



Wrocław University
of Science and Technology

AUTOREFERAT

(Przygotowany do celów postępowania o nadanie stopnia naukowego doktora habilitowanego)

**Badania nad własnościami optoelektronicznymi
półprzewodników z grupy III-V rozrzedzanych
bizmutem i azotem**

Dr Wojciech Mieczysław Linhart

2023

Spis treści	1
1 Charakterystyka habilitanta	3
1.1 Informacje ogólne	3
1.2 Posiadane dyplomy i stopnie naukowe	3
2 Informacja o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych	3
2.1 Historia zatrudnienia	3
2.2 Bibliometria dorobku naukowego	4
3 Omówienie osiągnięć	5
3.1 Wykaz publikacji składających się na osiągnięcie naukowe	5
3.2 Wprowadzenie	6
3.3 Związki III-V rozrzedzane azotem	8
3.3.1 GaNSb	8
3.3.2 InNSb	11
3.4 Związki III-V rozrzedzane bizmutem	12
3.4.1 GaSbBi	13
3.4.2 InSbBi	15
3.5 Czteroskładnikowe związki III-V rozrzedzane bizmutem oraz/lub azotem	16
3.5.1 GaAsN ₂ Bi	16
3.5.2 InNAsSb	16
3.5.3 GaInSbBi	17
3.6 Struktury kwantowe z grupy III-V rozrzedzane bizmutem	19
3.6.1 Studnie kwantowe GaAsBi	19
3.6.2 Studnie kwantowe GaSbBi	19
3.7 Temperaturowa zależność przerwy energetycznej w bizmutkach	20
3.8 Podsumowanie	22
3.9 Adnotacja dotycząca materiału badawczego	22
Bibliografia	22
4 Aktywność naukowa realizowana w więcej niż jednej uczelni lub instytucji naukowej, w szczególności zagranicznej	25
4.1 Długie staże w ośrodkach naukowych	25
4.2 Lista krótkich staży w zagranicznych ośrodkach naukowych	28
4.3 Współpraca zagraniczna	28
5 Informacja o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz popularyzujących naukę	29
5.1 Działalność dydaktyczna	29
5.2 Działalność organizacyjna i popularyzatorska	30

6	Inne informacje dotyczące kariery zawodowej	31
6.1	Wykaz projektów naukowych w których habilitant pełnił funkcję kierownika lub wykonawcy	31
6.2	Wykłady zaproszone	32
6.3	Lista ważniejszych referatów konferencyjnych	32
6.4	Członkostwo w organizacjach naukowych	32
6.5	Funkcja recenzenta w międzynarodowych czasopismach naukowych	33

1. Charakterystyka habilitanta

1.1 Informacje ogólne

Imię i Nazwisko	Wojciech Mieczysław Linhart
Data i miejsce urodzenia	22 maja 1982, Jawor

1.2 Posiadane dyplomy i stopnie naukowe

2001–2005	Studia licencjackie z matematyki: Uniwersytet Wrocławski, Wydział Matematyki i Informatyki - kierunek: matematyka w ubezpieczeniach i ekonomii.
2002–2005	Studia licencjackie z fizyki: Uniwersytet Wrocławski, Wydział Fizyki i Astronomii - kierunek: fizyka medyczna.
Czerwiec 2005	Uzyskany stopień licencjata z matematyki.
Luty 2006	Uzyskany stopień licencjata w dziedzinie fizyki.
2005-2007	Studia magisterskie z fizyki: Uniwersytet Wrocławski, Wydział Fizyki i Astronomii - kierunek: fizyka medyczna.
Czerwiec 2007	Uzyskany stopień magistra w dziedzinie fizyki.
2007-2009	Studia doktoranckie z fizyki: Uniwersytet Wrocławski, Wydział Fizyki i Astronomii
2009-2012	Studia doktoranckie: Uniwersytet Warwick, Wydział Fizyki, Wielka Brytania, kierunek: fizyka, specjalność fizyka ciała stałego.
Czerwiec 2012	Otrzymanie stopnia naukowego: doktor nauk fizycznych .
2015-2016	Podplomowe studia w Wyższej Szkole Bankowej we Wrocławiu - kierunek: analityk finansowy.

2. Informacja o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych

2.1 Historia zatrudnienia

2009–2012	Early Stage Researcher na Wydziale Fizyki Uniwersytetu Warwick, Wielka Brytania.
2012–2014	Staż podoktorski w Instytucie Energii Odnawialnych im. Stephensona na Uniwersytecie w Liverpoolu, Wielka Brytania

2014-2015	Asystent naukowy w projekcie na Wydziale Podstawowych Problemów Techniki Politechniki Wrocławskiej, Polska
2015-2017	Asystent naukowy, kierownik projektu Sonata na Wydziale Podstawowych Problemów Techniki Politechniki Wrocławskiej.
2017-obecnie	Adiunkt na Wydziale Podstawowych Problemów Techniki Politechniki Wrocławskiej.

2.2 Bibliometria dorobku naukowego

Dane zaczerpnięte z bazy Web of Science Core Collection na dzień 16.05.2023

Łączna liczba publikacji: **41**

Łączna liczba cytowań: **1128**

Łączna liczba cytowań bez autocytowań: **1053**

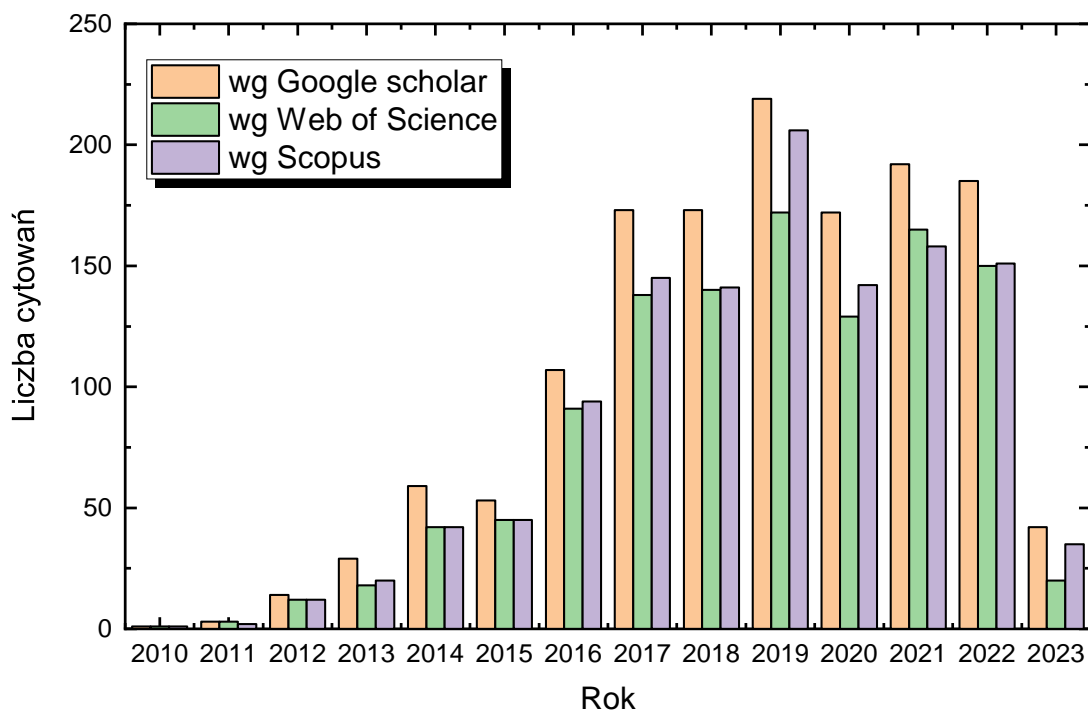
Średnia ilość cytowań na pracę: **25**

Sumaryczny Impact Factor wg. listy Journal Scitation Reports (JCR): **156.693***)

Indeks Hirsch: **18**

Indeks i10: **24**

*) zgodnie z rokiem opublikowania



3. Omówienie osiągnięć

(zgodnie z wymogami z art. 219 ust. 1 pkt. 2 ustawy z dnia 20 lipca 2018 r. Prawo o szkolnictwie wyższym i nauce (Dz. U. z 2021 r. poz. 478 z późn. zm.)

Osiągnięciem naukowym będącym podstawą ubiegania się o nadanie stopnia doktora habilitowanego są:

Badania nad własnościami optoelektronicznymi półprzewodników z grupy III-V rozrzedzanych bizmutem i azotem

3.1 Wykaz publikacji składających się na osiągnięcie naukowe

Na cykl powiązanych tematycznie artykułów naukowych składają się następujące prace:

(H1) J. J. Mudd*, N. J. Kybert*, **W. M. Linhart***, L. Buckle, T. Ashley, P. D. C. King, T. S. Jones, M. J. Ashwin, and T. D. Veal, *Optical absorption by dilute GaNSb alloys: Influence of N pair states*, Applied Physics Letters, **103**, 042110 (2013)

* - oznacza równoważne miejsce z pierwszym autorem w publikacji

Punktacja MNiSW (2013-2018): 40; IF: 3.515; Liczba cytowań: 19

(H2) **W. M. Linhart**, M. K. Rajpalke, M. Birkett, D. Walker, M. J. Ashwin and T. D. Veal, *Nitrogen pair-induced temperature insensitivity of the band gap of GaNSb alloys*, Journal of Physics D: Applied Physics, **52**, 045105, (2019)

Punktacja MNiSW: 70; IF: 3.169; Liczba cytowań: 0

(H3) **W. M. Linhart**, M. K. Rajpalke, J. Buckeridge, P. A. E. Murgatroyd, J. J. Bomphrey, J. Alaria, C. R. A. Catlow, D. O. Scanlon, M. J. Ashwin, and T. D. Veal, *Band gap reduction in InN_xSb_{1-x} alloys: Optical absorption, k.P modeling, and density functional theory*, Applied Physics Letters, **109**, 132104 (2016)

Punktacja MNiSW (2013-2018): 40; IF: 3.411; Liczba cytowań: 8

(H4) M. K. Rajpalke*, **W. M. Linhart***, M. Birkett, K. M. Yu, D. O. Scanlon, J. Buckeridge, T. S. Jones, M. J. Ashwin, and T. D. Veal, *Growth and properties of GaSbBi alloys*, Applied Physics Letters, **103**, 142106 (2013)

* - oznacza równoważne miejsce z pierwszym autorem w publikacji

Punktacja MNiSW (2013-2018): 40; IF: 3.515; Liczba cytowań: 77

(H5) M. K. Rajpalke, **W. M. Linhart**, M. Birkett, K. M. Yu, J. Alaria, J. Kopaczek, R. Kudrawiec, T. S. Jones, M. J. Ashwin, and T. D. Veal, *High Bi content GaSbBi alloys*, Journal of Applied Physics, **116**, 043511 (2014)

Punktacja MNiSW (2013-2018): 35; IF: 2.183; Liczba cytowań: 60

(H6) M. K. Rajpalke, **W. M. Linhart**, K. M. Yu, T. S. Jones, M. J. Ashwin and T. D. Veal, *Bi flux-dependent MBE growth of GaSbBi alloys*, Journal of Crystal Growth **425**, 241 (2015)

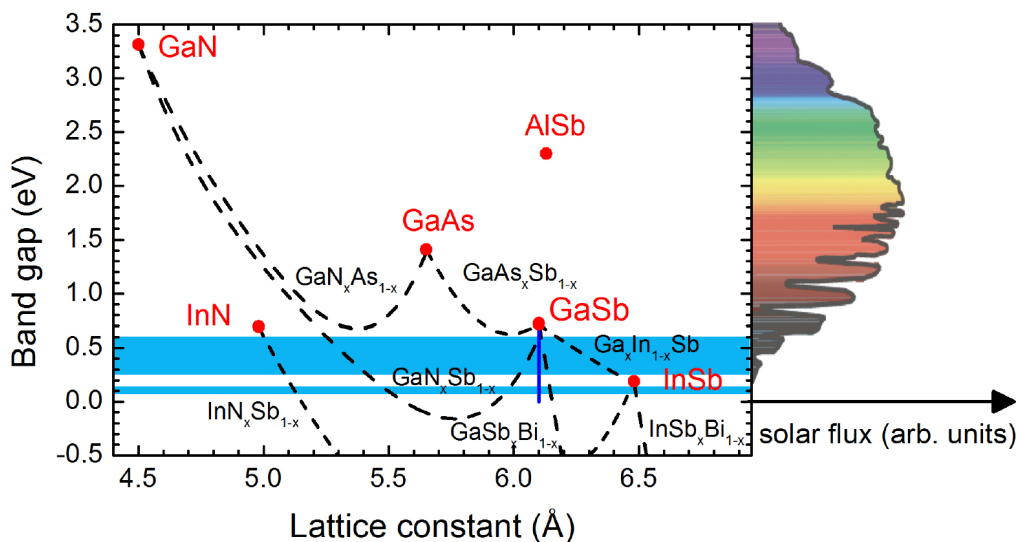
Punktacja MNiSW (2013-2018): 30; IF: 1.462; Liczba cytowań: 23

