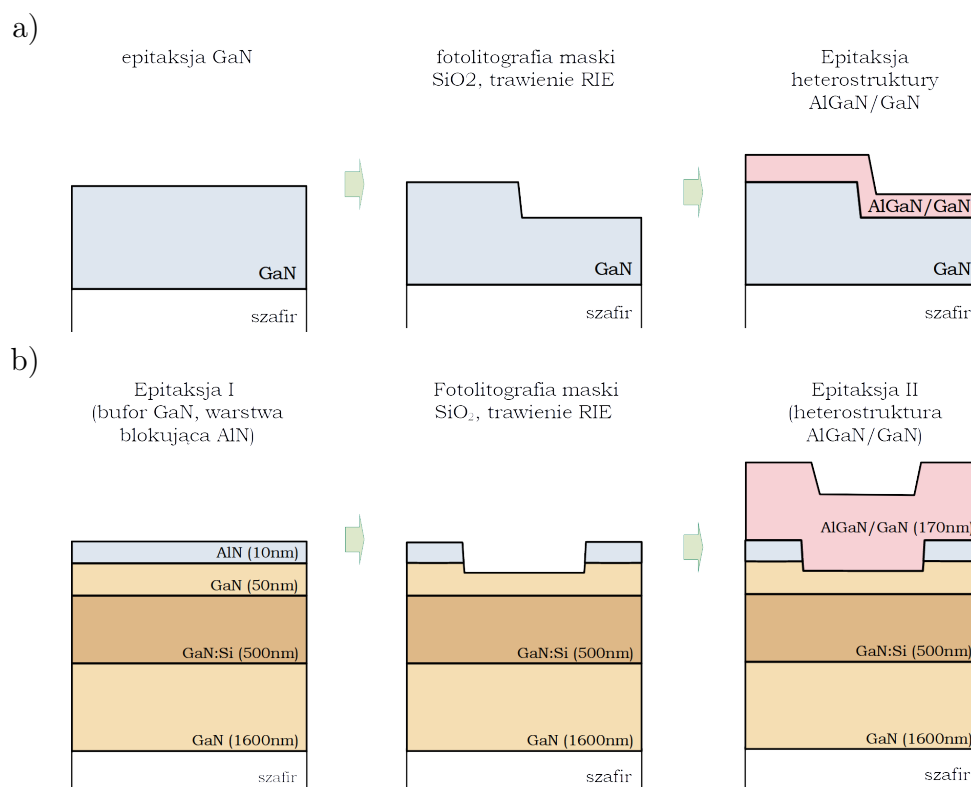
Współczesne, zaawansowane struktury przyrządowe wykonane z azotków trzeciej grupy układu okresowego to często konstrukcje przestrzenne, wymagające wieloetapowych procesów wytwarzania, w szczególności epitaksji selektywnej oraz wieloetapowej. Wymaga to specjalnego podejścia do procesu osadzania materiału, uwzględniając wymagania i specyfikę poszczególnych etapów wytwarzania struktury przyrządowej. Dodatkowe etapy technologiczne, wymagane podczas epitaksji selektywnej i wielokrotnej, modyfikują powierzchnię półprzewodnika wprowadzając utrudnienia w osadzaniu kolejnych warstw epitaksjalnych. Należy mieć na uwadze, że do konkretnej konstrukcji przyrządu wymagane jest dostosowanie warunków technologicznych kolejnych etapów wytwarzania, w szczególności epitaksji. Sytuację komplikuje dodatkowo konieczność ścisłej kontroli składu, jednorodności i grubości warstw na poziomie pojedynczych nanometrów. Przykładem takiej zaawansowanej konstrukcji, wymagającej stosowania selektywnej epitaksji wieloetapowej jest tranzystor wertykalny z aperturą prądową typu CAVET (ang. current aperture vertical electron transistor). Przykładową strukturę warstwową takiego tranzystora przedstawiono na rysunku 40 a. Wertykalny przepływ prądu przez aperturę wykonaną w materiale wysokorezystywnym (np. Ga_N domieszkowanym na typ p) poprawia parametry użytkowe tranzystora, m.in. podnosi napięcie przebicia. Podobny efekt uzyskuje się w tranzystorze krawędziowym o zmodyfikowanej konstrukcji, przedstawionej na rysunku 40 b. Struktura krawędziowa jest prostsza, nie wymaga stosowania zagrzebanej warstwy blokującej prąd, w której wykonywana jest apertura, natomiast ze względu występowanie tzw. obszaru dryftowego w

niedomieszkowanym GaN uzyskuje się znacznie wyższe napięcia przebicia tranzystora w porównaniu do typowej konstrukcji lateralnej HEMT.



Rys. 40. Przykładowa struktura tranzystora typu HEMT: z aperturą prądową i wertykalnym przepływem prądu a) oraz krawędziowego z lateralnym przepływem prądu b). Czerwona linia schematycznie obrazuje kierunek przepływu prądu między źródłem i drenem tranzystora

Uproszczony schemat procesu wytwarzania tranzystora krawędziowego HEMT przedstawiono na rysunku 41 a. Krytyczna, z punktu widzenia działania tranzystora, jest kontrola krawędzi uskoku po trawieniu oraz po drugiej epitaksji. Nachylenie, oraz przesunięcie zbocza heterostrukтуры AlGaN/GaN względem wytrawionej krawędzi silnie zależy od sposobu oraz warunków technologicznych epitaksji (aktualnie badania te są przedmiotem przygotowania kolejnego artykułu naukowego). Drugim istotnym problemem, pojawiającym się w epitaksji wielokrotnej na trawionym w plazmie chlorowej azotku galu, jest degradacja powierzchni, utrudniająca zarodkowanie materiału oraz powodująca powstawanie cienkiej warstwy GaN o niskiej rezystywności. W praktyce może to prowadzić do tworzenia kanału pasożytniczego równoległego do obszaru 2DEG w heterostrukturze AlGaN/GaN. To samo zjawisko występuje podczas osadzania struktury tranzystora wertykalnego z aperturą prądową (uproszczony schemat procesu wytwarzania zamieszczono na rysunku 41 b), gdzie konieczna jest powtórna epitaksja w trawionej aperturze, jednak efekt autodomieszkowania nie jest tu krytyczny. Problematykę epitaksji na trawionych w plazmie chlorowej template'ach GaN/szafir podjęto w pracy [14].

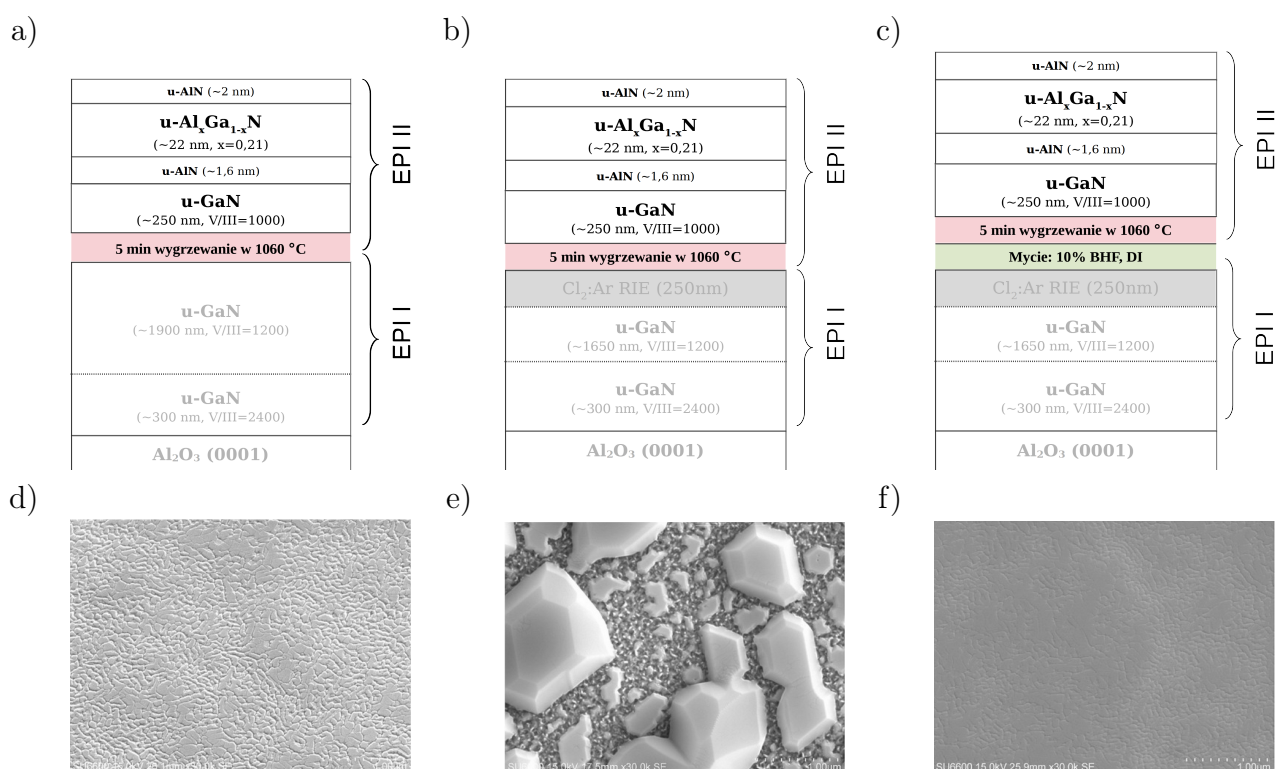


Rys. 41. Przebieg dwuetapowej epitaksji heterostruktury AlGaIn/GaN z międzyprocesową strukturyzacją przestrzenną (trawienie RIE) wykorzystywanej do produkcji tranzystora krawędziowego a) oraz tranzystora z aperturą prądową b)