- (H7) M. K. Rajpalke, **W. M. Linhart**, K. M. Yu, M. Birkett, J. Alaria, J. J. Bomphrey, S. Sallis, L. F. J. Piper, T. S. Jones, M. J. Ashwin, and T. D. Veal, *Bi-induced band gap reduction in epitaxial InSbBi alloys*, Applied Physics Letters, **105**, 212101 (2014)
Punktacja MNiSW (2013-2018): 40; IF: 3.302; Liczba cytowań: 38
- (H8) W. Żuraw, **W. M. Linhart***, J. Occena, T. Jen, J. W. Mitchell, R. S. Goldman, and R. Kudrawiec, *Temperature-dependent study of GaAs_{1-x-y}N_xBi_y alloys for band-gap engineering: photoreflectance and k·p modelling*, Applied Physics Express **13**, 091005 (2020)
* - dodatkowo jako autor korespondencyjnym oraz propomtor W. Żurawia
Punktacja MNiSW: 70; IF: 2.895; Liczba cytowań: 3
- (H9) M. Latkowska, M. Baranowski, **W. M. Linhart**, F. Janiak, J. Misiewicz, N. Segercrantz, F. Tuomisto, Q. Zhuang, A. Krier, R. Kudrawiec *The influence of nitrogen and antimony on the optical quality of InNAs(Sb)alloys*, Journal of Physics D: Applied Physics: **49**, 115105 (2016)
Punktacja MNiSW (2013-2018): 35; IF: 2.588; Liczba cytowań: 7
- (H10) **W. M. Linhart**, M. Gladysiewicz, J. Kopaczek, M. K. Rajpalke, M. J. Ashwin, T. D. Veal and R. Kudrawiec, *Indium-incorporation enhancement of photoluminescence properties of Ga(In)SbBi alloys*, Journal of Physics D: Applied Physics, **50**, 375102 (2017)
Punktacja MNiSW (2013-2018): 35; IF: 2.373; Liczba cytowań: 7
- (H11) J. Kopaczek, **W.M. Linhart**, M. Baranowski, R. D. Richard, F. Bastiman, J. P. R. David, R. Kudrawiec, *Optical properties of GaAsBi/GaAs quantum wells: Photoreflectance, photoluminescence and time-resolved photoluminescence study*, Semiconductor Science and Technology **30**, 094005 (2015)
Punktacja MNiSW (2013-2018): 30; IF: 2.098; Liczba cytowań: 28
- (H12) E. Rogowicz, **W. M. Linhart**, M. Syperek, J. Kopaczek, O. Delorme, L. Cerutti, E. Luna, E. Tournié, J.-B. Rodriguez, R. Kudrawiec, *Optical properties and dynamics of excitons in Ga (Sb, Bi)/GaSb quantum wells: evidence for a regular alloy behavior*, Semiconductor Science and Technology **35**, 025024 (2020)
Punktacja MNiSW: 70; IF: 2.352; Liczba cytowań: 2
- (H13) **W. M. Linhart** and R. Kudrawiec, *Temperature dependence of band gaps in dilute bismides*, Semiconductor Science and Technology, **33**, 073001 (2018)
Punktacja MNiSW (2013-2018): 30; IF: 2.654; Liczba cytowań: 11

3.2 Wprowadzenie

W ciągu kilkunastu ostatnich lat nowa klasa materiałów została sklasyfikowana jako: mocno niedopasowane stopy (*ang. highly mismatched alloys HMAs*). W tych materiałach występuje duża różnica w rozmiarze atomów oraz różnica elektroujemności pomiędzy atomami składającymi się na dany materiał, np. w materiałach z grupy III-V rozcieńczanych azotem, krótko nazywane rozcieńczanymi azotkami (*ang. diluted nitrides*), takich jak GaNAs, GaNSb metaliczne oraz elektrododatnie aniony są zamienione przez wysoce elektroujemne atomy azotu, klasyfikując te materiały do rodziny HMAs. Podobnie ma się sytuacja z półprzewodnikami z grupy III-V rozcieńczanymi bizmutem (krótko rozcieńczane bizmutki, *ang. diluted bismides*).

Rozrzedzone azotki (bizmutki) są wytwarzane z konwencjonalnych półprzewodników z grupy III-V,



Rysunek 1: Przerwa energetyczna w funkcji stałej sieciowej dla różnych mieszanych związków III-V, w tym niektórych rozrzedzonych azotem i bizmutem. Niebieska pionowa linia oznacza możliwe wartości przerwy energetycznej czteroskładnikowego związku GaSbBiN o stałej sieciowej zbliżonej do GaSb. Niebieskie cieniowanie oznacza okno transmisji atmosferycznej 2-5 μm i 8-14 μm .

takich jak GaAs, GaSb lub InP poprzez wprowadzenie do nich bardzo małych ilości azotu N (bizmutu Bi), które zajmują grupę V w sieci krystalicznej. Taka modyfikacja znacząco zmienia właściwości elektroniczne i optyczne tych materiałów, np. powodują silną redukcję przerwy energetycznej materiału półprzewodnikowego. Zwykle, podczas wprowadzenia małych ilości elementów do związków III-V powodujących ich rozrzedzenie, oprócz redukcji przerwy energetycznej, obserwuje się zmianę stałej sieciowej, na przykład w przypadku rozrzedzonego GaNSb obserwowana jest redukcja przerwy energetycznej wraz ze zmniejszeniem stałej sieciowej, natomiast w przypadku GaSbBi redukcji przerwy energetycznej towarzyszy wzrost stałej sieciowej. Zjawisko redukcji przerwy energetycznej i zmiany stałej sieciowej ma ogromne znaczenie dla wytwarzania nowych materiałów, zwłaszcza w tzw. inżynierii przerwy energetycznej. Na przykład, dodając odpowiednio małą ilość azotu i bizmutu do GaSb, tworząc tym samym czteroskładnikowy system GaSbBiN, można utrzymywać wartość jego stałej sieciowej bliską stałej sieciowej półprzewodnika macierzystego (hosta) GaSb, jednocześnie zmniejszając przerwę energetyczną w rozcieńczanym materiale (Rysunek 1) oraz tym samym ograniczając naprężenia materiałowe i występowanie defektów.

Związki III-V rozrzedzane bizmutem w ostatnich latach przyciągały coraz większą uwagę, z powodu wielu interesujących właściwości, np. podobnie jak w przypadku związków III-V-N, obserwuje się zmniejszanie przerwy energetycznej wraz ze wzrostem koncentracji Bi, ale dodatkowo również zmniejszanie niepożądanego rekombinacji Augera. Cechą odróżniającą w zasadniczy sposób rozrzedzane półprzewodniki III-V-Bi od III-V-N jest rozmiar atomu bizmutu, jego elektrojemność oraz jego odmienny wpływ na strukturę pasmową. W związkach III-V rozrzedzanych azotem (azotki) poziomy energetyczne pochodzące od N oddziałują z pasmem przewodnictwa powodując jego zmianę co ma wpływ na przerwę energetyczną. Natomiast w przypadku związków III-V rozrzedzanych bizmutem (bizmutki) poziomy energetyczne pochodzące od Bi oddziałują z pasmem walencyjnym znacznie je modyfikując.

Badania nad materiałami czteroskładnikowymi z bizmutem mają duże znaczenie technologiczne dla wytworzenia studni kwantowych, które potencjalnie mogą być wykorzystane do produkcji laserów półprzewodnikowych pracujących w podczerwieni. W ostatnich latach duży nacisk był położony na wytworzenie lasera o emisji światła z długością fali 1.3 μm przy użyciu studni kwantowych GaInNAs

[1, 2]. Jednakże pomimo efektywnej redukcji przerwy energetycznej, wprowadzenie azotu do GaInAs powodowało również silną degradację optyczną z powodu rekombinacji niepromienistej na defektach, prowadząc do wysokich wartości prądu progowego i ograniczając akcję laserową [3, 4]. Wprowadzając Bi do studni kwantowych, np. do InGaAs na podłożu GaAs również potencjalnie można osiągnąć emisję światła o długości 1.3 μm , przy jednoczesnej redukcji niekorzystnego efektu rekombinacji niepromienistej na defektach [5, 6]. Jest to spowodowane tym iż podczas wzrostu materiału III-V-Bi bizmut działa również jako surfaktant.

Zadaniem którego się podjąłem było zbadanie i zrozumienie optycznych i elektronicznych właściwości wybranych półprzewodników z grupy III-V rozrzedzonych bizmutem oraz/i azotem. Materiały te są interesujące pod kątem ich zastosowań w urządzeniach optoelektronicznych dla średniej podczerwieni promieniowania elektromagnetycznego, takich jak źródła i emiterzy światła, detektory promieniowania podczerwonego w zakresie okna atmosferycznego o długości fal 2-5 μm , oraz struktury laserowe. Pomimo kilkuletnich prac na związkami półprzewodnikowymi III-V-N oraz III-V-Bi a przed podjęciem niniejszego zadania w literaturze nadal brakowało systematycznych badań nad tymi materiałami. Wiele z nich nie było wtedy jeszcze wytworzonych, a dla tych ówczesnie istniejących wykonano niewiele badań optycznych oraz elektrycznych, bądź były niekompletne lub wzajemnie wykluczające się. Mój wkład w poniżej przedstawionych badaniach dotyczył części doświadczalnej oraz obliczeniowej, w tym opracowania koncepcji większości badań, zaprojektowania i skonstruowania układów eksperymentalnych, przeprowadzenia badań optycznych, analizy i interpretacji danych oraz przygotowania manuskryptów publikacji. Szczegółowy wkład autorów do poszczególnych publikacji **(H1)**-**(H13)**, składających się na osiągnięcie naukowe, opisany jest w "Wykazie osiągnięć naukowych". Część zaprezentowanych badań prowadzona była w ramach kierowanego przeze mnie projektu Narodowego Centrum Nauki SONATA 7, pt. *"Optyczne i elektroniczne właściwości trójskładnikowych i czteroskładnikowych półprzewodników z grupy III-V rozrzedzanych bizmutem oraz azotem, posiadające przerwę energetyczną w zakresie średniej podczerwieni"* (nr 2014/13/D/ST3/01947, panel ST3 - Fizyka fazy skondensowanej, lata realizacji 2015-2019). Uzyskane wyniki zostały opublikowane w cyklu artykułów stanowiących rozprawę habilitacyjną i są szczegółowo omówione w dalszej części niniejszego autoreferatu.

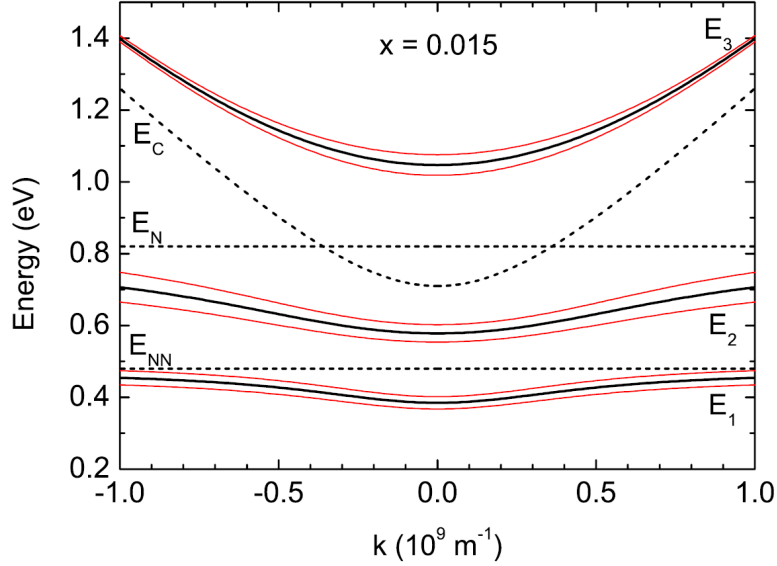
Omawiane wyniki zostały podzielone na odpowiednie podrozdziały. W podrozdziale 3.3 omówiono wyniki dotyczące materiałów III-V, które były rozrzedzane atomami azotu. Podrozdział 3.4 stanowi o związkach III-V, które były rozrzedzane atomami bizmutu. Natomiast w podrozdziale 3.5 omówiono wyniki dotyczących czteroskładnikowych związków III-V, które były jednocześnie rozrzedzane azotem i bizmutem, bądź tylko bizmutem. Dodatkowy podrozdział 3.6 przedstawia wyniki, które dotyczyły struktur kwantowych z grupy III-V-Bi, takie jak studnie kwantowe.