Epitaksja wieloetapowa, w tym epitaksja selektywna, na trawionych teplate'ach GaN wymaga opracowania procedur międzyprocesowego przygotowania podłoża po trawieniu plazmowym RIE (Reactive Ion Etching). Wynika to z trudności zarodkowania warstwy GaN na trawionej powierzchni. Przeprowadzono badania wpływu poszczególnych etapów technologicznych (trawienie, mokre mycie w roztworze HF, wygrzewanie) na morfologię heterostruktur AlGaIn/GaN osadzanych na trawionych teplate'ach GaN. Wykonano serię eksperymentów polegających na:

1. epitaksji dwuetapowej: bufor GaN + heterostruktura AlGaIn/GaN z wygrzewaniem międzyprocesowym podłoża (struktura referencyjna);
2. epitaksji dwuetapowej: bufor GaN + trawienie RIE + heterostruktura AlGaIn/GaN z wygrzewaniem międzyprocesowym próbek (badanie wpływu trawienia na jakość powierzchni heterostruktury);
3. epitaksji dwuetapowej: bufor GaN + trawienie RIE + heterostruktura AlGaIn/GaN z wygrzewaniem międzyprocesowym podłoża poprzedzonym myciem w 10% roztworze buforowanego kwasu fluorowego (BHF) (badanie wpływu mycia po trawieniu na jakość powierzchni heterostruktury).

Schematy warstwowe badanych struktur oraz zdjęcia SEM powierzchni wytworzonych próbek przedstawiono na 42. Badano różne roztwory myjące, najlepszą powierzchnię osadzonej heterostruktury uzyskano dla 10% BHF. Heterostruktura osadzana bezpośrednio na trawionym GaN ma strukturę polikrystaliczną z wyraźnie rozgraniczonymi wyspami na powierzchni. Wynika to z niedostatecznej zwilżalności GaN po procesie reaktywnego trawienia. Mycie międzyprocesowe w 10% BHF zdecydowanie poprawia jakość powierzchni heterostruktury - nie wykazuje ona różnic w stosunku do próbki referencyjnej, osadzonej dwuetapowo bez trawienia RIE.



Rys. 42. Schematy warstwowe a, b, c) oraz zdjęcia SEM powierzchni d, e, f) heterostruktur osadzanych dwuetapowo: z wygrzewaniem międzyprocesowym a, d) trawieniem RIE i wygrzewaniem międzyprocesowym b, e) trawieniem RIE, myciem w 10 %BHF i wygrzewaniem międzyprocesowym c, f). Rysunki na podstawie pracy [14]

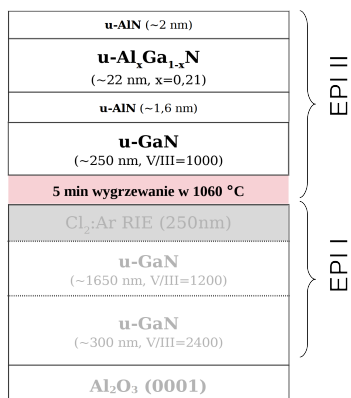
Dotychczasowe badania nad reaktywnym trawieniem warstw i struktur epitaksjalnych w plazmie Cl/BCl potwierdziły autodomieszkowanie powierzchni GaN chlorem w trakcie procesu RIE. Zjawisko to powoduje powstawanie cienkiego, przypowierzchniowego obszaru o niskiej rezystywności w półizolacyjnym buforze GaN. W konsekwencji może powodować pasożytniczy upływ prądu z kanału tranzystora HEMT oraz VHEMT. Prace eksperymentalne ukierunkowane były na opracowanie metody wytwarzania epitaksjalnej struktury tranzystora VHEMT, dzięki której, eliminowany, lub przynajmniej ograniczony, byłby efekt autodomieszkowania. W wyniku przeprowadzonych badań, okazało się, że skutecznym sposobem uniknięcia warstwy przewodzącej na powierzchni GaN, trawionej w plazmie Cl/BCl, jest osadzanie niskotempe-

raturowej warstwy LT-GaN (low temperature GaN) bezpośrednio na trawioną strukturę, w kolejnych procesach epitaksjalnych. Metoda ta z powodzeniem stosowana była przeze mnie w epitaksji wysokorezytywnych buforów GaN w strukturach lateralnych HEMT. Szerzej opisane to zostało w rozdziale 4.7. Badania SIMS wykonanych struktur testowych wykazały, że dzięki takiej metodologii prowadzenia epitaksji wieloetapowej z międzyprocesowym selektywnym trawieniem plazmowym, uzyskuje się kompensację autodomieszkowanej chlorem powierzchni GaN atomami węgla, pochodzącego z prekursorów metaloorganicznych (stosowanych w trakcie epitaksji metodą MOVPE). Stopień wbudowywania się węgla w warstwę epitaksjalną silnie zależy od parametrów procesu krystalizacji, takich jak temperatura, ciśnienie, udział molowy poszczególnych prekursorów gazowych, a także od warunków rekrystalizacji samej warstwy LT-GaN.

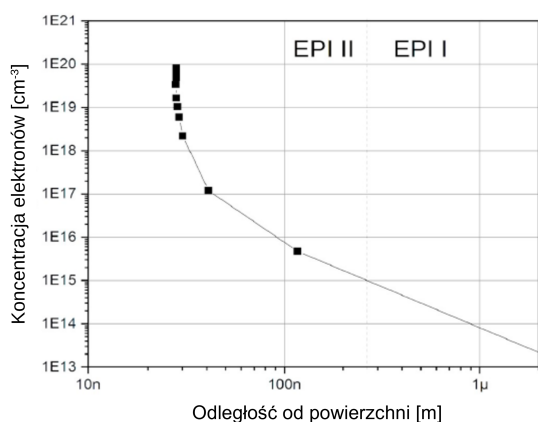
Na rysunku 43 przedstawiono struktury warstwowe badanych próbek osadzanych dwuetapowo. W pierwszym kolejności, na 2" podłożu szafrowym metodą MOVPE osadzano półizolacyjny GaN o koncentracji resztkowej elektronów na poziomie 10^{13} cm^{-3} . Tego typu warstwy wykorzystywane są typowo jako bufor w heterostrukturach AlGaIn/GaN typu HEMT. W kolejnym etapie próbki poddawane były reaktywnemu trawieniu w plazmie Cl/BCl oraz procesowi mycia w 10% BHF. Trawione było ok 200 nm GaN. Próbka A (referencyjna) nie była trawiona, a wyłącznie myta w roztworze BHF. Ostatnim etapem wytwarzania struktur testowych, była epitaksja heterostruktury AlGaIn/GaN, poprzedzona procesem czyszczenia termicznego in-situ (w reaktorze epitaksjalnym), w temperaturze 1060 °C. Próbki A oraz B wygrzewane były przez 5 minut, natomiast w próbce C, przed osadzeniem heterostruktury AlGaIn/GaN, naniesiono cienką warstwę niskotemperaturowego GaN, który następnie rekrystalizowano w kontrolowanych warunkach (odpowiedni profil narostu temperatury). Otrzymane struktury epitaksjalne badane były metodą spektroskopii impedancyjnej z wykorzystaniem sondy rtęciowej, w celu określenia profili rozkładu koncentracji elektronów w badanych próbkach. W strukturze A nie występuje obszar o zwiększonej koncentracji pomiędzy buforem (osadzonym w pierwszym procesie epitaksjalnym) oraz heterostrukturą (osadzaną w kolejnym procesie epitaksjalnym). Dowodzi to, że międzyprocesowe mycie w 10% roztworze BHF nie powoduje autodomieszkowania wielowarstwy. Ponadto, parametry elektryczne heterostruktury AlGaIn/GaN osadzonej dwuetapowo nie odbiegają od parametrów heterostruktury wytwarzanej bez przerwy, w jednym procesie epitaksjalnym. W próbce B (trawionej w Cl/BCl oraz wygrzewanej przez 5 min w mieszaninie wodoru i amoniaku) obserwowany jest lokalny wzrost koncentracji elektronów, na poziomie 10^{18} cm^{-3} , na głębokości odpowiadającej grubości osadzonej heterostruktury AlGaIn/GaN (ok 250 nm). Oznacza to, że proces reaktywnego trawienia w plazmie Cl/BCl wprowadza zanieczyszczenia w warstwie. Pomiar SIMS składu wielowarstwy B wykazały obecność atomów chloru na głębokości odpowiadającej grubości heterostruktury AlGaIn/GaN osadzonej w drugim procesie epitaksjalnym, co potwierdza przypuszczenie o zanieczyszczeniu GaN atomami Cl w trakcie trawienia. W próbce C z warstwą LT-GaN nie występuje podbicie koncentracji elektronów w obszarze pomiędzy buforem GaN oraz heterostrukturą AlGaIn/GaN. Pomiar SIMS wykazały

obecność zarówno chloru jak i węgla w tym obszarze. Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono, że stosowanie warstwy nukleacyjnej LT-GaN, po procesie reaktywnego trawienia Cl/BCl prowadzi do kompensacji stanów donorowych pochodzących od chloru. Innym, efektywnym sposobem usunięcia chloru z trawionej powierzchni jest wydłużone wygrzewanie podłoża przed powtórnią epitaksją. W próbce wygrzewanej przez 20 min. w temp 1060 °C nie zaobserwowano w pomiarach SIMS obecności atomów Cl. Niestety, efektem ubocznym takiej procedury jest silna dekompozycja i degradacja powierzchni GaN zachodząca w wysokiej temperaturze. Jest to szczególnie niekorzystne zjawisko w wypadku epitaksji na kształtowanych przestrzennie podłożach GaN/szafir, ponieważ powoduje „rozmywanie” krawędzi struktur.

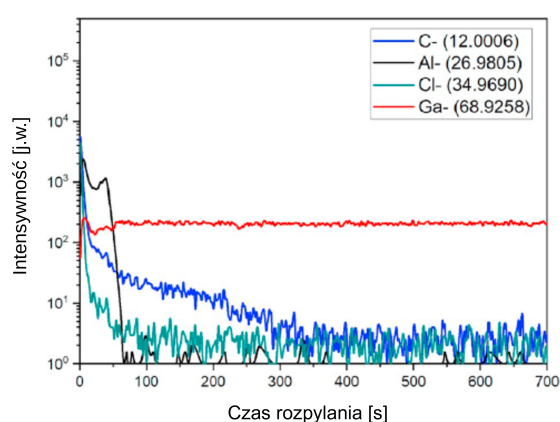
a)



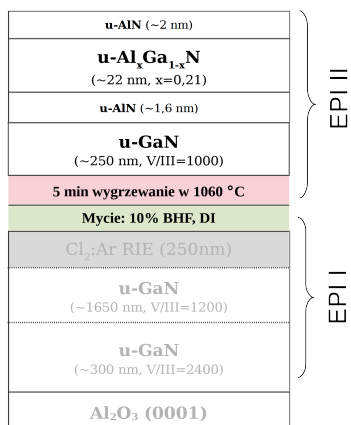
b)



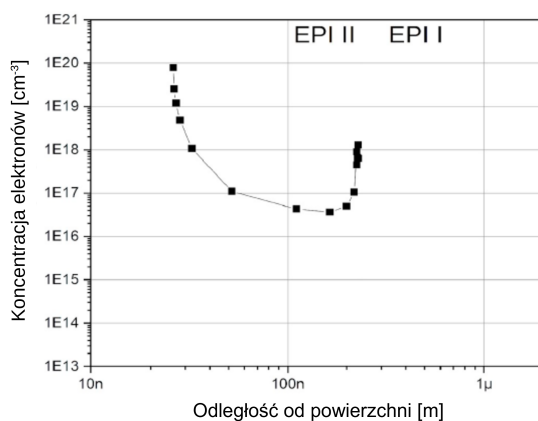
c)



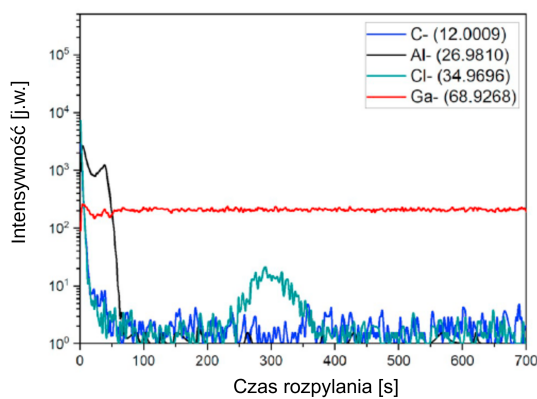
d)



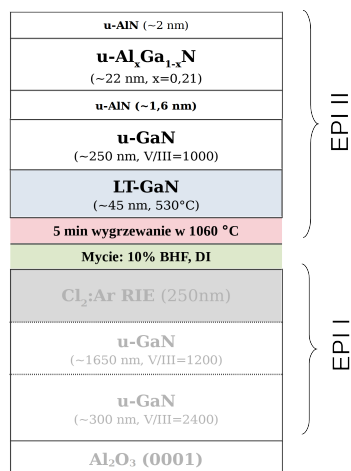
e)



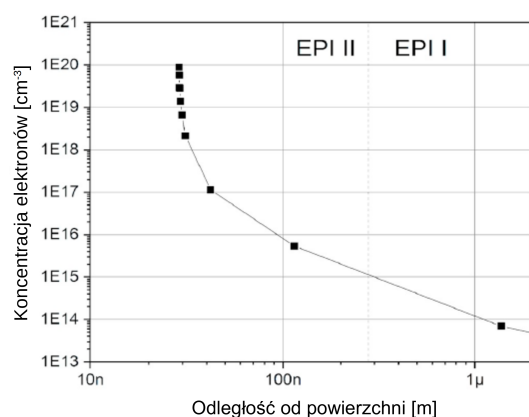
f)



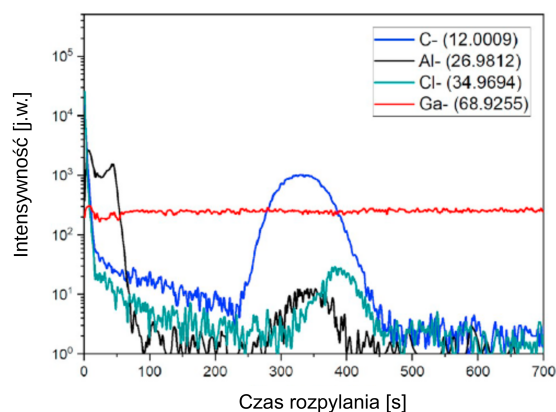
g)



h)



i)



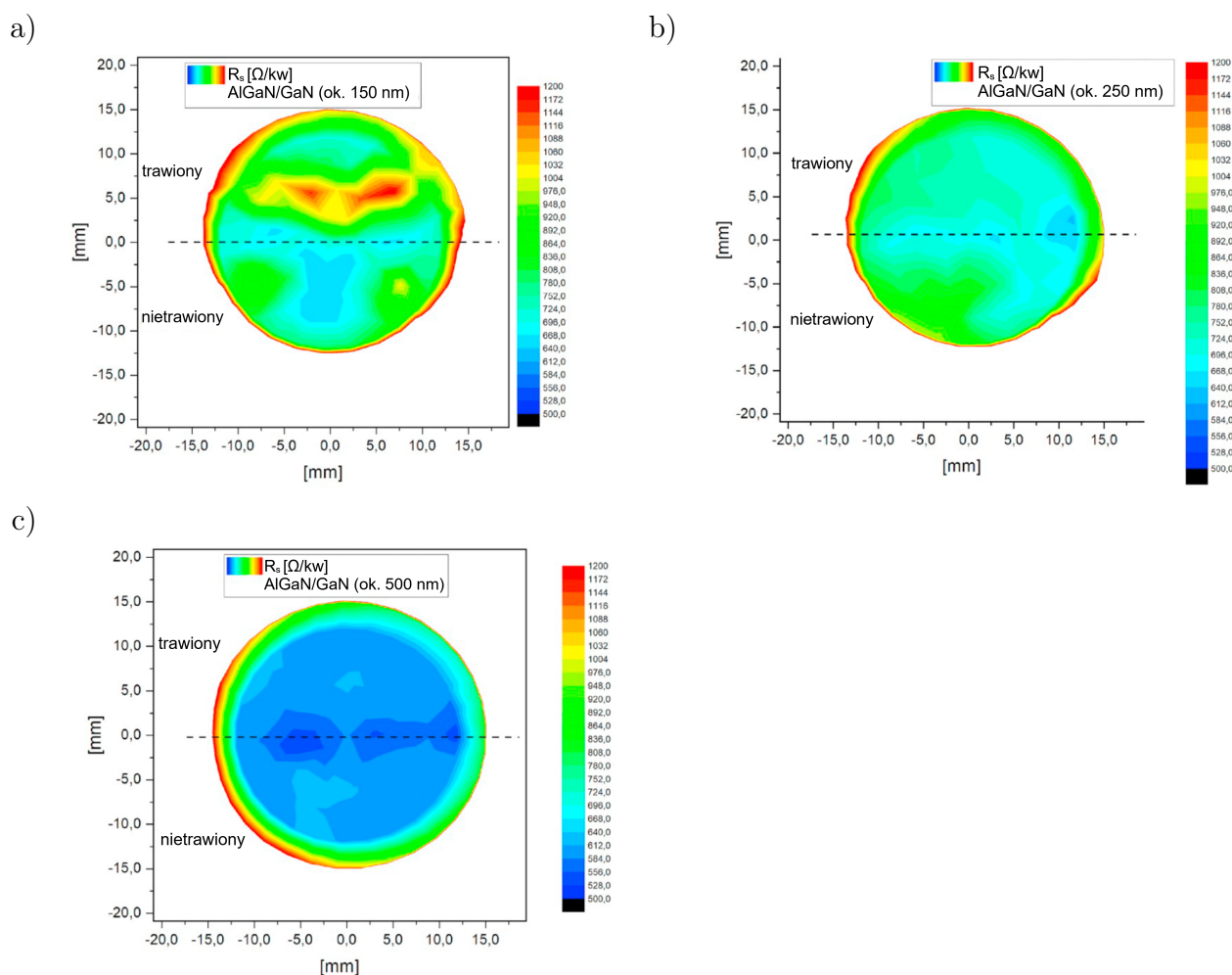
Rys. 43. Schematy warstwowe a, d, g), profile koncentracji elektronów (pomiary C-V) b, e, h) oraz profile składu (pomiary SIMS) c, f, i) heterostruktur A a-c), B d-f) oraz C g-i) osadzanych dwuetapowo. Rysunki na podstawie pracy [14]