3.3 Związki III-V rozrzedzane azotem

3.3.1 GaNSb

Pierwszą pozycją z cyklu jest praca **(H1)**, która jest poświęcona wpływowi stanów energetycznych pochodzących od kompleksów par azotowych w związku $\text{GaN}_x\text{Sb}_{1-x}$. Badania optyczne zostały przeprowadzone wraz ze studentami fizyki z Uniwersytetu Warwick w ramach ich zajęć w projektowych. Zaowocowało to umieszczeniem nazwisk studentów na początku listy współautorów w tej publikacji, z zaznaczeniem równoważnego miejsca z pierwszym współautorstwem. Wyniki widm absorpcji otrzymane za pomocą Fourierowskiej spektroskopii zostały przeanalizowane oraz obliczone. Zaobserwowano przesuwanie się krawędzi absorpcji w kierunku niższych energii dla próbek $\text{GaN}_x\text{Sb}_{1-x}$ wraz ze wzrostem koncentracji azotu x , co oznacza zamykanie się przerwy energetycznej. Standardowy 2-poziomowy

model niekrzyżujących się pasm nie wyjaśnia w pełni ewolucji przerwy energetycznej w funkcji składu w tym materiale. Dlatego zaproponowano nowy, 3-poziomowy model niekrzyżujących się pasm (*three level band anticrossing, 3-BAC*). W tym modelu, poprzez wprowadzenie małych ilości azotu to GaSb podczas wzrostu, oprócz zlokalizowanych stanów azotowych, które standardowo występują podczas rozcieńczania związków III-V, ważną rolę odgrywają również stany pochodzące od par azotowych N-N, które związane są z tym, że atom Ga posiada dwóch sąsiadów w postaci atomów azotu. Zarówno zlokalizowane stany azotowe E_N , jak i stany par azotowych E_{NN} oddziałują z pasmem przewodnictwa macierzystego materiału GaSb. W takiej sytuacji hamiltonian opisujący oddziaływanie stanów E_N i



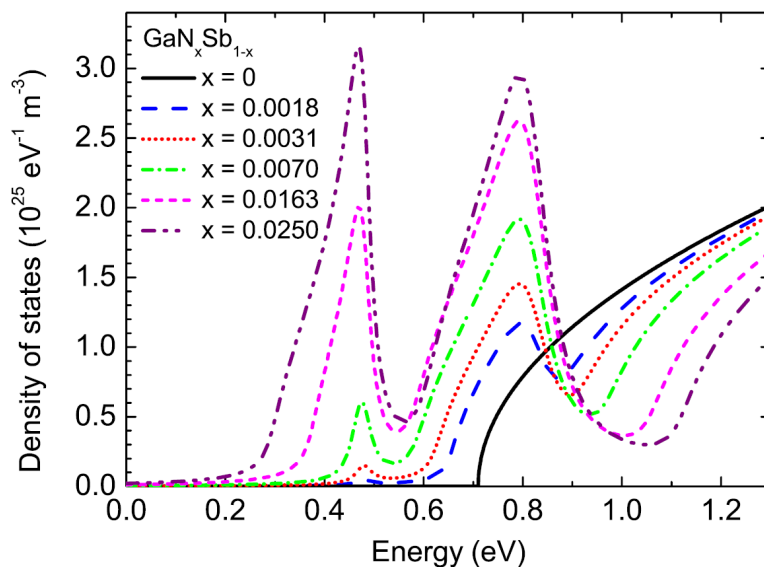
Rysunek 2: Struktura pasmowa obliczona blisko centrum strefy Brillouina obliczona dla $\text{GaN}_x\text{Sb}_{1-x}$ z $x = 0.015$ obliczona w ramach modelu 3-BAC, uwzględniając stany energetyczne par azotowych. Cienkie czerwone linie ilustrują poszerzenie pasm w ramach modelu Andersona. Rysunek zaczerpnięto z pracy [(H1)]

E_{NN} z pasmem przewodnictwa ma postać

$$H = \begin{vmatrix} E_{host} & V_{MN} & V_{MNN} \\ V_N & E_N & 0 \\ V_{MNN} & 0 & E_{NN} \end{vmatrix} \quad (1)$$

gdzie E_{host} opisuje pasmo przewodnictwa macierzystego materiału, E_N i E_{NN} to odpowiednio zlokalizowane stany azotowe oraz stany par azotowych a V_{MN} i V_{MNN} to elementy macierzowe opisujące siłę oddziaływania odpowiednich azotowych stanów energetycznych z pasmem przewodnictwa. Skutkiem tego oddziaływania jest rozszczepienie pasma przewodnictwa na trzy podpasma E_1 , E_2 oraz E_3 przedstawione na Rysunku 2.

Okazuje się, że w przypadku $\text{GaN}_x\text{Sb}_{1-x}$ pary azotowe znacząco wpływają na dyspersję pasma przewodnictwa. Obecność dodatkowego podpasma pozwala dobrze odwzorować wartości eksperymentalne i teoretyczne krawędzi absorpcji dla próbek $\text{GaN}_x\text{Sb}_{1-x}$ z $x > 0.004$. Natomiast, dla $x < 0.004$ krzywe teoretyczne ewolucji zmian wartości przerwy energetycznej w funkcji składu obliczone w ramach 3-poziomowego modelu BAC wydają się nie odzwierciedlać w pełni danych eksperymentalnych. W celu wyjaśnienia tej niezgodności obliczono gęstość stanów (DOS) stosując hamiltonian 3-BAC w modelu Andersona [7]. Obliczona gęstość stanów przedstawiona jest na Rysunku 3. Najniższej położony energetycznie pik DOS odpowiada podpasmu E_1 , drugi pik podpasmu E_2 , natomiast narastające wartości DOS od 1.0 eV od 1.3 eV odpowiadają podpasmu E_3 . Dla małych koncentracji azotu pik



Rysunek 3: Gęstość stanów pasma przewodnictwa obliczona przy użyciu modelu Andersona dla $\text{GaN}_x\text{Sb}_{1-x}$ w ramach modelu 3-BAC. Rysunek zaczerpnięto z pracy [(H1)]

odpowiadający podpasmu E_1 jest bardzo mały w porównaniu do E_2 i E_3 z powodu bardzo małej koncentracji stanów pochodzących od par azotowych. To oznacza, że podpasmo E_1 nie wpływa znacząco na wynik absorpcji, co wyjaśnia dlaczego w próbkach o składzie $x = 0.0018$ oraz $x = 0.0031$ dane eksperymentalne nie są odwzorowane przez dane teoretyczne. W tym przypadku absorpcja jest raczej związana z przejściem optycznym między maksimum pasma walencyjnego a minimum podpasma E_2 , bądź minimum zhybrydyzowanych E_1 i E_2 . Sytuacja diametralnie się zmienia gdy koncentracja azotu jest większa $x > 0.004$. Wtedy gęstość stanów dla podpasma E_1 wzrasta i dla wyższych koncentracji zaczyna dominować w widmie absorpcji.

Widma absorpcji oraz zaproponowany 3-poziomowy model BAC potwierdzają teoretyczne przewidywania, że istnienie stanów par azotowych E_{NN} jest dużo bardziej wymowne w GaNSb niż w przypadku GaNAs, gdzie do opisu zjawisk fizycznych wystarcza tradycyjny 2-poziomowy model BAC [8]. Porównanie tych wyników z poprzednimi badaniami [9] pokazuje, że model 3-BAC lepiej odwzorowuje wyniki eksperymentalne niż model 2-BAC. To stanowi najważniejszy wynik w tej pracy, gdyż badając właściwości optyczne GaNSb, oraz wykorzystując ten materiał do potencjalnych urządzeń optoelektronicznych nie można pominąć istnienia par azotowych i ich wpływu na strukturę pasmową.

Mój wkład w powstanie pracy (H1) polegał na przeprowadzeniu pomiarów z zakresu optycznej spektroskopii, wykonaniu obliczeń teoretycznych, analizie i interpretacji wyników badań oraz wzięciu udziału w napisaniu manuskryptu. Mój udział procentowy szacuję na 45%.

Konsekwencją powyższych badań było sprawdzenie wpływu par azotowych na czułość temperaturową przerwy energetycznej w $\text{GaN}_x\text{Sb}_{1-x}$. Wyniki tych badań zostały przedstawione w drugiej pracy cyklu (H2).

Przerwa energetyczna oraz jej zależność temperaturowa stanowią jeden z najważniejszych parametrów materiałów półprzewodnikowych, gdyż od zależności temperaturowej będzie zależeć w jakich temperaturach dane urządzenie będzie pracować najlepiej. Z wielu wyników eksperymentalnych wiadomo, że przerwa energetyczna maleje monotonicznie wraz ze wzrostem temperatury. Spowodowane jest to przez dwa główne czynniki: (i) pierwszym jest rozszerzenie się stałej sieci krystalicznej wraz ze wzrostem temperatury; oraz (ii) drugi czynnik to zależne od temperatury oddziaływanie elektron-fonon [10].

Istnieje kilka powszechnie stosowanych modeli lub parametryzacji temperaturowej zależności przerwy energetycznej. Należą do nich modele Bosego-Einsteina [11, 12] i O'Donnella [13]. Jednak najczęściej używanym wzorem przybliżonej parametryzacji energii pasma wzbronionego w funkcji temperatury jest wzór zaproponowany przez Varshniego, $E_g(T) = E_g(0) - AT^2/(B+T)$ gdzie A i B są stałymi [10].

Zależność temperaturowa przerwy energetycznej warstw $\text{GaN}_x\text{Sb}_{1-x}$ została zbadana w zakresie 0.35–1.1 eV (1.1–3.3 μm) przy użyciu spektroskopii absorpcyjnej w podczerwieni w zakresie temperatur między 4.2 a 300 K. Podobnie jak w przypadku innych półprzewodników III-V rozcieńczanych azotem, zależność temperaturowa przerwy energetycznej jest zmniejszana przez obecność azotu w porównaniu z zależnością temperaturową przerwy energetycznej gospodarza III-V. Dla $\text{GaN}_x\text{Sb}_{1-x}$ najmniejszą zmianę przerwy energetycznej wraz z temperaturą obserwuje się dla próbek o najniższej zawartości azotu, dla których przerwa energetyczna jest prawie całkowicie niewrażliwa na zmiany temperatury. Natomiast wraz ze wzrostem koncentracji azotu zależność temperaturowa staje się silniejsza. Kontrastuje to z wcześniej szerzej badanymi związkami $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$, w których zmienność przerwy energetycznej wraz z temperaturą maleje wraz ze wzrostem zawartości azotu. Taka różnica w zachowaniu się przerwy energetycznej wynika z tego, że w $\text{GaN}_x\text{Sb}_{1-x}$ ważną rolę pełnią stany energetyczne pochodzące od par azotowych, natomiast w $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$ wpływ par azotowych jest zaniedbywalny. Zgodnie z modelem 2-poziomowym BAC wraz ze wzrostem koncentracji azotu w $\text{GaN}_x\text{Sb}_{1-x}$ przerwa energetyczna powinna stawać się mniej wrażliwa na zmianę temperatury tak jak obserwuje się w $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$. Jednak eksperymentalnie obserwuje się sytuację odwrotną a wyjaśnić to można za pomocą 3-poziomowego modelu BAC. Dla małych koncentracji azotu (np. $x = 0.0018$) gęstość stanów jest bardzo mała dla najniższego podpasma przewodnictwa E_1 (jak pokazano na rysunku 3), dlatego krawędź absorpcji jest określona przez kombinację podpasem E_1 i E_2 . Środkowe podpasmo E_2 jest odpychane przez najniższe podpasmo E_1 , uniemożliwiając mu przejście poniżej poziomu energii stanów pochodzących od par azotowych N-N, mimo że podwyższona temperatura powoduje zmniejszanie wartości jego energii. Dla największej zawartości azotu, wynoszącej $x = 0.013$, gęstość stanów dla najniższego podpasma przewodnictwa E_1 jest znacznie większa, dlatego to podpasmo w pełni określa najniższą krawędź absorpcji, gdyż nie jest ono uwięzione przez odpychanie spowodowane obecnością pobliskiego poziomu domieszki rozcieńczającej, więc zależność od temperatury jest większa.

Wyniki przedstawione w pracy **(H2)** potwierdziły słuszność stosowania 3-poziomowego modelu BAC w celu interpretacji widm optycznych. W tym celu w ramach modelu 3-BAC obliczono widma absorpcji w funkcji temperatury w celu poprawności stosowanego modelu. Zaprezentowane rezultaty sugerują możliwość realizacji niewrażliwych na temperaturę przerw energetycznych w innych półprzewodnikach z grupy III-V poprzez dostosowanie ich krawędzi pasma przewodnictwa w odniesieniu do poziomów par domieszek rozcieńczających.

*Mój wkład w powstanie pracy **(H2)** polegał na zaproponowaniu koncepcji badań, przygotowaniu i przeprowadzeniu pomiarów z zakresu optycznej spektroskopii, wykonaniu obliczeń teoretycznych, analizie i interpretacji wyników badań oraz napisaniu manuskryptu. Mój udział procentowy szacuję na 70%.*

3.3.2 InNSb

Kolejnym materiałem w którym badano wpływ małych ilości azotu na przerwę energetyczną był $\text{InN}_x\text{Sb}_{1-x}$. Wyniki badań nad tym związkiem zostały przedstawione w trzeciej pracy cyklu **(H3)**.