W pracy [14] przeprowadzono analizę wpływu epitaksji dwuetapowej heterostruktury Al-GaN/GaN na trawionym GaN, na parametry dwuwymiarowego gazu elektronowego. Wytworzono serię próbek, w których, na dwucalowych podłożach szafirowych, epitaksjalnie osadzany był bufor GaN. Następnie w procesie litografii i RIE połowa próbki trawiona była na głębokość ok 250 nm. W kolejnym etapie nanoszona była heterostruktura AlGaN/GaN z warstwą zarodkową LT-GaN. Szczegółowy schemat warstwowy wytworzonych heterostruktur zaprezentowany został na rysunku 44. Poszczególne próbki różniły się grubością warstwy niedomieszkowanego GaN (u-GaN) osadzanego w drugim etapie epitaksji na powierzchni trawionej oraz nietrawionej. Dzięki takiej konfiguracji możliwe było bezpośrednie porównanie parametrów elektrycznych heterostruktur na obu połówkach podłoża.

u-AlN (~2 nm)
u-Al_xGa_{1-x}N (~22 nm, x=0,21)
u-AlN (~1,6 nm)
u-GaN (~150/250/500 nm, V/III=1000)
LT-GaN (~47 nm, 530°C)
5 min wygrzewanie w 1060 °C
Mycie: 10% BHF, DI
Cl₂:Ar selektywne RIE (250nm)
u-GaN (~1650 nm, V/III=1200)
u-GaN (~300 nm, V/III=2400)
Al₂O₃ (0001)

Rys. 44. Schemat warstwowy struktury do badania wpływu osadzania dwuetapowego heterostruktury Al-GaN/GaN z warstwą zarodkową LT-GaN na parametry 2DEG. Rysunek na podstawie pracy [14]

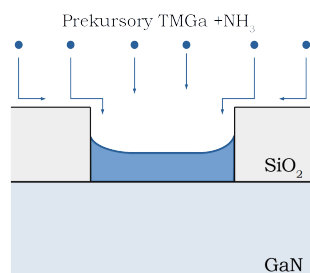
Do pomiarów jednorodności rezystancji powierzchniowej 2DEG zastosowano spektroskopię obiciową w zakresie GHz. Na rysunku 45 pokazano mapy rezystancji powierzchniowej badanych heterostruktur. Na wykresach zaznaczono obszar poddany trawieniu RIE, przed właściwą epitaksją heterostruktury AlGa_xN/GaN. Na podstawie otrzymanych wyników sformułować można następujące wnioski: średnia rezystancja powierzchniowa 2DEG zmniejsza się ze wzrostem grubości bufora GaN; heterostruktury z grubszym buforem odznaczają się większą jednorodnością, zarówno w obszarze trawionym jak i nietrawionym; dla bufora GaN o grubości 500nm średnia rezystancja powierzchniowa jest taka sama w obu obszarach. Potwierdza to jednoznacznie, że opracowana metoda epitaksji dwuetapowej na trawionym plazmowo GaN z zastosowaniem warstwy zarodkowej LT-GaN jest skuteczna do wytwarzania heterostruktur AlGa_xN/GaN o parametrach zbliżonych do heterostruktur osadzanych bezpośrednio na nietrawionym podłożu GaN. Ponadto, nie zaobserwowano tworzenia się drugiego kanału bocznikującego obszar 2DEG.



Rys. 45. Mapy rezystancji powierzchniowej obszaru 2DEG heterostruktur AlGaIn/GaN osadzanych na trawionym i nietrawionym podłożu GaN/szafir z warstwą GaN o grubości 150, 250 oraz 500 nm. Rysunek zaczerpnięty z pracy [14]

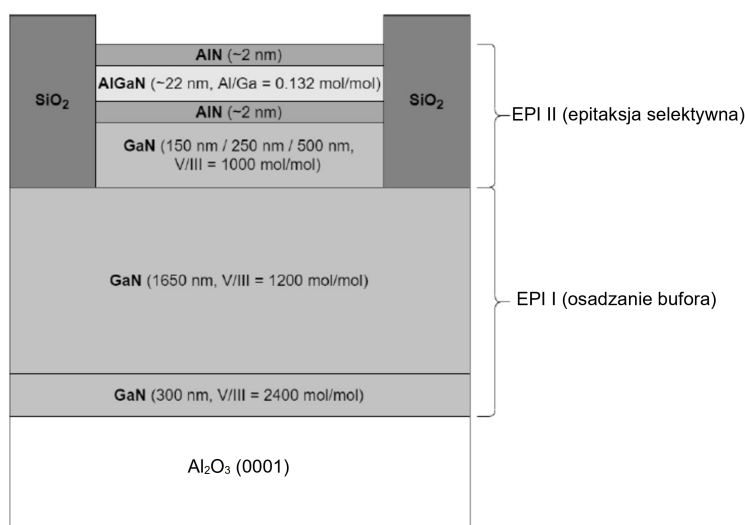
Zaawansowane struktury przyrządowe, wykonane z azotków trzeciej grupy układu okresowego, w procesie wytwarzania często wymagają epitaksji selektywnej na ściśle zdefiniowanej powierzchni podłoża epitaksjalnego, tzw. SAE (ang. selective area epitaxy). Podstawowym zadaniem przy epitaksji selektywnej jest dobór odpowiedniego materiału maskującego, na którym nie będzie zachodziło zarodkowanie - dzięki temu uzyskana może być duża selektywność wzrostu pomiędzy obszarem zamaskowanym (maską) i niezamaskowanym (oknem). Typowo, do epitaksji selektywnej azotków wykorzystuje się warstwy dielektryczne, głównie SiO_2 i Si_3N_4 , z których SiO_2 jest częściej wybierany z powodu mniejszych problemów z usuwaniem po procesie powtórnej epitaksji. Negatywną konsekwencją stosowania wysokoselektywnych masek jest występowanie tzw. efektu krawędziowego, polegającego na niejednorodnym wzroście warstwy epitaksjalnej na całej powierzchni okna. W wyniku różnic koncentracji prekursorów chemicznych nad maską i w oknie dochodzi do silnej dyfuzji gazowej oraz powierzchniowej w kierunku równoległym do powierzchni podłoża. Zostało to schematycznie zilustrowane na rysunku 46.

Przy krawędzi maski występuje większa koncentracją prekursorów, czego konsekwencją jest szybsza krystalizacja materiału w tym obszarze. W praktyce, do ilościowego opisu tego zjawiska stosuje się współczynnik GRE (ang. growth rate enhancement), który określa względną szybkość wzrostu (lub grubość osadzonej warstwy) w danym miejscu okna do szybkości wzrostu (grubości warstwy) w oknie nieograniczonym (wzrost nieselektywny). Współczynnik GRE zależy od warunków procesu epitaksjalnego, m.in. rodzaju, stężenia i ciśnienia parcjalego reagentów w reaktorze, a także temperatury oraz składu osadzanego materiału.



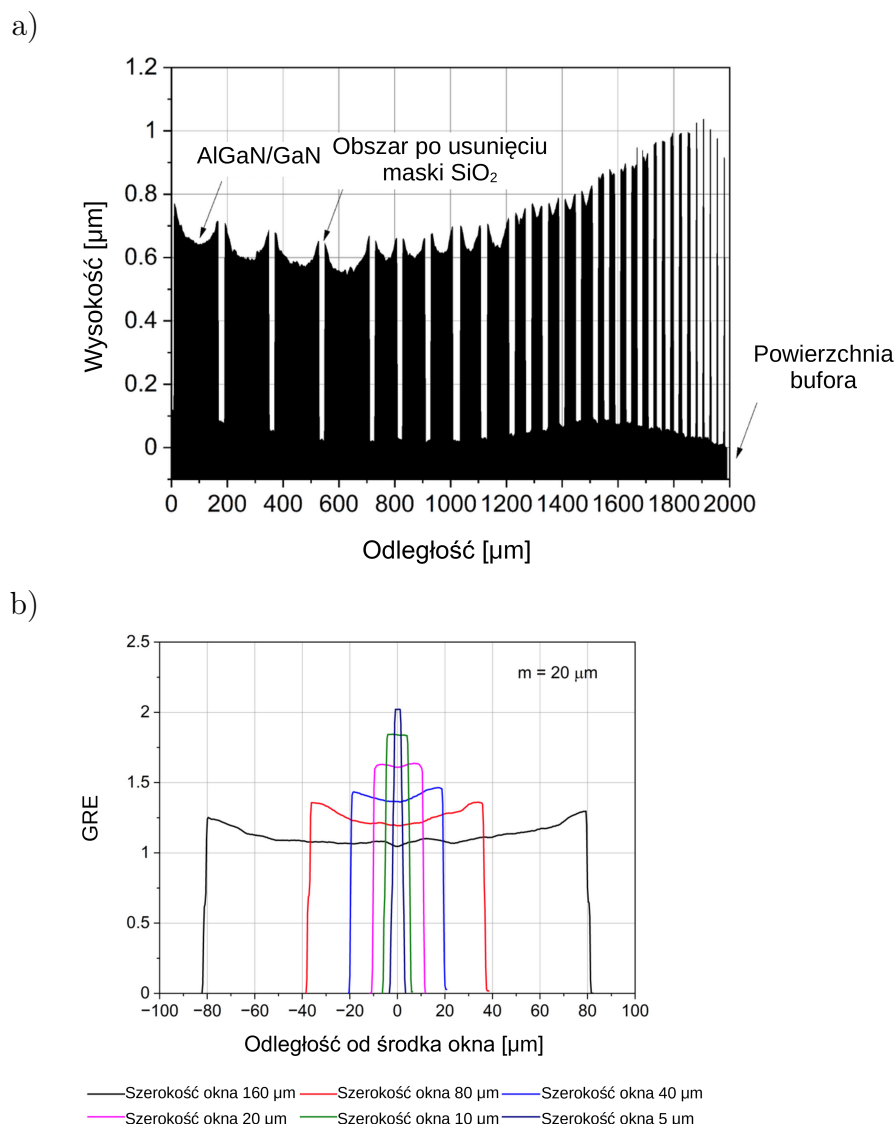
Rys. 46. Model ilustrujący nagromadzenie materiału w pobliżu krawędzi maski na skutek dyfuzji prekursorów gazowych znad maski do okna

Część rezultatów badań nad epitaxją selektywną azotków trzeciej grupy układu okresowego została zaprezentowana w pracy [15], gdzie opisano m.in. wpływ szerokości maski i okna na profil osadzonej selektywnie heterostruktury AlGa_xN/GaN. Wzrost prowadzono dwuetapowo. Na przygotowanym podłożu GaN/szafir wytwarzano maskę dielektryczną SiO₂ o grubości ok 400 nm, w której litograficznie otworzono okna. Uzyskano paski tlenkowe o grubości 400 nm i zmieniającej się szerokości od 5 do 40 μm, ułożone periodycznie w odstępach zmieniających się w zakresie od 5 do 160 μm. Następnie, w kolejnym procesie epitaksji, osadzono heterostruktury AlGa_xN/GaN o różnych grubościach bufora GaN: 150, 250 lub 500 nm. Schemat warstwowy badanych struktur przedstawiono na rysunku 47.



Rys. 47. Schemat warstwowy struktur do badania epitaksji selektywnej. Rysunek na podstawie pracy [15]

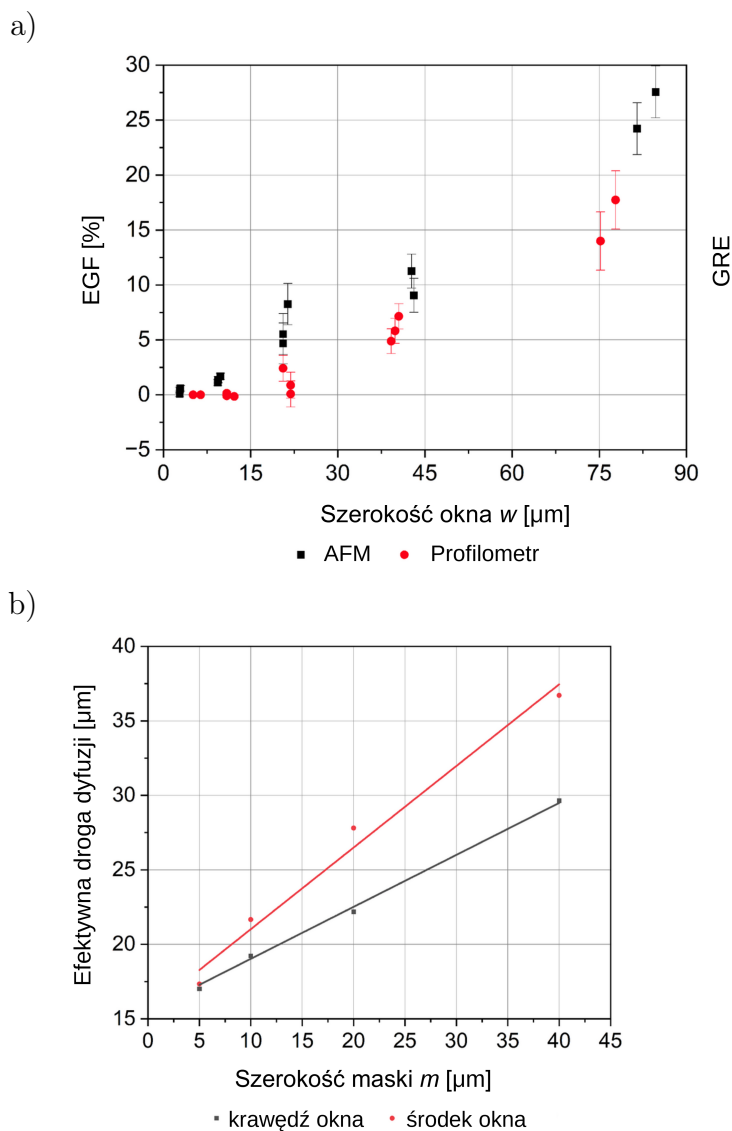
Po selektywnym osadzeniu heterostruktur, oraz usunięciu maski dielektrycznej, próbki charakteryzowano przy pomocy profilometru optycznego oraz mikroskopu sił atomowych (AFM). Otrzymane wyniki posłużyły do wyznaczenia profili wysokości osadzonych selektywnie struktur. Przykładowy profil fragmentu powierzchni przedstawiono na rysunku 48 a. Jest to przekrój prostopadły do struktur paskowych o zmiennej szerokości okna i stałych odstępach (stałej szerokości maski). Analiza zaprezentowanego profilu wskazuje na duże niejednorodności grubości warstwy - w wąskich oknach grubość heterostruktur jest większa niż w oknach szerokich. Ponadto powierzchnia w obrębie jednego okna nie jest płaska, przy krawędzi maski wystąpiło nagromadzenie materiału. Różnice w wysokości między krawędzią a środkiem struktury (w obrębie) okna silnie zależą od jej szerokości. Zestawienie profili uzyskanych dla struktur o różnej szerokości okna w i stałej szerokości maski m przedstawiono na rysunku 48 b. Współczynnik GRE (ang. growth rate enhancement) oznacza względną szybkość wzrostu selektywnego do szybkości wzrostu nieselektywnego.



Rys. 48. Fragment profilu struktury osadzonej selektywnie a) oraz porównanie profili struktur o różnej szerokości b). Rysunki na podstawie pracy [15]

W artykule, do ilościowego opisu niejednorodności wysokości struktur osadzanych selektywnie wykorzystano współczynnik wzrostu na krawędzi EGF (ang. edge growth factor) rozumiany jako względna różnica wysokości warstwy przy krawędzi i na środku struktury. Zależność współczynnika dla różnych szerokości okna zamieszczono na rysunku 49 a. Porównano ze sobą wyniki profilowania powierzchni metodą mikroskopii sił atomowych oraz profilometrem optycznym. AFM odznacza się większą dokładnością pomiaru ale mniejszym obszarem skanowania, natomiast profilometr optyczny przeciwnie - większym obszarem obrazowania kosztem słabszej rozdzielczości. Obie metody profilowania powierzchni doskonale się uzupełniają. Znajomość współczynnika GRE (rys. 48 b) oraz współczynnika wzrostu na krawędzi (rys. 49 a) dla zadanych warunków epitaksji, pozwala przewidzieć profil warstwy osadzonej selektywnie. Pro-

wadzone w tym zakresie prace mają na celu stworzenie oprogramowania do modelowania oraz symulacji wzrostu selektywnego azotków trzeciej grupy okresowego metodą MOVPE. Jednym z podstawowych parametrów koniecznych do prawidłowego modelowania profilu warstwy osadzonej selektywnie jest średnia droga dyfuzji (dyfuzyjności) adatomów przed wbudowaniem w warstwę. Parametr ten zależy od rodzaju zastosowanych prekursorów oraz warunków procesu epitaksjalnego, m.in. temperatury, ciśnienia, dozy reagentów. W artykule przedstawiona została metoda szacowania średniej drogi dyfuzji na podstawie analizy danych eksperymentalnych uzyskanych dla selektywnie osadzanych struktur azotkowych. Na rysunku 49 b zaprezentowano zależność średniej efektywnej drogi dyfuzji w funkcji szerokości maski. Jest to zależność teoretyczna, wyznaczona dla danych eksperymentalnych, z której wynika, że wartość średniej efektywnej drogi dyfuzji dla maski o grubości dążącej do zera wynosi ok 15 μm . Analiza wykresu na rysunku 49 a prowadzi do podobnych wniosków. Dla okien o szerokości mniejszej od ok 15 μm współczynnik wzrostu na krawędzi wynosi zero, co potwierdza, że wzmożone gromadzenie się materiału przy krawędzi maski, wynikające z dyfuzji adatomów z obszaru nad maską do okna, nie występuje.



Rys. 49. Zależność współczynnika wzrostu na krawędzi od szerokości okna a) oraz zależność efektywnej drogi dyfuzji adatomów od szerokości maski b) w epitaksji selektywnej. Rysunki na podstawie pracy [15]

Do najważniejszych osiągnięć moich badań w obszarze „*Epitaksja selektywna oraz epitaksja wieloetapowa heterostruktur AlGa_N/Ga_N*” zaliczam:

- opracowanie metody mycia międzyprocesowego po trawieniu reaktywnym w plazmie chlorowej azotku galu przed epitaksją heterostruktury AlGa_N/Ga_N. Wykazałem, że brak odpowiedniego przygotowania powierzchni Ga_N po procesie RIE skutkuje późniejszym wzrostem polikrystalicznego materiału. Wprowadzenie procedury mycia w 10% roztworze BHF znacząco poprawia zwilżalność powierzchni i skutkuje wzrostem warstwy monokrystalicznej Ga_N.
- opracowanie metod wzrostu warstw materiałów AIIIN na trawionym w plazmie chlorowej

azotku galu bez efektu pasożytniczego autodomieszkowania. Dowiodłem, że wydłużone wygrzewanie trawionej powierzchni GaN w mieszaninie H_2 i NH_3 prowadzi do desorpcji chloru z powierzchni GaN i zapobiega występowaniu warstwy przewodzącej. Ponadto zastosowanie nieskotemperaturowej warstwy zarodkowej GaN bezpośrednio na trawionej powierzchni prowadzi do kompensacji donorów atomami węgla i zachowania dużej rezystywności materiału na interfejsie GaN (RIE)/GaN. Opracowana metoda jest oryginalna, nie została wcześniej zaproponowana w literaturze przedmiotu.