InSb posiada najmniejszą przerwę energetyczną ze wszystkich klasycznych binarnych półprzewodników z grupy III-V o wartości 174 meV w temperaturze pokojowej odpowiadająca długości fali 7 μm .

$\text{InN}_x\text{Sb}_{1-x}$ od dawna był proponowany jako alternatywa dla $\text{InAs}_x\text{Sb}_{1-x}$ do użytku w urządzeniach optoelektronicznych w oknie transmisji atmosferycznej 8–14 μm [14]. Niektóre publikacje donoszą, że dodanie azotu do $\text{InN}_x\text{Sb}_{1-x}$ skutkuje dramatyczną redukcją przerwy energetycznej [15, 16, 17, 18]. Jednakże wcześniejsze badania były przeprowadzone na słabej jakości próbkach, w których zawartość azotu nie była dobrze znana i/lub zawierała nieintencjonalnie implantowany podczas wzrostu wodór [15, 16, 17, 19].

W pracy **(H3)** zostały przedstawione pomiary przerwy energetycznej metodą absorpcji w podczerwieni na cienkich warstwach $\text{InN}_x\text{Sb}_{1-x}$ z koncentracją azotu do $x = 0.0113$. Wyniki badań zostały przeanalizowane za pomocą 2-poziomowego modelu BAC oraz dodatkowo porównano z wynikami obliczeń z pierwszych zasad opartych na teorii gęstości funkcjonału (DFT). Zaobserwowano, że ze wzrostem koncentracji azotu zmniejsza się przerwa energetyczna $\text{InN}_x\text{Sb}_{1-x}$ od 174 meV (7.1 μm) dla $x = 0$ do 85 meV (14.6 μm) dla $x = 0.0113$, co odpowiada redukcji przerwy energetycznej o 79 meV/%N. Symulacje widm absorpcji, oparte na metodzie gęstości stanów w ramach modelu 2-BAC, bardzo dobrze odtworzyły widma eksperymentalne. Redukcja przerwy energetycznej w funkcji koncentracji azotu jest również dobrze odtworzona przez model 2-BAC. W odróżnieniu do $\text{GaN}_x\text{Sb}_{1-x}$, w $\text{InN}_x\text{Sb}_{1-x}$ pary azotowe N-N nie wpływają znacząco na strukturę energetyczną pasma przewodnictwa. Oszacowano, że siła sprzężenia elementów macierzy BAC wynosi 180 meV, przy zastosowaniu poziomu azotu przy 0.75 eV powyżej wartości maksimum pasma walencyjnego (VBM). Zaproponowany model oraz pomiary w niskich temperaturach zgodziły się z obliczeniami DFT.

Rezultaty przedstawione w pracy **(H3)** pokazują, że związki $\text{InN}_x\text{Sb}_{1-x}$ nadają się do pracy w źródłach i detektorach w oknie transmisji atmosferycznej 8–14 μm , a otrzymane parametry BAC z symulacji są niezbędne do zrozumienia czteroskładnikowych związków opartych na InNSb , takie jak GaInNSb i InNSbBi oraz przyszłego projektowania urządzeń na bazie InNSb .

*Mój wkład w powstanie pracy **(H3)** polegał na przygotowaniu i przeprowadzeniu pomiarów z zakresu optycznej spektroskopii, wykonaniu obliczeń teoretycznych k - p , analizie i interpretacji wyników badań oraz napisaniu manuskryptu. Mój udział procentowy szacuję na 70%.*

3.4 Związki III-V rozrzedzane bizmutem

Związki III-V rozrzedzane bizmutem (III-V-Bi) powstają gdy podczas wzrostu klasycznego binarnego związku III-V intencjonalnie wprowadza się małe ilości atomów bizmutu do sieci krystalicznej. Podczas wzrostu atomy bizmutu wbudowują się w miejsce anionów (grupa V w sieci III-V). Podobnie jak w przypadku III-V-N, w bizmutkach obserwuje się zmniejszanie przerwy energetycznej wraz ze wzrostem koncentracji Bi [20]. Cechą odróżniającą w zasadniczy sposób rozrzedzane półprzewodniki III-V-Bi od III-V-N jest rozmiar atomu bizmutu oraz jego odmienny wpływ na strukturę pasmową. W przypadku materiałów III-V-Bi atomy bizmutu prawdopodobnie powodują istotne zmiany w paśmie walencyjnym poprzez interakcje zlokalizowanych stanów Bi $6p$ z pasmem walencyjnym macierzystego półprzewodnika III-V; jest to tzw. valence band anticrossing (VBAC) effect [21]. Na skutek tego oddziaływania pasmo walencyjne rozszczepia się na podpasma, zwiększa się rozszczepienie spin-orbita oraz następuje redukcja przerwy energetycznej. Pasma walencyjne w związkach III-V są często zdegenerowane, wobec tego oddziaływanie zlokalizowanych stanów bizmutowych z pasmem walencyjnym musi być opisany poprzez

bardziej skomplikowany Hamiltonian (12×12):

$$H_v = \begin{pmatrix} H & \alpha & \beta & 0 & \frac{i\alpha}{\sqrt{2}} & -i\sqrt{2}\beta & V(x) & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \alpha^* & L & 0 & \beta & \frac{iD}{\sqrt{2}} & i\sqrt{\frac{3}{2}}\alpha & 0 & V(x) & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \beta^* & 0 & L & -\alpha & -i\sqrt{\frac{3}{2}}\alpha^* & \frac{iD}{\sqrt{2}} & 0 & 0 & V(x) & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \beta^* & -\alpha^* & H & -i\sqrt{2}\beta^* & \frac{-i\alpha^*}{\sqrt{2}} & 0 & 0 & 0 & V(x) & 0 & 0 \\ \frac{-i\alpha^*}{\sqrt{2}} & \frac{-iD}{\sqrt{2}} & i\sqrt{\frac{3}{2}}\alpha & i\sqrt{2}\beta & S & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & V(x) & 0 \\ i\sqrt{2}\beta^* & -i\sqrt{\frac{3}{2}}\alpha^* & \frac{-iD}{\sqrt{2}} & \frac{-i\alpha}{\sqrt{2}} & 0 & S & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & V(x) \\ V(x) & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & E_{Bi} & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & V(x) & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & E_{Bi} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & V(x) & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & E_{Bi} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & V(x) & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & E_{Bi} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & V(x) & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & E_{Bi-so} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & V(x) & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & E_{Bi-so} \end{pmatrix} \quad (2)$$

gdzie H , L i S to odpowiednio pasmo walencyjne ciężkodziurowe, lekkodziurowe i spin-orbitalne, a E_{Bi} i $V(x)$ to poziom energetyczny zlokalizowanych stanów bizmutowych i siła oddziaływania tego poziomu z pasmem walencyjnym. Redukcja przerwy energetycznej w przypadku związków III-V-Bi została wcześniej zaobserwowana w GaAsBi i w dobry sposób wyjaśniona przy użyciu modelu VBAC [21]. Dodatkowo zaobserwowano, że zależność temperaturowa przerwy energetycznej oraz współczynnika załamania światła związku GaAsBi jest mniejsza niż w przypadku GaAs, co ma ogromne znaczenie w przypadku wytwarzania laserów [22]. Jednocześnie, duże rozszczepienie spin-orbita redukuje rekombinację Augera [23], która jest niepożądana dla wytwarzania laserów o długich falach elektromagnetycznych.

Wyniki badań nad czystymi bizmutkami III-V-Bi zostały przedstawione w czterech kolejnych pracach cyklu (H4)-(H7).

3.4.1 GaSbBi

Pierwsze prace na temat GaSbBi donosiły, że ten materiał charakteryzuje się zmniejszeniem stałej sieciowej w porównaniu do GaSb. Jednakże ówczesnie badane próbki były słabej jakości i zawierały jedynie 0.8% Bi [24, 25]. Dopiero w 2013 roku na Uniwersytecie Warwick w Wielkiej Brytanii wytworzono bardzo wysokiej jakości GaSbBi metodą MBE z koncentracją bizmutu aż do 9.6%. Habilitant badał te próbki a rezultaty tych badań stanowią dwie prace cyklu (H4) i (H5). Oprócz omawianych prac, powstało dodatkowo kilka dodatkowych publikacji na temat GaSbBi, w których habilitant był współautorem i nie wchodzi one w skład cyklu habilitacyjnego ale są równie ważne [26, 27, 28, 29].

W publikacji (H4) przedstawiono warunki wzrostu oraz badano próbki $\text{GaSb}_{1-x}\text{Bi}_x$ o koncentracji bizmutu do $x = 0.05$ (5%). Skład bizmutu podczas wzrostu był kontrolowany temperaturą podłoża. Do określenia jakości epitaksjalnej oraz grubości badanych warstw wykonano pomiary za pomocą wysoko rozdzielczej dyfrakcji rentgenowskiej (XRD). Występujące oscylacje Pendellösunga na dyfraktogramie oznaczały bardzo wysoką jakość epiwarstwy. Sygnał pochodzący z epiwarstwy znajdował się przy mniejszym kącie Bragga, niż sygnał pochodzący od podłoża GaSb. Takie wzajemne rozmieszczenie pików wskazuje na wzrost stałej sieciowej epiwarstwy w porównaniu do podłoża. Wynik ten jest odmienny od wcześniej raportowanych obserwacji na gorszej jakości próbkach [25]. Koncentrację Bi w epiwarstwach określono za pomocą pomiarów wstecznego rozpraszania Rutherforda (RBS). Dodatkowo pomiary te pokazały, że atomy Bi zajmują miejsc anionowe w epiwarstwie, dowodząc, że w trakcie wzrostu $\text{GaSb}_{1-x}\text{Bi}_x$ atomy bizmutu wbudowują się miejsca antymonu.

Właściwości optyczne $\text{GaSb}_{1-x}\text{Bi}_x$ badano przy użyciu spektroskopii absorpcyjnej. Zaobserwowane, że krawędź absorpcji przesuwana się w kierunku niższych energii wraz ze wzrostem koncentracji Bi w epiwarstwie, sugerując tym samym zamykanie się przerwy energetycznej od 0.72 eV dla $x = 0.007$ do 0.54 eV dla $x = 0.05$. Redukcja przerwy energetycznej została dobrze odtworzona w ramach modelu niekrzyżujących się pasm walencyjnych VBAC, w którym użyto Hamiltonian 12×12 , przedstawionym powyżej. Wyniki obliczeń dały bardzo dobrą zgodność z eksperymentem i pozwoliły na określenie parametrów VBAC. Wyznaczona redukcja przerwy energetycznej odpowiada $36 \text{ meV}/\% \text{ Bi}$. Wartość ta jest znacznie mniejsza niż wartość $84 \text{ meV}/\% \text{ Bi}$ występująca w GaAsBi. Jednakże redukcja przerwy energetycznej przypadająca na zmianę stałej sieciowej o 0.01 \AA wynosi aż 210 meV ; dużo więcej niż w rozcieńczanych azotkach jak GaNSb (105 meV) [(H1)], GaNAs (157 meV) [30, 31], czy bizmutkach GaASBi (125 meV) [32], sugerując tym, że GaSbBi jest jednym z najbardziej niedopasowanych stopów rodziny HMA.

Mój wkład w powstanie pracy (H4) polegał na przeprowadzeniu pomiarów z zakresu optycznej spektroskopii, wykonaniu obliczeń teoretycznych, analizie i interpretacji wyników badań oraz napisaniu części manuskryptu odpowiadającej za część optyczną i obliczeniową. Mój udział procentowy szacuję na 40%.

W artykule (H5) zaprezentowano sposób kontroli zawartości Bi w stopach GaSbBi, poprzez zmianę tempa wzrostu przy ustalonej temperaturze podłoża, umożliwiając tworzenie epiwarstw z zawartością Bi do 9.6%, w odróżnieniu do wzrostu epiwarstw GaSbBi omawianych w (H4). Wysoko rozdzielcza dyfrakcja XRD oraz pomiary RBS pozwoliły na określenie jakości epiwarstwy, wyznaczenie składu badanego materiału oraz jego stałej sieciowej. Podobnie jak w (H4) obecność oscylacji Pendellösunga wskazuje na wysoką jakość epiwarstwy, a rozmieszczenie pików braggowskich przy refleksie 004 wskazuje na wzrost stałej sieciowej epiwarstwy w porównaniu do stałej sieciowej podłoża GaSb.

Badania optyczne, metodą absorpcji pozwoliły na zbadanie struktury pasmowej i przerwy energetycznej. Podobnie jak w (H4) krawędź absorpcji przesuwana się w kierunku niższych energii wraz ze wzrostem koncentracji bizmutu. Ponieważ widmo absorpcji dla próbki z zawartością bizmutu $x = 0.096$ było szerokie, dla dokładnego określenia przerwy energetycznej wykonano pomiary fotoluminescencji (PL) w temperaturze 15 K. Pik PL znajdujący się przy 0.79 eV powiązany z rekombinacją związanego ekscytonu w warstwie buforowej GaSb i podłoża. Natomiast pik przy 0.49 eV przypisano epiwarstwie $\text{GaSb}_{0.904}\text{Bi}_{0.096}$. Redukcja przerwy energetycznej została ponownie odtworzona w ramach modelu niekrzyżujących się pasm walencyjnych VBAC, w którym użyto Hamiltonian 12×12 . Jednak tym razem obliczenia zostały rozszerzone do koncentracji Bi 9.6%. Wyniki obliczeń dały bardzo dobre odwzorowanie eksperymentu i pozwoliły na dokładniejsze określenie parametrów VBAC ze względu na wysoką koncentrację bizmutu, bliską $\sim 10\%$.

Mój wkład w powstanie pracy (H5) polegał na przeprowadzeniu pomiarów z zakresu optycznej spektroskopii, wykonaniu obliczeń teoretycznych k-p, analizie i interpretacji wyników badań oraz napisania części manuskryptu. Mój udział procentowy szacuję na 45%.

W artykule (H6) zaprezentowano sposób kontroli zawartości Bi w stopach GaSbBi, poprzez zmianę tempa implantacji Bi przy ustalonej szybkości wzrostu i stałej temperaturze podłoża 225°C , umożliwiając tworzenie epiwarstw z zawartością Bi do 4.5%, oraz określenie zmiany przerwy energetycznej. Obliczenia przeprowadzono przy założeniu, że krawędź pasma walencyjnego (VBM) porusza się w kierunku wyższych energii zgodnie z modelem VBAC a minimum pasma przewodnictwa (CBM) przesuwana

się w kierunku niższych energii zgodnie z przybliżeniem wirtualnego kryształu (VCA). Zgodnie z modelem VBAC, VBM przesuwa się w górę o 10 meV/%Bi, podczas gdy CBM przesuwa się w dół o 26.0 meV/%Bi. Dokładnej wartości zawartości Bi w epiwarstwach GaSbBi nie można wyznaczyć stosując prawo Vegarda gdyż eksperymentalnie wyznaczona stała sieciowa materiału GaBi jest nieznaną. Zatem do wyznaczenia zawartości Bi użyto pomiarów RBS. Zawartość Bi wzrasta liniowo wraz ze strumieniem Bi podczas wzrostu przy ustalonej temperaturze wzrostu i tempie narastania warstw. Pomiarów RBS pokazują, że wszystkie wytworzone próbki mają wysoką jakość krystaliczną a ponad 97% implantowanych atomów Bi zajmuje miejsce antymonu w sieci krystalicznej.

Właściwości optyczne epiwarstw GaSbBi w funkcji zawartości Bi badano za pomocą pomiarów transmisji. Współczynnik absorpcji α , został obliczony z danych transmisji. Dane transmisji z każdej próbki zostały podzielone przez transmisję z podłoża GaSb, tak aby pozostały sygnał odpowiadał transmisji przez warstwy GaSbBi o grubości ~ 410 nm. Energia krawędzi absorpcji przesuwa się ku czerwieni wraz ze wzrostem zawartości Bi. Krawędź absorpcji maleje do 585 ± 20 meV, gdy zawartość Bi wzrasta do $x=4.5\%$. Obserwowana eksperymentalnie redukcja przerwy energetycznej jest dobrze odwzorowywana przez model $12 \times 12 \mathbf{k} \cdot \mathbf{p}$ i wynosi ~ 35 meV/%Bi co jest zgodne z wcześniejszymi raportami dotyczącymi próbek zależnych od temperatury wzrostu i szybkości wzrostu przedstawionymi w (H4) i (H5).

Mój wkład w powstanie pracy (H6) polegał na przeprowadzeniu pomiarów z zakresu optycznej spektroskopii, wykonaniu obliczeń teoretycznych $k \cdot p$, analizie i interpretacji wyników badań oraz napisania części manuskryptu. Mój udział procentowy szacuję na 40%.

3.4.2 InSbBi

Kolejny artykuł (H7) z cyklu stanowi o redukcji przerwy energetycznej w InSbBi. Epitaksjalne warstwy były wytworzone metodą epitaksji z wiązek molekularnych (MBE) na Uniwersytecie Warwick w Wielkiej Brytanii. Próbki były wzrastane w reżimie stałej szybkości wzrostu a koncentracja bizmutu była regulowana temperaturą podłoża w trakcie wzrostu. Próbki jakościowo były gorsze od GaSbBi, gdyż dyfraktogram XRD nie posiada charakterystycznych oscylacji Pendellösunga ale piki pochodzące od podłoża (InSb) oraz epiwarstw (InSb) są wyraźnie widoczne. Rozmieszczenie pików na dyfraktogramie sugeruje wzrost stałej sieciowej epiwarstwy w stosunku do stałej sieciowej podłoża wraz z koncentracją bizmutu. Pik epiwarstwy przesuwał się w stronę niższych kątów Bragga wraz ze zmniejszaniem się temperatury podłoża podczas wzrostu a tym samym ze wzrostem koncentracji bizmutu. Koncentracja bizmutu w epiwarstwie została wyznaczona metodą RBS.

Optyczne pomiary metodą absorpcji pozwoliły na zbadanie przerwy energetycznej. Podobnie jak w przypadku GaSbBi, tu również krawędź absorpcji przesuwała się w kierunku niższych energii wraz ze wzrostem koncentracji Bi. Według modelu niekrzyżujących się pasm, energetyczny poziom stanów bizmutowych jest ulokowany w pobliżu pasma walencyjnego. Oddziaływanie poziomu bizmutowego z pasmem walencyjnym powoduje rozszczepienie pasma walencyjnego na podpasma. Korzystając z Hamiltonianu 12×12 modelu VBAC określono zmianę przerwy energetycznej w funkcji składu bizmutu. Wyniki z teoretycznych obliczeń dobrze odwzorowują wartości wyznaczone eksperymentalnie. Pomiarów absorpcji i obliczenia teoretyczne pozwoliły na określenie szybkości zamykania się przerwy energetycznej spowodowanej obecnością bizmutu. Wynosi ona ~ 35 meV/%Bi. Ponadto, zostały wyznaczone parametry VBAC, które mogą być użyteczne do modelowania materiałów 4-składnikowych typu InSbBiN.

Wyniki przedstawiane w tej pracy pokazują, że związki InSbBi nadają się na źródła i detektory pracujące w oknie transmisji atmosferycznej 8–14 μm . Jednak, konieczne są dalsze prace aby opracować lepsze parametry wzrostu i uzyskać lepsze jakościowo epiwarstwy InSbBi.

Mój wkład w powstanie pracy (H7) polegał na przygotowaniu i przeprowadzeniu pomiarów z zakresu optycznej spektroskopii, wykonaniu obliczeń teoretycznych $k\cdot p$, analizie i interpretacji wyników badań oraz napisaniu części manuskryptu. Mój udział procentowy szacuję na 35%.

3.5 Czteroskładnikowe związki III-V rozrzedzane bizmutem oraz/lub azotem

3.5.1 GaAsNBi

Następna praca (H8) z cyklu dotyczy temperaturowej zależności przerwy energetycznej czteroskładnikowego związku $\text{GaAs}_{1-x-y}\text{N}_x\text{Bi}_y$. Pierwszym autorem niniejszej pracy został student fizyki Politechniki Wrocławskiej, który wykonywał prace eksperymentalne w ramach swojej pracy inżynierskiej a jego promotorem był habilitant. Wcześniejsze badania strukturalne nad $\text{GaAs}_{1-x-y}\text{N}_x\text{Bi}_y$ pozwoliły określić stopień sieciowego dopasowania epiwarstwy do podłoża GaAs. Ponadto, używając kombinacji spektroskopii fotoodbicia i fotoluminescencji, określono mapę zależności składu i niedopasowania sieciowego od przerwy energetycznej, wraz z wyznaczeniem poziomu energetycznego stanów związanych z Bi przy około 0.18 eV powyżej maksimum pasma walencyjnego [33].

Zależność temperaturowa przerwy energetycznej $\text{GaAs}_{1-x-y}\text{N}_x\text{Bi}_y$ ($x \leq 0.023$ i $y \leq 0.056$) zbadano za pomocą spektroskopii fotoodbiciowej w zakresie temperatur od 20K do 300K. Dla każdej próbki zaobserwowano jedno przejście optyczne związane z energią przerwy energetycznej, które przesuwa się w kierunku niższych energii wraz ze wzrostem zawartości azotu i bizmutu przy danej temperaturze. Otrzymane zależności temperaturowe przerwy energetycznej dopasowano zależnościami Varshniego i Bosego-Einsteina oraz porównano z przewidywaniami modelu niekrzyżujących się pasm BAC. Dla próbki bez wbudowanego azotu oszacowano, że redukcja pasma wzbronionego w zakresie temperatur 20–300 K wynosi ~ 60 meV. Próbkę zawierającą azot i bizmut wykazują redukcję przerwy energetycznej o 80–100 meV, co jest zbliżone do przesunięcia energii obserwowanego w GaAs. Zależność przerwy energetycznej od temperatury została obliczona w ramach rozszerzonego modelu BAC, w którym pasmo przewodnictwa GaAs oddziałuje zlokalizowanymi stanami związanymi z atomami N, natomiast pasmo walencyjne oddziałuje ze stanami związanymi z atomami Bi.

Mój wkład w powstanie pracy (H8) polegał na zaproponowaniu koncepcji badań przygotowaniu i przeprowadzeniu pomiarów z zakresu optycznej spektroskopii, wykonaniu obliczeń teoretycznych $k\cdot p$, analizie i interpretacji wyników badań oraz napisaniu manuskryptu. Mój udział procentowy szacuję na 55%.

3.5.2 InNAsSb

W kolejnej pracy z cyklu (H9) przedstawiono szczegółowe badania wpływu azotu i antymonu na jakość optyczną związków InNAs(Sb). Badania przeprowadzono przy użyciu spektroskopii fotoluminescencji, fotoodbicia i anihilacji pozytonów, aby odkryć rolę antymonu i azotu w poprawie/degradacji właściwości optycznych stopów InNAs(Sb). Serię warstw InNAs(Sb) o grubości 1 μm z różnymi stężeniami azotu i antymonu wzrastano metodą epitaksji z wiązki molekularnej. Wyniki badań przedstawionych w

tej pracy pokazują, że atomy Sb służą jako środek powierzchniowo czynny, który skutecznie poprawia jakość optyczną związków InNAsSb. Dodanie antymonu redukuje poszerzenie emisji PL i rezonansów PR co jest związane z poprawą jednorodności związku InNAsSb. Ponadto pomiary anihilacji pozytonów pokazują, że antymon silnie wpływa na powstawanie wakansów/stanów defektowych. Jednocześnie wpływ azotu jest niejednoznaczny. Z jednej strony pomiary PR i anihilacji pozytonów wskazują, że azot degradowa optycznie i strukturalnie jakość związków. Jednak z drugiej strony pomiary PL pokazują, że dla pewnej zawartości azotu emisja PL jest wzmocniona i posiada mniejsze poszerzenie. Zmiany jakości optycznej można wytłumaczyć modyfikacją struktury pasma po wprowadzeniu azotu. Zgodnie z modelem band anticrossing, wbudowanie azotu powoduje rozszczepienie pasma przewodnictwa na dwa podpasma. Wraz ze wzrostem zawartości azotu krawędź najniższego podpasma przesuwa się poniżej poziomu natywnych defektów powodując powstanie części stanów defektowych nieaktywnych w PL. Jednocześnie pomiary anihilacją pozytonów pokazują, że koncentracja defektów systematycznie wzrasta wraz ze wzrostem zwiększenie stężenia azotu. Stąd włączenie azotu powoduje dwa efekty: (i) dezaktywuje bliskie stany defektów do pasma przewodnictwa z powodu przesunięcia w dół krawędzi pasma przewodnictwa oraz (ii) zwiększa stężenie wakansji. Wzajemne oddziaływanie tych dwóch zjawisk potrafi wyjaśnić niemonotoniczną zależność intensywności i szerokości połówkowej (FWHM) pików PL w funkcji stężenia azotu w próbkach InNAsSb. Przy umiarkowanej zawartości azotu następuje poprawa jakości optycznej poprzez dezaktywację defektów bliskich pasmu przewodnictwa. Jednak degradacja jakości optycznej może być obserwowane ponownie, gdy stężenie azotu jest wystarczająco duże.

Mój wkład w powstanie pracy (H9) polegał na przeprowadzeniu pomiarów fotoodbicia, wykonaniu obliczeń teoretycznych k-p, udziału w analizie i interpretacji wyników badań oraz napisaniu części manuskryptu. Mój udział procentowy szacuję na 30%.