- przeprowadzenie obszernych prac teoretycznych i eksperymentalnych nad epitaksją selektywną z wykorzystaniem maski dielektrycznej o dowolnej konfiguracji. Efektem tych prac jest m.in. opracowana metoda wyznaczania efektywnej drogi dyfuzji atomów. Uzyskane wyniki posłużą do stworzenia rozbudowanego modelu uwzględniającego dyfuzję w fazie gazowej oraz dyfuzję powierzchniową prekursorów w procesie osadzania selektywnego. Na podstawie tego modelu opracowane zostanie oprogramowanie umożliwiające symulację wzrostu epitaksjalnego metodą MOVPE dla zadanych warunków procesu i konfiguracji maski.

5. Omówienie działalności, o której mowa w art. 219 ust. 1 pkt. 3 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2020 r. poz. 85 z późn. zm.)

Swoją aktywność naukową realizowałem we współpracy z licznymi ośrodkami krajowymi oraz zagranicznymi, m.in. Slovak University of Technology (Słowacja), Universidad de Malaga (Hiszpania), Sieć Badawcza Łukasiewicz - Instytut Mikroelektroniki i Fotoniki w Warszawie= (dawniej Sieć Badawcza Łukasiewicz - Instytut Technologii Elektronowej w Warszawie), Wydział Podstawowych Problemów Techniki Politechniki Wrocławskiej. Od wielu lat uczestniczę w cyklicznych warsztatach naukowych Interregional Workshop on Advanced Nanomaterials) współorganizowanych przez Politechnikę Wrocławską, Politechnikę Poznańską, Uniwersytet Karola w Pradze, The Leibniz Institute for High Performance Microelectronics (IHP) we Frankfurcie n. Odrą oraz Branderburg University of Technology. W ramach warsztatów w 2017 roku wygłosiłem zaproszone seminarium p.t. $AlGaN/GaN$ heterostructures on Si substrates for devices application". Współpraca naukowa realizowana była w ramach bilateralnych umów i projektów badawczych, m.in.:

- Polsko-Słowackie Programy Wykonawcze w ramach Umowy między Rządem Rzeczypospolitej Polskiej a Rządem Republiki Słowackiej o współpracy naukowo – technicznej, podpisanej w Warszawie dnia 18 listopada 2004 roku:

- SK-PL-0000-09 (2010-2011, “Processing and Characterisation of Advanced Semiconductor Heterostructures and Nanostructures for Micro and Optoelectronic Devices”),
- SK-PL-0005-12 (2013-2014, “Development of new technology processing and characterization methods of advanced electronic and photonics structures and devices”),
- SK-PL-2015-0028 (2016-2017, “New electronics and photonics heterostructures and devices based on AIII-BV semiconductors – technology and characterisation”),
- Program NAWA w ramach wymiany bilateralnej naukowców pomiędzy Rzeczpospolitą Polską a Republiką Słowacji Nr PPN/BIL/2018/1/00137/U/00001, “Key enabling technologies for advanced electronic and optoelectronic applications (KEYAPP)”, 2019-2020 (przedłużony do 31.10.2021).

Uczestniczyłem w szkoleniach, wymianach i wizytacjach naukowych:

- 06.2007, Slovak University of Technology Bratysława, Słowacja;
- 09.2007, Technische Universitat Dresden, Dresdner Sommerschule Mikroelektronik, Dresden, Niemcy;
- 11.2007, Instituto de Energia Solar, Universidad Politécnica de Madrid, Madryt, Hiszpania;
- 11.2010, AIXTRON LTD., AIXTRON CCS3x2FT Operation and Maintenance Workshop, Swavesey, Wielka Brytania;
- 11.2012, The 8th Interregional Workshop on Advanced Nanomaterials (IWAN), The Leibniz Institute for High Performance Microelectronics (IHP), Frankfurt n. Odrą, Niemcy;
- 06.2013, Slovak University of Technology Bratysława, Słowacja;
- 11.2013, The 9th Interregional Workshop on Advanced Nanomaterials (IWAN), J Heyrovsky Institute of Physical Chemistry, Uniwersytet Karola w Pradze, Czechy;
- 06.2014, Slovak University of Technology Bratysława, Słowacja;
- 11.2017, The 13th Interregional Workshop on Advanced Nanomaterials (IWAN), Politechnika Poznańska, Poznań.

Rezultatem współpracy z innymi ośrodkami badawczymi, również zagranicznymi, jest **15** artykułów, z czego 14 indeksowanych na Liście Filadelfijskiej. Sześć z tych prac stanowi osiągnięcie naukowe będące podstawą wniosku o nadanie stopnia doktora habilitowanego. Kopie publikacji powstałych we współpracy z ośrodkami krajowymi i zagranicznymi zawarte są w załączniku nr 7 (*”Kopie publikacji powstałych w wyniku prowadzenia badań w więcej niż jednej jednostce naukowej”*).

- **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Andrzej Stafiniak, Joanna Prażmowska-Czajka, Andrej Vincze, Kornelia Indykiewicz, Michał Stępnia, Bartosz Kaczmarczyk i Regina Paszkiewicz, „Metalorganic vapour-phase epitaxy of AlGa_N/Ga_N heterostructures on chlorine plasma etched Ga_N templates without buried conductive layer”, *Materials Science in Semiconductor Processing*, t. 107, s. 104816, 2020, **IF 2019: 3,085; Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1016/j.mssp.2019.104816;
- Tomasz Szymański, **Mateusz Wośko**, Bartłomiej Paszkiewicz, Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz i Iwona Sankowska, „Growth and coalescence control of inclined c-axis polar and semipolar Ga_N multilayer structures grown on Si(111), Si(112), and Si(115) by metalorganic vapor phase epitaxy”, *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, t. 34, nr 5, s. 051504, 2016, **IF: 1,374; Punktacja MNiSW 2013-2018: 30, Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1116/1.4958805;
- Tomasz Szymański, **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Jarosław Serafińczuk, Milan Drzik i Regina Paszkiewicz, „Stress control by micropits density variation in strained AlGa_N/Ga_N/Si_N/Al_N/Si(111) heterostructures”, *Crystal Research and Technology*, t. 51, nr 3, s. 225–230, 2016, **IF: 1,000; Punktacja MNiSW 2013-2018: 20, Punktacja MNiSW 2019-2021: 40**. DOI: 10.1002/crat.201500276;
- Tomasz Szymański, **Mateusz Wośko**, Marek Wzorek, Bogdan Paszkiewicz i Regina Paszkiewicz, „Origin of surface defects and influence of an: In situ deposited Si_N nanomask on the properties of strained AlGa_N/Ga_N heterostructures grown on Si(111) using metalorganic vapour phase epitaxy”, *CrystEngComm*, t. 18, nr 45, 2016, **IF: 3,474; Punktacja MNiSW 2013-2018: 35**. DOI: 10.1039/c6ce01804a;
- Tomasz Szymański, **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz i Milan Drzik, „Stress engineering in Ga_N structures grown on Si(111) substrates by Si_N masking layer application”, *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, t. 33, nr 4, s. 041506, 2015, **IF: 1,724; Punktacja MNiSW 2013-2018: 30, Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1116/1.4921581;
- **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Andrej Vincze, Tomasz Szymański i Regina Paszkiewicz, „Ga_N/Al_N superlattice high electron mobility transistor heterostructures on Ga_N/Si(111)”, *Physica Status Solidi (B) Basic Research*, t. 252, nr 5, s. 1195–1200, 2015, **IF: 1,522; Punktacja MNiSW 2013-2018: 20, Punktacja MNiSW 2019-2021: 70**. DOI: 10.1002/pssb.201451596;
- Marta Gładysiewicz-Kudrawiec, Łukasz K. Janicki, Robert Kudrawiec, Jan Misiewicz, **Mateusz Wośko**, Regina Paszkiewicz, Bogdan Paszkiewicz i Marek Tłaczała, „Position