3.5.3 GaInSbBi

Spośród związków wzrastanych na podłożu GaSb, rozcieńczane związki GaSbBi były stosunkowo intensywnie badane w ostatnich latach, między innymi przez habilitanta w (H3), (H4) oraz [24, 25, 28, 27, 34, 35]. Jednak w literaturze można znaleźć tylko sporadyczne doniesienia o czteroskładnikowym materiale GaInSbBi [36, 37, 38]. Ponieważ przesunięcie pasma walencyjnego InSb względem GaSb jest pomijalne [39], pierwiastki In i Bi zmniejszają przerwę energetyczną GaSb; wprowadzenie In do GaSb powoduje przesunięcie minimum pasma przewodnictwa w kierunku mniejszych energii przez co zwiększa się uwięzienie elektronów, gdy materiał ten jest używany jako studnia kwantowa. Natomiast Bi przesuwa VBM w kierunku wyższych energii [(H3),[27]], wzmacniając uwięzienie dziur w przypadku studni kwantowych. Oprócz redukcji przerwy energetycznej, rozcieńczone ilości In i Bi w GaSb zwiększają stałą sieciową, ponieważ InSb i GaBi mają większą stałą sieciową niż GaSb. W tym kontekście czteroskładnikowe stopy GaInSbBi oferują elastyczność w dostrajaniu przerwy energetycznej w zakresie średniej podczerwieni. W szczególności rozcieńczone bizmutki na bazie GaSb mogą oferować sposoby przewyższenia ograniczeń związków GaInAsSb w celu uzyskania diod laserowych o dużej mocy wyjściowej fali ciągłej przy długościach fal powyżej 2.7 μm w temperaturze pokojowej, poprzez poprawę kwantowego potencjału uwięzienia zarówno dla elektronów, jak i dziur [40, 41, 42].

Badania nad zależnością temperaturową przerwy energetycznej GaInSbBi zostały opisane w pracy [38], która nie została włączona do niniejszego cyklu. Epiwarstwy charakteryzowały się dużą intensywnością fotoluminescencji, dlatego w pracy (H10) zaprezentowano wpływ atomów In i Bi na wzmocnienie fotoluminescencji w tym materiale. Pomiary były przeprowadzone na epiwarstwach o zbliżonej

zawartości Bi, jednak o różnym składzie In od 0 do 5.5%. Emisja PL związana z epiwarstwą składa się z dwóch pików: pik niskoenergetycznego (LE) i pik wysokoenergetycznego (HE). Pik LE obserwuje się w niskich temperaturach poniżej 90 K w przypadku GaInSbBi i poniżej 150 K w przypadku GaSbBi. Położenie widmowe pików LE wskazuje, że jest to emisja defektowa, która często jest obserwowana w związkach mocno niedopasowanych z wąską przerwą energetyczną [28, 43]. Drugim pikiem PL obserwowanym w badanych próbkach jest pik HE. W temperaturze 15 K ten pik przypisuje się zlokalizowanemu ekscytonowi, jednak w temperaturach powyżej 100 K pik HE ma raczej charakter rekombinacji międzypasmowej, tj. rekombinacji między stanami zdelokalizowanymi. Charakter pików HE określono poprzez porównanie położenia pików PL na skali energetycznej z przerwą energetyczną wyznaczoną na podstawie pomiarów fotoodbicia (PR) w poprzednich badaniach nad tymi epiwarstwami GaInSbBi [38].

W celu określenia charakteru emisji PL wykonano pomiary PL przy różnych mocach pobudzenia emisji i przy różnych temperaturach podczas pomiarów. Przy 15 K pozycja pików LE przesuwają się w kierunku niższych energii wraz ze spadkiem mocy pobudzenia, co wskazuje na zlokalizowany charakter tego pików. W temperaturach wyższych niż 100 K pik LE zanikał; widoczny był tylko pik HE, a brak przesunięcia widmowego tego pików przy zmianie mocy pobudzenia potwierdza związany z przerwą energetyczną charakter tej emisji.

W niskich temperaturach pomiary PL w funkcji mocy pobudzenia sugerują rekombinację typu donor-akceptor. Ekscytony są zwykle zlokalizowane i nie mogą dotrzeć do nieradiacyjnych centrów rekombinacji. W tym przypadku wolne ekscytony mogą być skutecznie wychwytywane przez lokalne potencjały związane z lokalnymi fluktuacjami składu Bi i In. Wraz ze wzrostem temperatury do temperatury pokojowej charakter PL zmienia się zasadniczo. W tych temperaturach ekscytony stają się wolne w wyniku aktywacji termicznej i współistnieją z wolnymi nośnikami. Mają one szansę dotrzeć do nieradiacyjnych centrów rekombinacji. W konsekwencji rekombinacja nieradiacyjna dominuje i zmniejsza liczbę ekscytonów, które mogłyby zrekombinować radiacyjnie. W rezultacie intensywność PL staje się słabsza przy tym samym poziomie pobudzenia. Choć obserwacja dość silnego sygnału PL aż do temperatury pokojowej oznacza, że koncentracja defektów natywnych, które stanowią centra emisji nieradiacyjnej, jest dla tych związków stosunkowo niska, sugerując wysoką jakość materiału badawczego.

Aby wyjaśnić naturę emisji pików LE, struktura pasm elektronowych została obliczona w ramach 14-pasmowego modelu k - p [41] uwzględniając model BAC. Obliczenia pokazały, że wbudowanie atomów Bi do macierzy Ga(In)Sb prowadzi do wyrównania przerwy energetycznej typu I między GaSb i Ga(In)SbBi, co jest bardzo ważne dla zastosowań tego stopu w studniach kwantowych na bazie GaSb dedykowanych do emiterów światła. Zaobserwowano, że przerwa energetyczna obliczona dla trzech stopów jest bardzo zgodna z pozycją widmową pików HE w widmach PL, podczas gdy pozycję widmową pików LE można wytłumaczyć rekombinacją radiacyjną między pasmem przewodnictwa a poziomem akceptora, co obserwuje się przy bardzo podobnej energii.

Zaprezentowane badania w **(H10)** pokazują, że GaInSbBi jest bardzo obiecujący do zastosowań w emiterach światła w podczerwieni, gdyż obecność In zwiększa intensywność PL.

*Mój wkład w powstanie pracy **(H10)** polegał na zaproponowaniu koncepcji badań, przygotowaniu i przeprowadzeniu pomiarów z zakresu optycznej spektroskopii, wykonaniu obliczeń teoretycznych k - p , analizie i interpretacji wyników badań oraz napisaniu manuskryptu. Mój udział procentowy szacuję na 75%.*

3.6 Struktury kwantowe z grupy III-V rozrzedzane bizmutem

W ostatnich dziesięcioleciach wiele wysiłku poświęcono realizacji niechłodzonych diod laserowych $1.3 \mu\text{m}$ na podłożach GaAs przy użyciu studni kwantowych (QW) GaInNAs lub kropek kwantowych InAs jako ośrodka wzmacniającego. Laser oparty na silnie naprężonej studni kwantowej jest ograniczony przez jej grubość krytyczną i może osiągnąć długość fali tylko do $1.24 \mu\text{m}$ w temperaturze pokojowej. Włączenie Bi do QW III-V może potencjalnie osiągnąć emisję światła $1.3 \mu\text{m}$ a efekt surfaktantu związany z użyciem Bi podczas wzrostu nanostruktur III-V może pomóc w tłumieniu defektów rekombinacji niepromienistej.

3.6.1 Studnie kwantowe GaAsBi

W kolejnej pracy (**H11**) cyklu omówiono optyczne właściwości studni kwantowych GaAsBi/GaAs. Zależne od temperatury właściwości optyczne studni kwantowych $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x/\text{GaAs}$ badano za pomocą spektroskopii fotoodbicia i fotoluminescencji. Wraz ze wzrostem koncentracji Bi przejście 11H przesuwa się w kierunku niższych energii z powodu związanej z Bi redukcji przerwy energetycznej w $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$. Dodatkowo rezonanse fotoodbicia związane z przejściami stanu wzbudzonego (22H) są wyraźnie obserwowane dla studni kwantowych $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ o najwyższych zawartościach Bi. Zmierzone przejścia optyczne odpowiadają możliwym przejściom optycznym obliczonych teoretycznie metodą $k\cdot p$. Przesunięcie w kierunku niższych energii przejście 11H indukowane temperaturą w zakresie $15 - 290 \text{ K}$ wynosi $\sim 60 \text{ meV}$ i jest to wartość typowe dla studni kwantowych typu I opartych na GaAs typu gdy $\text{Bi} > 1.5\%$.

Pomiary fotoluminescencji w funkcji temperatury pokazują, że ewolucja temperaturowa położenia piku PL przypomina kształt litery S i tym samym wskazuje na silny efekt lokalizacji poniżej 150 K dla wszystkich mierzonych próbek, podczas gdy emisja PL powyżej 150 K jest związana ze stanami zdelokalizowanymi. Natomiast brak przesunięcia piku PL wraz ze wzrostem mocy pobudzania w wyższych temperaturach oraz zbadanie dynamiki nośników za pomocą czasowo-rozdzielczej spektroskopii PL również sugerują, że studnie kwantowe $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x/\text{GaAs}$ są typu I.

*Mój wkład w powstanie pracy (**H11**) polegał na przygotowaniu i przeprowadzeniu pomiarów z zakresu optycznej spektroskopii, wykonaniu obliczeń teoretycznych $k\cdot p$, analizie i interpretacji wyników badań oraz napisaniu manuskryptu. Mój udział procentowy szacuję na 40%.*

3.6.2 Studnie kwantowe GaSbBi

W pracy (**H12**) właściwości optyczne i dynamikę nośników w studniach kwantowych GaSbBi/GaSb o różnych szerokościach 6.6 nm , 10.4 nm i 14.4 nm z zawartością bizmutu $\sim 10\% - 11\%$. Studnie badano za pomocą fotoluminescencji, czasowo rozdzielczej fotoluminescencji i zmiany odbicia. Zademonstrowane w pracy (**H12**) wyniki sugerują, że emisja niskotemperaturowa jest silnie związana z rozpadem populacji ekscytonów, które podlegały raczej słabej lokalizacji na fluktuacjach potencjału studni kwantowej, a nie jak w typowych wysoce niedopasowanych stopach, silnej lokalizacji na defektach. To stwierdzenie jest poparte prawie liniowym wzrostem intensywności PL wraz z mocą pobudzania, brakiem kształtu litery S ewolucji temperaturowej położenia maksimum piku PL oraz brakiem silnej dyspersji czasu życia dla ekscytonów. Niskotemperaturowy czas relaksacji nośników wewnątrzprzasmowych mieścił się w zakresie $14 - 19 \text{ ps}$, prawie niezależnie od szerokości studni kwantowej. Natomiast czas życia ekscytonu wykazywał silną zależność od szerokości studni kwantowej, tzn. czas relaksacji malał od $\sim 265 \text{ ps}$

przez ~ 206 ps, do ~ 147 ps wraz ze wzrostem szerokości QW od 6.6 nm do 14.4 nm. Rezultaty tej pracy pokazały, że w przeciwieństwie do innych rozcieńczanych bizmutków, studnie kwantowe GaSbBi zachowuje się jak regularny stop, a nie jak wysoce niedopasowany materiał.

Mój wkład w powstanie pracy (H12) polegał na przygotowaniu i przeprowadzeniu pomiarów fotoluminescencji, analizie i interpretacji wyników badań oraz napisaniu części manuskryptu. Mój udział procentowy szacuję na 35%.

3.7 Temperaturowa zależność przerwy energetycznej w bizmutkach

Ostatnią pozycją cyklu stanowi artykuł (H13). W tym artykule habilitant dokonuje przeglądu dostępnych informacji na temat temperaturowej ewolucji przerwy energetycznej dla różnych półprzewodników III-V rozcieńczonych bizmutem. W latach 90-tych Oe i Okamoto zasugerowali, że rozcieńczone bizmuty III-V mają przerwę energetyczną niewrażliwą na temperaturę, co jest bardzo ważne dla laserów półprzewodnikowych, których długość fali pozostaje prawie stała przy zmianach temperatury otoczenia [44]. Jednak w tamtym czasie ich przewidywania opierały się jedynie na wynikach fotoluminescencji, które nie zawsze odzwierciedlają wartości przerwy energetycznej, co sugeruje, że przerwa energetyczna w materiałach III-V-Bi jest mniej wrażliwa na temperaturę niż w przypadku dobrze znanych binarnych materiałów półprzewodnikowych III-V. Dziś wiemy, że zależność temperaturowa zmiana przerwy energetycznej bizmutków III-V jest zwykle taka sama jak w ich materiałach macierzystych. Współczynniki temperaturowe Varshniego, które reprezentują stopień zależności temperaturowej przerwy energetycznej dla różnych bizmutków III-V zebrano w tabeli 1.

Mój wkład w powstanie pracy (H13) polegał na wykonaniu przeglądu dostępnej literatury dotyczącej materiałów III-V-Bi, zebraniu niezbędnych informacji do analizy i napisaniu manuskryptu. Mój udział procentowy szacuję na 95%.