- of fermi level on $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ surface and distribution of electric field in $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ heterostructures without and with AlN layer”, *Journal of Applied Physics*, t. 115, nr 13, s. 1–6, 2014, **IF: 2,183; Punktacja MNiSW 2013-2018: 35**; DOI: 10.1063/1.4870442;
- **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Karol L. Tarnowski, Beata Ściana, Damian Radziewicz, Włodzimierz Salejda, Regina Paszkiewicz i Marek Tłaczała, „Reverse engineering of $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ structures composition by reflectance spectroscopy”, *Opto-Electronics Review*, t. 19, nr 4, s. 418–424, 2011, **IF: 0,966; Punktacja MNiSW 2012: 25**. DOI: 10.2478/s11772-011-0038-y;
 - **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Damian Radziewicz, Beata Ściana, Regina Paszkiewicz, Marek Tłaczała, Jaroslav Kováč i Andrej Vincze, „New method of MOVPE process design for the growth of FGM $\text{AlGaAs}/\text{GaAs}$ photodetectors”, *Optica Applicata*, t. 39, nr 4, s. 739–747, 2009, **IF: 0,358; Punktacja MNiSW 2010: 13**;
 - Joanna Prażmowska-Czajka, Ryszard Korbutowicz, **Mateusz Wośko**, Regina Paszkiewicz, Jaroslav Kováč, Rudolf Srnánek i Marek Tłaczała, „Influence of AlN buffer layer deposition temperature on properties of GaN HVPE layers”, *Acta Physica Polonica A*, t. 116, S-123-S-125, 2009, **IF: 0,433; Punktacja MNiSW 2010: 13**;
 - Joanna Prażmowska-Czajka, Ryszard Korbutowicz, Adam Szyszka, **Mateusz Wośko**, Jarosław Serafińczuk, Regina Paszkiewicz, Artur Podhorodecki, Jan Misiewicz, Jaroslav Kováč, Rudolf Srnánek i Marek Tłaczała, „Properties of GaN layers deposited on AlN/sapphire template substrates”, *Journal of Physics. Conference Series*, t. 146, s. 1–6, 2009, **Web of Science CC (ref.konf.): TAK; Punktacja MNiSW 2010: 10**. DOI: 10.1088/1742-6596/146/1/012011;
 - Regina Paszkiewicz, Bogdan Paszkiewicz, **Mateusz Wośko**, Adam Szyszka, Lech Marciniak, Joanna Prażmowska-Czajka, Wojciech Macherzyński, Jarosław Serafińczuk, Janusz Kozłowski, Marek Tłaczała, Jaroslav Kováč, Ivan Novotny, J. Skriniarova i Daniel Hasko, „Properties of MOVPE GaN grown on ZnO deposited on Si(001) and Si(111) substrates”, *Journal of Crystal Growth*, t. 310, nr 23, s. 4891–4895, 2008, **IF: 1,757; Punktacja MNiSW 2010: 27**. DOI: 10.1016/j.jcrysgr.2008.08.017;
 - **Mateusz Wośko**, Bogdan Paszkiewicz, Adam Szyszka, Wojciech Macherzyński, Damian Radziewicz, Beata Ściana, Regina Paszkiewicz, Marek Tłaczała, Grzegorz Sęk, Przemysław Poloczek, Marcin Motyka i Jan Misiewicz, „A(III)B(V) detectors with graded active region”, *Materials Science-Poland*, t. 26, nr 1, s. 87–94, 2008, **IF: 0,368; Punktacja MNiSW 2010: 20**;
 - **Mateusz Wośko**, Adam Szyszka, Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz, Jarosław Serafińczuk, Marek Tłaczała, Artur Podhorodecki, Grzegorz Sęk, Jan Misiewicz, Andrzej

Olszyna, Krzysztof Biesiada i Kinga Kościewicz, „New nanocrystalline powder substrates for nitrides layer epitaxy”, *Vacuum*, t. 82, nr 10, s. 971–976, 2008, **IF: 1,114; Punktacja MNiSW 2010: 27**. DOI: 10.1016/j.vacuum.2008.01.005;

- Bogdan Paszkiewicz, Regina Paszkiewicz, Adam Szyszka, **Mateusz Woško**, Wojciech Macherzyński, Marek Tłaczała, Robert Kudrawiec, Marcin G. Syperek, Jan Misiewicz, Ewa Dumiszewska i Wojciech Strupiński, „Study of the activation process of Mg dopant in GaN:Mg layers”, *Physica Status Solidi. C, Conferences and Critical Reviews*, t. 3, nr 3, s. 579–584, 2006, **Punktacja MNiSW 2010: 2**. DOI: 10.1002/pssc.200564121.

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

6.1. Działalność dydaktyczna

Byłem lub nadal jestem promotorem pomocniczym w czterech przewodach doktorskich. Dwa zostały obronione: rozprawa doktorska dra inż. Tomasza Szymańskiego p.t. „Osadzanie metodą MOVPE heterostruktur AlInN/Si z dwuwymiarowym gazem elektronowym” (wyróżniona przez Radę Wydziału Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki Politechniki Wrocławskiej) oraz rozprawa doktorska dra inż. Bartłomieja Paszkiewicza, p.t. „Efekty piezotroniczne w przyrządach AlInN”. Dwa kolejne otwarte przewody doktorskie: mgra inż. Piotra Pokryszki i mgra inż. Michała Stępnika są w trakcie realizacji.

Byłem promotorem:

- 3 prac magisterskich;
- 12 prac inżynierskich.

Recenzowałem:

- 8 prac magisterskich;
- 9 prac inżynierskich.

Regularnie jestem powoływany do Komisji Egzaminów Dyplomowych WEFiM dla studiów magisterskich oraz inżynierskich.

Prowadziłem zajęcia dydaktyczne (wykłady, laboratoria, projekty) dla studentów pierwszego i drugiego stopnia studiów z zakresu elektroniki, mechatroniki, telekomunikacji oraz informatyki, a także opracowałem materiały dydaktyczne do części z tych zajęć, m.in.:

- Przyrządy półprzewodnikowe - wykład, laboratorium;

- Elementy i układy elektroniczne - wykład, laboratorium;
- Elektronika - wykład, laboratorium;
- Electronics - wykład w języku angielskim;
- Podstawy technik wytwarzania - laboratorium;
- Mikroelektronika - laboratorium;
- Technologie opto i mikroelektroniczne - wykład;
- Światłowody - laboratorium;
- Urządzenia peryferyjne systemów komputerowych - wykład, laboratorium, projekt;
- Sieci komputerowe - ćwiczenia;
- Informatyka - laboratorium;
- UNIX - laboratorium.

Poza zajęciami dydaktycznymi organizowanymi dla studentów Wydziału Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki, realizowałem zajęcia dydaktyczne dla Wydziału Elektrycznego oraz Mechanicznego Politechniki Wrocławskiej. Od wielu lat prowadzę zajęcia w języku angielskim. Opracowałem program oraz instrukcje i makiety dydaktyczne do wykładu i laboratorium: Urządzenia peryferyjnych systemów komputerowych. Współuczestniczyłem przy opracowaniu programu i materiałów dydaktycznych do laboratorium Mikroelektroniki, Technologii opto- i mikroelektronicznych a także Podstaw technik wytwarzania. W 2018 roku na mocy postanowienia Dziekana WEMiF zostałem powołany do Zespołu ds. zagadnień egzaminacyjnych celem którego było opracowanie zestawu pytań dyplomowych dla kierunku Mechatronika na Wydziale Elektroniki Mikrosystemów i Fotoniki.

6.2. Działalność organizacyjna

W latach 2006 - 2009 byłem członkiem Stowarzyszenia Naukowego Studentów „Optoelektronika i Mikrosystemy” oraz sekcji studenckiej IEEE na Politechnice Wrocławskiej. Reprezentowałem koła naukowe na konferencjach studenckich oraz młodych pracowników nauki, m.in.: UK Compound Semiconductors 2006 Conference", Sheffield - Wielka Brytania (2006); 2006 International Students and Young Scientists Workshop "Photonics and Microsystems", Szklarska Poręba (2006); International Students and Young Scientists Workshop - International Optoelectronics Workshop, Drezno - Niemcy (2005). Od 2013 roku jestem członkiem Rady Młodych Centrum Materiałów Zaawansowanych i Nanotechnologii PWr., w 2013 r. wygłosiłem seminarium na posiedzeniu Rady p.t. „Epitaksja heterostruktur AIII-N do zastosowań w mikroelektronice”. Jestem członkiem Polskiego Towarzystwa Próżniowego.

6.3. Działalność popularyzująca naukę

Od rozpoczęcia studiów doktoranckich na Politechnice Wrocławskiej włączyłem się w działalność popularyzującą naukę, m.in. przez organizację zajęć dla studentów wizytujących uczelnię w ramach programu Erasmus, uczestnictwo w kołach naukowych oraz reprezentację kół naukowych i Politechniki na festiwalach nauki, np. Dolnośląski Festiwal Nauki (17-26.09.2004), a także przygotowywanie materiałów promocyjnych Wydziału. W latach 2004-2011 byłem odpowiedzialny za opracowanie i aktualizację strony internetowej Zakładu Mikroelektroniki i Nanotechnologii. Od 2010 roku angażuję się w organizację i obsługę wizyt uczniów szkół podstawowych i licealnych na Wydziale. Byłem członkiem komitetów organizacyjnych konferencji i seminariów: Seminarium Beneficjentów Programów TECHNO i TECHNE 2004, zorganizowanego pod patronatem Fundacji na Rzecz Nauki Polskiej (27-28.09.2004), X Seminarium "Powierzchnia i Struktury Cienkowarstwowe" (17-21.05.2005), I Krajowej Konferencji Nanotechnologii (26 – 28.04.2007), XIII Seminarium "Powierzchnia i Struktury Cienkowarstwowe", Szklarska-Poręba, 16-19.09.2015, XIV Seminarium "Powierzchnia i Struktury Cienkowarstwowe", Szklarska-Poręba, 18-20.04.2018, IX Krajowa Konferencja Nanotechnologii, 1-3.07.2019.

6.4. Inna działalność naukowo-techniczna

Od 2004 roku jestem odpowiedzialny za projektowanie procesów wzrostu i techniczne utrzymanie dwóch stanowisk epitaksjalnych do osadzania materiałów AIIIIN. Poza prowadzeniem badań naukowych w ramach Katedry Mikroelektroniki i Nanotechnologii odpowiadam za układy zasilania systemów epitaksjalnych (gazy techniczne, gazy reakcyjne, układy wentylacji, chłodzenia i neutralizacji gazów poreakcyjnych). W cleanroom M-4 i cleanroom M-11 przeprowadzam cykliczny nadzór nad prawidłowością funkcjonowania, dokonuję napraw i kalibracji podzespołów w urządzeniach technologicznych oraz jestem odpowiedzialny za rozwój tych systemów. W latach 2009-2010 byłem odpowiedzialny za akceptację projektu, instalację oraz uruchomienie stanowiska epitaksjalnego AIXTRON CCS FT 3x2” w Laboratorium Mikroelektroniki i Nanotechnologii WEMiF PWr. Jestem współodpowiedzialny za utrzymanie ruchu technologicznego w cleanroomie M-4 i M-11 Katedry Mikroelektroniki i Nanotechnologii.

7. Omówienie pozostałych osiągnięć naukowo-badawczych

Wykaz wszystkich publikacji znajduje się w załączniku nr 4 (*"Wykaz osiągnięć naukowych albo artystycznych, stanowiących znaczny wkład w rozwój określonej dyscypliny automatyka, elektronika i elektrotechnika"*). Znaczny wkład w mój dorobek naukowy stanowią publikacje opublikowane w trakcie realizacji pracy dyplomowej dotyczącej funkcjonalnych materiałów gradientowych, m.in. "Applications of functionally graded materials in optoelectronic devices,"

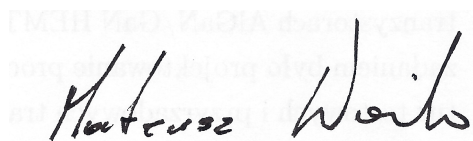
która ma 33 cytowania. Badania nad strukturami półprzewodników AIII-BV o ciągłej zmianie składu były pionierskimi w dziedzinie mikroelektroniki. Współpracowałem również w badaniach struktur AIIIN wytwarzanych metodą HVPE (ang. hydride vapor phase epitaxy). Mój udział w tych pracach polegał na przygotowaniu podłoża GaN/szafir, które następnie były pogrubiane metodą wodorkową (ang. hydride HVPE). W ramach tych prac powstały publikacje “Influence of AlN buffer layer deposition temperature on properties of GaN HVPE layers” i “Properties of GaN layers deposited on AlN/sapphire template substrates” Opracowywałem i wykonywałem specjalizowane struktury testowe AIIIN do badań metodami mikroskopii sił atomowych oraz elektroodbicia, które wykorzystane były m.in w pracach: “Light-assisted scanning probe microscopy characterization of the electrical properties of AlGaN/GaN/Si heterostructures,” “Surface electrical characterization of defect related inhomogeneities of AlGaN/GaN/Si heterostructures using scanning capacitance microscopy,” “Surface topography analysis with application of roughness area dependence method” oraz “Position of fermi level on $Al_{0.2}Ga_{0.8}N$ surface and distribution of electric field in $Al_{0.2}Ga_{0.8}N$ heterostructures without and with AlN layer.” Osobny wątek prowadzonych przeze mnie badań stanowią prace teoretyczne dotyczące symulacji struktur przyrządowych wykonanych z materiałów AIIIBV, wyniki prezentowane były podczas konferencji naukowych i publikowane w materiałach konferencyjnych oraz artykułach naukowych, m.in: “Modeling of AlGaN/GaN heterostructures by APSYS software,” “Simulation of AIII-BV(N) photodetectors with functionally graded materials area” i “Reverse engineering of $Al_xGa_{1-x}As/GaAs$ structures composition by reflectance spectroscopy.”

Szczegółowy wykaz projektów badawczych w których brałem udział wraz z opisem pełnionej funkcji:

1. Projekt NCBR TECHMASTRATEG Nr 1/346922/4/NCBR/2017, „technologie materiałów półprzewodnikowych dla elektroniki dużych mocy i wysokich częstotliwości” (PW, ITE, PWr, ITME, NanoCarbon), PWr: Zad. 2. „Technologie i materiały do wytwarzania wertykalnych tranzystorów AlGaN/GaN HEMT (VHEMT)”, 1.12.2017-30.11.2020, **główny wykonawca**. Moim zadaniem było projektowanie procesów wytwarzania epitaksjalnych struktur testowych tranzystorów wertykalnych typu VHEMT, opracowanie metod osadzania wieloetapowego na podłożach GaN trawionych w plazmie chlorowej, opracowanie metod osadzania zagrzebanych warstw izolujących AlN, opracowanie metod kontrolowanego wzrostu GaN na strukturach przestrzennych.
2. Projekt NCN OPUS nr 2015/19/B/ST7/02494, „Wpływ efektów piezotronicznych na działanie przyrządów elektronicznych wytwarzanych w nanostrukturach AIIIN”, 06.07.2016-05.01.2020, **główny wykonawca**. Moim zadaniem było projektowanie procesów oraz wytwarzanie epitaksjalnych struktur testowych do badania zjawisk piezotronicznych w azotkach trzeciej grupy układu okresowego.
3. Projekt NCBR Nr LIDER/027/533/L-5/13/NCBR/2014, „Technologia struktur tran-

- zystorowych AlGa_N/Ga_N HEMT osadzonych na podłożach krzemowych”, 01.01.2015-30.06.2018, **kierownik projektu**. Moim zadaniem było opracowanie koncepcji epitaksjalnego wzrostu Ga_N na podłożach krzemowych, projektowanie i przeprowadzanie procesów epitaksjalnych mających na celu wytwarzanie heterostruktur AlGa_N/Ga_N/Si z zastosowaniem różnych warstw buforowych. Przeprowadzanie i ewaluacja wyników charakteryzacji optycznej i elektrycznej wytworzonych struktur. Koordynacja prac zespołu badawczego. Prowadzenie dokumentacji wyników badań.
4. Projekt NCBR PBS nr 178782, „Tranzystor mikrofalowy AlGa_N/Ga_N HEMT na pasma C i X”, 01.11.2012-31.10.2015, **główny wykonawca**, Moim zadaniem było projektowanie procesów osadzania oraz wytwarzanie epitaksjalnych struktur testowych i przyrządowych tranzystorów AlGa_N/Ga_N typu HEMT na podłożach szafirowych. Ponadto ewaluacja wyników charakteryzacji strukturalnej (SEM, AFM), optycznej i elektrycznej.
 5. Projekt NCN nr N N515 495740, „Zbadanie możliwości zwiększenia gęstości prądu w tranzystorach AlGa_N/Ga_N HEMT”, 01.04.2011-31.03.2014, **główny wykonawca**. Moim zadaniem było projektowanie procesów osadzania oraz wytwarzanie epitaksjalnych struktur testowych i przyrządowych tranzystorów AlGa_N/Ga_N typu HEMT. Przeprowadzanie modelowania i symulacji komputerowych tranzystorów.
 6. Projekt kluczowy POIG.01.01.02-00-008/08, „Kwantowe nanostruktury przewodnikowe do zastosowań w biologii i medycynie - rozwój i komercjalizacja nowej generacji urządzeń diagnostyki molekularnej opartych o nowe polskie przyrządy półprzewodnikowe”, 01.05.2008-30.09.2013, **główny wykonawca**. Moim zadaniem było projektowanie procesów osadzania oraz wytwarzanie epitaksjalnych struktur testowych i przyrządowych a także częściowe przeprowadzanie pomiarów optycznych i strukturalnych wielowarstw oraz ewaluacja wyników charakteryzacji.
 7. Projekt promotorski MNiSzW nr 0535/B/T02/2008/35, „Opracowanie konstrukcji i technologii fotodetektorów z zastosowaniem nanostruktur półprzewodników AIII₂BV o ciągłej zmianie składu”, 07.10.2008-28.11.2009, **główny wykonawca**. Moim zadaniem było opracowanie koncepcji fotodetektorów z epitaksjalnymi warstwami gradientowymi AlGaAs, wykonanie modelowania oraz symulacji komputerowych zaprojektowanych struktur, współpraca przy epitaksji detektorów testowych oraz ewaluacja wyników charakteryzacji tych detektorów.
 8. Projekt Zamawiany MNiSzW nr PBZ-MEiN-6/2/2006, „Nowe technologie na bazie węgla krzemu i ich zastosowania w elektronice wielkich częstotliwości, dużych mocy i wysokich temperatur, zad. 24”, 04.2007-03.2010, **wykonawca**. Moim zadaniem było projektowanie procesów wytwarzania epitaksjalnych struktur przyrządowych a także ewaluacja wyników charakteryzacji elektrycznej.

9. Projekt Rozwojowy MNiSzW nr R02 018 02, „Opracowanie technologii i konstrukcji czujników wodoru na bazie heterostruktur AlIII-N/SiC, przeznaczonych do pracy w podwyższonych temperaturach”, 02.2007-01.2010, **wykonawca**. Moim zadaniem było projektowanie procesów MOVPE oraz wytwarzanie heterostruktur epitaksjalnych AlGaN/GaN i demonstratorów czujników wodorowych a także ewaluacja wyników charakteryzacji elektrycznej struktur testowych.
10. Projekt KBN PBZ-100/1/1/2004, „Projektowanie i wytwarzanie funkcjonalnych materiałów gradientowych”, 11.2004-11.2007, **wykonawca**. Moim zadaniem było projektowanie procesów wytwarzania epitaksjalnych struktur przyrządowych a także ewaluacja wyników charakteryzacji elektrycznej.
11. Projekt KBN nr 4T11B 061 24, „Opracowanie technologii osadzania warstw azotku galu na podłożach krzemowych techniką MOVPE”, 03.2003-03.2005, **wykonawca**. Moim zadaniem było przeprowadzanie procesów epitaksjalnych struktur testowych techniką MOVPE.



.....
(podpis wnioskodawcy)