Tabela 1: Temperaturowe współczynniki Varshniego dla różnych bizmutków z grupy III-V. PR - fotoodbicie, PL - fotoluminescencja, TR - transmisja, PTR - modulowana transmisja

Material	koncentracja Bi%	α (Varshni) [meV K ⁻¹]	$E_0(0K)$ [eV]	Metoda
GaAsBi (bulk)	0	0.54[39]	1.159	NA
		0.31[22]	1.51	PR
	0.5	0.19[22]	1.39	PR
		0.60[45]	1.398	PR
	1.3	0.18[22]	1.35	PR
		0.60[45]	1.353	PR
	2.6	0.13[22]	1.31	PR
		0.60[45]	1.309	PR
	3.0	0.44[46]	1.28	PR
0.61[47]		1.29	PTR	
GaSbBi (bulk)	0	0.37[26]	0.813	PR
	0.7	0.39[26]	0.785	PR
	2.1	0.37[26]	0.740	PR
	4.2	0.32[26]	0.685	PR
InSbBi (bulk)	0	0.32[48]	0.235	TR
	4	0.31[48]	0.171	TR
	5	0.32[48]	0.157	TR
InAsBi (bulk)	0	0.23[49]	0.42	TR
	1.8	0.29[49]	0.348	TR
	2.2	0.27[49]	0.32	TR
	3.2	0.23[49]	0.287	TR
	3.7	0.22[49]	0.264	TR
In _{0.53} Ga _{0.47} AsBi (bulk)	1.2	0.42[50]	0.757	PR
	2.1	0.41[50]	0.729	PR
	2.4	0.41[50]	0.683	PR
	3.0	0.31[50]	0.663	PR
	4.4	0.33[50]	0.585	PR
GaInSbBi (bulk)	1.3	0.37[38]	0.721	PR
	1.8	0.42[38]	0.729	PR
	2.5	0.38[38]	0.737	PR
GaAlSbBi (bulk)	1.4	0.42[38]	0.872	PR
	2.0	0.41[38]	0.722	PR
GaAsBi/GaAs (QWs)	2.1	0.91[51]	1.40	PR
	3.6	0.74[51]	1.31	PR
	5.0	0.52[51]	1.28	PR
	5.6	0.36[51]	1.20	PR
	35.9	0.52[51]	1.16	PR

3.8 Podsumowanie

Przeprowadzony cykl badań pomaga zrozumieć podstawowe właściwości optyczne i elektroniczne różnego rodzaju struktur półprzewodnikowych (tj. epiwarstwy, studnie kwantowe, również nanodruły) z grupy III-V, które były rozrzedzane bizmutem oraz/lub azotem. Zrozumienie tych właściwości było i jest bardzo ważne pod kątem zastosowań tych związków w potencjalnej produkcji urządzeń optoelektronicznych dla średniej podczerwieni, takich jak źródła i emitery światła, detektory promieniowania podczerwonego, oraz diody laserowe. Dlatego szczególny nacisk został położony na przeprowadzenie tych badań pod kątem takich zastosowań - poprzez badanie emisji i absorpcji światła w badanych materiałach. Jest to bardzo istotny aspekt w fizyce półprzewodników, ponieważ większość tzw. podstawowych badań jest stymulowana przez przyszłe zastosowania tych wyników w przemyśle półprzewodników. Ponadto, wyniki badań uzupełniają luki w literaturze, dotyczące zjawisk występujących w badanych strukturach

Moje osiągnięcia naukowe wybrane do uzyskania habilitacji w dziedzinie fizyki można podsumować w następujących punktach:

1. Zbadano i wyjaśniono redukcję przerwy energetycznej w trójskładnikowych półprzewodnikach III-V rozrzedzanych azotem. Najistotniejszy jest aspekt rozwoju modelu 2-BAC do 3-BAC poprzez wprowadzenie poziomego energetycznego pochodzącego od tzw. par azotowych [(H1)–(H3)].
2. Zbadanie wpływu par azotowych na nieczułość temperaturową przerwy energetycznej w półprzewodnikach GaNSb rozrzedzanych azotem [(H2)].
3. Zbadano i wyjaśniono redukcję przerwy energetycznej w trójskładnikowych półprzewodnikach III-V rozrzedzanych bizmutem. Szczególnie istotny jest rozwój modelu VBAC oraz wyznaczenia parametrów materiałowych dla obliczeń struktury pasmowej [(H4)–(H7)].
4. Zaproponowanie rozszerzonego modelu BAC do pasma walencyjnego i przewodnictwa dla czteroskładnikowych półprzewodników rozrzedzanych bizmutem i azotem, który umożliwił analizę temperaturowej zależności przerwy energetycznej GaAsNBi [(H8)].
5. Zbadanie wpływu obecności indu na właściwości optyczne związków półprzewodnikowych GaInSbBi [(H10)].
6. Zbadanie wpływu obecności azotu i antymonu na właściwości optyczne związków półprzewodnikowych InNAsSb [(H9)].
7. Zbadanie dynamiki nośników w wybranych studniach kwantowych III-V-Bi [(H11)–(H12)].

3.9 Adnotacja dotycząca materiału badawczego

Próbki, które zostały wykorzystane do badań w pracach (H1)–(H7) oraz (H10), zostały wytworzone na Uniwersytecie Warwick w Wielkiej Brytanii przez dr. Marka Ashwina epitaksjalną metodą z wiązek molekularnych (MBE). Próbki, które zostały wykorzystane do badań w pracy (H8), zostały wytworzone na Uniwersytecie Michigan w USA, w grupie prof. Rachel Goldman metodą MBE. Próbki, które zostały wykorzystane do badań w pracy (H9), zostały wytworzone na Uniwersytecie w Lancaster, przez prof. Qiangong Zhuang metodą MBE. Studnie kwantowe omawiane w (H11) były wzrastane metodą MBE na Uniwersytecie w Sheffield, natomiast studnie kwantowe omawiane w (H12) były wzrastane metodą MBE na Uniwersytecie w Montpellier.

Bibliografia

- [1] L. W. Sung and H. H. Lin, *Applied Physics Letters* **83**, 1107 (2003).
- [2] W. C. Chen et al., *IEEE Photonics Technology Letters* **20**, 264 (2008).
- [3] Y. Q. Wei, M. Sadeghi, S. M. Wang, P. Modh, and A. Larsson, *Electronics Letters* **41**, 1328 (2005).
- [4] H. Zhao, G. Adolfsson, S. M. Wang, M. Sadeghi, and A. Larsson, *Electronics Letters* **44**, 416 (2008).
- [5] A. J. Ptak, D. A. Beaton, and A. Mascarenhas, *Journal of Crystal Growth* **351**, 122 (2012).
- [6] H. Ben Naceur et al., *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures* **43**, 106 (2010).
- [7] P. W. Anderson, *Physical Review* **124**, 41 (1961).
- [8] J. Wu, W. Shan, and W. Walukiewicz, *Semiconductor Science and Technology* **17**, 860 (2002).
- [9] P. H. Jefferson et al., *Applied Physics Letters* **89**, 111921 (2006).
- [10] Y. P. Varshni, *Physica* **34**, 149 (1967).
- [11] S. Logothetidis, L. Via, and M. Cardona, *Physical Review B* **31**, 947 (1985).
- [12] P. Lautenschlager, M. Garriga, S. Logothetidis, and M. Cardona, *Physical Review B* **35**, 9174 (1987).
- [13] K. P. O'Donnell and X. Chen, *Applied Physics Letters* **58**, 2924 (1991).
- [14] A. D. Johnson et al., *Symposium OO - Infrared Applications of Semiconductors III (Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 1999)* **607**, 23.
- [15] B. N. Murdin et al., *Applied Physics Letters* **81**, 256 (2002).
- [16] B. N. Murdin et al., *Applied Physics Letters* **78**, 1568 (2001).
- [17] T. Ashley et al., *Solid-State Electronics* **47**, 387 (2003).
- [18] T. D. Veal, I. Mahboob, and C. F. McConville, *Physical Review Letters* **92**, 136801 (2004).
- [19] T. D. Veal, I. Mahboob, C. F. McConville, T. M. Burke, and T. Ashley, *Applied Physics Letters* **83**, 1776 (2003).
- [20] S. Francoeur et al., *Applied Physics Letters* **82**, 3874 (2003).
- [21] K. Alberi et al., *Physical Review B* **75**, 045203 (2007).
- [22] J. Yoshida, T. Kita, O. Wada, and K. Oe, *Japanese Journal of Applied Physics* **42**, 371 (2003).
- [23] K. Alberi et al., *Applied Physics Letters* **91**, 051909 (2007).
- [24] S. K. Das, T. D. Das, S. Dhar, M. de la Mare, and A. Krier, *Infrared Physics & Technology* **55**, 156 (2012).

- [25] Y. Song, S. Wang, I. Saha Roy, P. Shi, and A. Hallen, *Journal of Vacuum Science and Technology B* **30**, 02B114 (2012).
- [26] J. Kopaczek et al., *Applied Physics Letters* **103**, 261907 (2013).
- [27] M. P. Polak et al., *Journal of Physics D: Applied Physics* **47**, 355107 (2014).
- [28] J. Kopaczek et al., *Applied Physics Express* **7**, 111202 (2014).
- [29] M. K. Rajpalke et al., *Journal of Crystal Growth* **425**, 241 (2015).
- [30] M. Weyers, M. S. M. Sato, and H. A. H. Ando, *Japanese Journal of Applied Physics* **31**, L853 (1992).
- [31] K. Uesugi, N. Morooka, and I. Suemune, *Applied Physics Letters* **74**, 1254 (1999).
- [32] S. Tixier et al., *Applied Physics Letters* **82**, 2245 (2003).
- [33] J. Occena et al., *Applied Physics Letters* **115**, 082106 (2019).
- [34] A. Duzik and J. M. Millunchick, *Journal of Crystal Growth* **390**, 5 (2014).
- [35] O. Delorme, L. Cerutti, E. Tournié, and J.-B. Rodriguez, *Journal of Crystal Growth* **477**, 144 (2017), *Proceeding of the 19th International Conference on Molecular Beam Epitaxy*.
- [36] Y. Hayakawa et al., *Journal of Applied Physics* **76**, 858 (1994).
- [37] Q. Du, J. Alperin, and W. I. Wang, *Journal of Crystal Growth* **175-176**, 849 (1997), *Molecular Beam Epitaxy 1996*.
- [38] J. Kopaczek et al., *Applied Physics Letters* **105**, 112102 (2014).
- [39] I. Vurgaftman, J. R. Meyer, and L. R. Ram-Mohan, *Journal of Applied Physics* **89**, 5815 (2001).
- [40] O. Delorme et al., *Applied Physics Letters* **110**, 222106 (2017).
- [41] M. Gladysiewicz, R. Kudrawiec, and M. S. Wartak, *Journal of Applied Physics* **118**, 055702 (2015).
- [42] M. Gladysiewicz, R. Kudrawiec, and M. S. Wartak, *Journal of Applied Physics* **119**, 075701 (2016).
- [43] R. Kudrawiec et al., *Physical Review B* **88**, 125201 (2013).
- [44] K. Oe and H. Okamoto, *Japanese Journal of Applied Physics* **37**, L1283 (1998).
- [45] C.-Z. Zhao, M.-M. Zhu, J. Wang, S.-S. Wang, and K.-Q. Lu, *Superlattices and Microstructures* **117**, 515 (2018).
- [46] A. R. Mohmad et al., *Physica Status Solidi (b)* **251**, 1276 (2014).
- [47] R. Kudrawiec et al., *Journal of Applied Physics* **106**, 023518 (2009).
- [48] J. J. Lee and M. Razeghi, *Optoelectronics Review* **6**, 25 (1998).
- [49] H. Okamoto and K. Oe, *Japanese Journal of Applied Physics* **38**, 1022 (1999).
- [50] R. Kudrawiec et al., *Journal of Applied Physics* **112**, 113508 (2012).
- [51] J. Kopaczek et al., *Semiconductor Science and Technology* **30**, 094005 (2015).

4. Aktywność naukowa realizowana w więcej niż jednej uczelni lub instytucji naukowej, w szczególności zagranicznej

4.1 Długie staże w ośrodkach naukowych

Obecna moja aktywność naukowa związana jest z Politechniką Wrocławską, jednak istotna część prowadzonych przeze mnie badań prowadzona była i jest wspólnie z różnymi ośrodkami zagranicznymi i polskimi.

Pracę naukową rozpocząłem jako student na Wydziale Fizyki i Astronomii Uniwersytetu Wrocławskiego. W 2005 roku, jako magistrant, dołączyłem do grupy Profesora Stefana Mroza w zakładzie Spektroskopii Elektronowej Instytutu Fizyki Doświadczalnej. Pod opieką Prof. Marka Nowickiego moje badania naukowe były skupione na zjawisku wzrostu cienkich warstw ołowiu, złota oraz indu na powierzchniach kryształów metalicznych, takich jak molibden, platyna oraz nikiel. Materiały te badałem przy użyciu spektroskopii elektronów Augera (AES), niskoenergetycznej dyfrakcji elektronów (LEED) oraz przede wszystkim skaningowej mikroskopii tunelowej (STM). W tym samym czasie byłem zaangażowany w projektowanie oraz konstrukcję mikroskopu STM do pomiarów w zmiennej temperaturze (VTSTM). W czerwcu 2007 roku ukończyłem studia magisterskie z oceną bardzo dobrą. Uzyskana wiedza, praktyka w laboratorium badawczym oraz systematyczność w badaniach pozwoliły mi na rozpoczęcie studiów doktoranckich w tej samej grupie badawczej. Badania naukowe podczas studiów doktoranckich na Uniwersytecie Wrocławskim były skupione na studiowaniu struktur oraz dynamiki sieci kryształów metalicznych oraz wybranych adsorbatów przy użyciu techniki I-V LEED oraz modelowania teoretycznego za pomocą pakietów obliczeniowych TensErLEED oraz SATLEED.

Od lutego 2009 roku do marca 2012 roku byłem zatrudniony na Uniwersytecie Warwick na Wydziale Fizyki (Coventry, Wielka Brytania) w grupie Profesora Chrisa McConvilla w ramach europejskiego projektu, pt. *“High quality material and intrinsic properties of InN and indium rich nitride alloys”* - (the RAINBOW ITN, numer grantu: 213238-2). Praca naukowa w projekcie była skupiona na badaniu własności optycznych i elektronicznych cienkich warstw wąsko-przerwowego materiału półprzewodnikowego InN oraz jego stopów, takich jak InGaN oraz InAlN. Przerwy energetyczne tych materiałów pokrywają się w szerokim zakresie spektralnym od podczerwieni aż po głęboki ultrafiolet, zatem ich własności optoelektroniczne mogą być użyte do wyprodukowanie efektywnych paneli słonecznych, diod emitujących światło oraz tranzystory o wysokiej częstotliwości. Znaczna część mojej pracy badawczej dotyczyła ustalenia własności ładunku przestrzennego (space-charge) niepolarnego InN oraz InN domieszkowanego magnezem, w celu zrozumienia i osiągnięcia powtarzalności wytwarzania materiału InN, szczególnie typu p, który jest niezbędny do wytworzenia złącz p-n a tym samym paneli słonecznych. Zarówno czysty jak i domieszkowany InN wykazuje na powierzchni obecność warstwy zakumulowanych elektronów, które skutecznie ekranują własności próbki pod powierzchnią. Jest to zarówno korzystna i niekorzystna cecha. Korzyści wynikają z tego iż warstwa zakumulowanych elektronów mogłaby być użyta do wytwarzania sensorów gazów, natomiast w przypadku wytwarzania złącz p-n jest to cecha niepożądana, gdyż warstwa elektronów również występuje w InN typu p. Moje prace badawcze dotyczyły również pasywacji powierzchni tych materiałów w celu zredukowania ładunku przypowierzchniowego. Charakteryzacja badanych materiałów była przeprowadzana między innymi przy użyciu rentgenowskiej spektroskopii fotoelektronów (XPS), spektrometrii mas, odbicia i absorpcji w podczerwieni, fotolumi-

nescencji, pomiarów efektu Halla oraz elektrochemicznych pomiarów C-V. Podczas pobytu na Uniwersytecie Warwick moja tematyka badań dotyczyła również właściwości optoelektronicznych innych półprzewodników, takich jak InAs, CdO, ZnO oraz ScN.

W wyniku prowadzonych przeze mnie prac badawczych w projekcie RAINBOW powstały poniższe publikacje:

1. **W. M. Linhart**, T. D. Veal, J. Chai, S. M. Durbin and C. F. McConville, "*Sulfur passivation of surface electrons in highly Mg-doped InN*", J. Appl. Phys. **114**, 103702 (2013).
2. **W. M. Linhart**, J. Chai, R. J. H. Morris, M. G. Dowsett, C. F. McConville, S. M. Durbin and T. D. Veal, "*Giant reduction of InN surface electron accumulation: Compensation of surface donors by Mg dopants*", Phys. Rev. Lett. **109**, 247605 (2012).
3. J. Chai, T. H. Myers, Y.-W. Song, R. J. Reeves, **W. M. Linhart**, R. J. H. Morris, T. D. Veal, M. G. Dowsett, C. F. McConville and S. M. Durbin, "*MBE growth and characterization of Mn-doped InN*", J. Vac. Sci. Technol. B **30**, 02B124 (2012).
4. Ö. Tuna, **W. M. Linhart**, E. V. Lutsenko, M. V. Rzheutski, G. P. Yablonskii, T. D. Veal, C. F. McConville, C. Giesen, H. Kalisch, A. Vescan, M. Heuken, "*Structural, Electrical and Optical Characterization of MOCVD InGaN Layers with Various In Contents*" J. Cryst. Growth **358**, 51 (2012).
5. **W. M. Linhart**, Ö. Tuna, T. D. Veal, J. J. Mudd, C. Giesen, M. Heuken and C. F. McConville, "*Surface electronic properties of In-rich InGaN alloys grown by MOCVD*", Phys. Stat. Sol. C **9**, 662 (2012).
6. Y. Yao, J. D. Aldous, D. Won, J. M. Redwing, **W. M. Linhart**, C. F. McConville, R. J. Reeves T. D. Veal and S. M. Durbin, "*Epitaxial InGaN on nitridated Si(111) for photovoltaic applications*", Proceedings of the 38th IEEE Photovoltaic Specialists Conference (PVSC) 002617 (2012).
7. **W. M. Linhart**, T. D. Veal, P. D. C. King, G. Koblmüller, C. S. Gallinat, J. S. Speck and C. F. McConville, "*Surface, bulk and interface electronic properties of non-polar InN*", Appl. Phys. Lett. **97**, 112103 (2010).

Od września 2012 roku do sierpnia 2014 roku odbyłem staż podoktorski, podczas którego byłem zatrudniony na Uniwersytecie w Liverpoolu w Instytucie Energii Odnawialnych im. Stephensona (Liverpool, Wielka Brytania) w grupie Profesora Tima Veala. Moja praca badawcza na stażu podoktorskim dotyczyła między innymi badań nad wąsko-przerwowymi półprzewodnikami z grupy III-V rozrzedzonymi azotem oraz bizmutem. Zrozumienie podstawowych właściwości optycznych i elektronicznych tych półprzewodników jest bardzo ważne pod kątem zastosowań tych związków w potencjalnej produkcji urządzeń optoelektronicznych dla średniej podczerwieni. Badania na tego typu związkami przeprowadzałem we współpracy z dr. Markiem Ashwinem z Uniwersytetu Warwick, z grupą przy University College London oraz Politechniką Wrocławską. Oprócz materiałów III-V, istotny wkład w moje zadania badawcze i zainteresowania stanowił nowy materiał półprzewodnikowy ZnSnN₂ (jako dużo tańsza alternatywa dla półprzewodników z grupy III-V), który był wytworzony i analizowany we współpracy z profesorem Stevem Durbinem z Western Michigan University. Materiał ten jest bardzo ciekawy, gdyż może krystalizować w dwóch strukturach krystalograficznych, jednoskośnej oraz rombowej, w zależności od uporządkowania kationów oraz warunków wzrostu. Obie struktury krystalograficzne wykazują

różne wartości przerw energetycznych od 1.42 eV do 2.1 eV. Poprzez wpływ na uporządkowanie kationów można intencjonalnie wpływać na regulację przerwy energetycznej w zakresie 1.42 eV-2.1 eV. W wyniku prowadzonych prac badawczych podczas stażu podoktorskiego powstały poniższe publikacje:

1. M. Speckbacher, J. Treu, T. J. Whittles, **W. M. Linhart**, X. Xu, K. Saller, V. R. Dhanak, G. Abstreiter, J. J. Finley, T. D. Veal, G. Koblmüller "Direct measurements of Fermi level pinning at the surface of intrinsically n-type InGaAs nanowires", Nano Letters **16**, 5135 (2016),
2. L. A. Burton, T. J. Whittles, D. Hesp, **W. M. Linhart**, J. M. Skelton, B. Hou, R. F. Webster, G. O'Dowd, C. Reece, D. Cherns, D. J. Fermin, T. D. Veal, V. R. Dhanak, A. Walsh "Electronic and optical properties of single crystal SnS₂: an earth-abundant disulfide photocatalyst", J. Mater. Chem. A **4**, 1312 (2016),
3. T. D. Veal, N. Feldberg, N. F. Quackenbush, **W. M. Linhart**, L. W. Wangoh, D. O. Scanlon, L. F. J. Piper and S. M. Durbin, "Band gap dependence on cation disorder in ZnSnN₂", Advanced Energy Materials, **5**, 1501462, (2015),
4. M. K. Rajpalke, **W. M. Linhart**, K. M. Yu, T. S. Jones, M. J. Ashwin and T. D. Veal, "Bi flux-dependent MBE growth of GaSbBi alloys", J. Cryst. Growth **425**, 241 (2015),
5. M. K. Rajpalkie, **W. M. Linhart**, K. M. Yu, M. Birkett, J. Alaria, J. J. Bomphrey, S. Sallis, L. F. J. Piper, T. S. Jones, M. J. Ashwin and T. D. Veal, "Bi-induced band gap reduction in epitaxial InSbBi alloys", Appl. Phys. Lett. **105**, 212101 (2014).
6. J. Kopaczek, R. Kudrawiec, **W. M. Linhart**, M. K. Rajpalke, T. S. Jones, M. J. Ashwin and T. D. Veal, "Low- and high-energy photoluminescence from GaSb_{1-x}Bi_x with 0 < x ≤ 0.042", Appl. Phys. Express **7**, 111202 (2014).
7. J. Kopaczek, M. K. Rajpalkie, **W. M. Linhart**, T. S. Jones, M. J. Ashwin, R. Kudrawiec and T. D. Veal, "Photoreflectance spectroscopy of GaInSbBi and AlGaSbBi quaternary alloys", App. Phys. Lett. **105**, 112102 (2014).
8. M. P. Polak, P. Scharoch, R. Kudrawiec, J. Kopaczek, M. J. Winiarski, **W. M. Linhart**, M. K. Rajpalke, K. M. Yu, T. S. Jones, M. J. Ashwin, and T. D. Veal "Theoretical and experimental studies of electronic band structure for GaSb_{1-x}Bi_x in the diluted Bi regime", J. Phys. D: Applied Physics **47**, 355107 (2014).
9. M. K. Rajpalkie, **W. M. Linhart**, M. Birkett, K. M. Yu, J. Alaria, J. Kopaczek, R. Kudrawiec, T. S. Jones, M. J. Ashwin and T. D. Veal, "High Bi content GaSbBi alloys", J. Appl. Phys. **116**, 043511 (2014).
10. I. Z. Mitrovic, M. Althobaiti, A. D. Weerakkody, V. R. Dhanak, **W. M. Linhart**, T. D. Veal, N. Sedghi, S. Hall "Ge interface engineering using ultra-thin La₂O₃ and Y₂O₃ films: A study into the effect of deposition temperature", J. Appl. Phys. **115**, 114102 (2014).
11. J. Kopaczek, R. Kudrawiec, **W. M. Linhart**, M. K. Rajpalke, K. M. Yu, T. S. Jones, M. J. Ashwin, J. Misiewicz, and T. D. Veal "Photoreflectance of the temperature dependence of the band gap of GaSb_{1-x}Bi_x alloys with 0 < x ≤ 0.042", Appl. Phys. Lett. **103**, 261907 (2013).
12. M. K. Rajpalkie, **W. M. Linhart**, M. Birkett, K. M. Yu, J. Alaria, T. S. Jones, M. J. Ashwin and T. D. Veal, "Growth and properties of GaSbBi alloys", Appl. Phys. Lett. **103**, 142106 (2013).

13. **W. M. Linhart**, T. D. Veal, J. Chai, S. M. Durbin and C. F. McConville, "*Sulfur passivation of surface electrons in highly Mg-doped InN*", J. Appl. Phys. **114**, 103702 (2013).
14. N. Feldberg, J. D. Aldous, **W. M. Linhart**, L. J. Phillips, K. Durose, P. A. Stampe, R. J. Kennedy, D. O. Scanlon, G. Vardar, R. L. Field III, T. Y. Jen, R. Goldman, T. D. Veal, and S. M. Durbin, "*Growth, disorder and physical properties of ZnSnN₂*", Appl. Phys. Lett. **103**, 042109 (2013).
15. **W. M. Linhart**, J. J. Mudd, N. J. Kybert, L. Buckle, T. Ashley, P. D. C. King, T. S. Jones. M. J. Ashwin and T. D. Veal, "*Optical absorption by dilute GaNSb alloys: influence of N pair states*", Appl. Phys. Lett. **103**, 042110 (2013).

4.2 Lista krótkich staży w zagranicznych ośrodkach naukowych

- 2011, Dwa tygodnie badań metodą spektroskopii anihilacji pozytonów w grupie Prof. Filipa Tuomisto na Uniwersytecie Aalto w Helsinkach.
- 2011, Cztery tygodnie badań metodą ARPES na synchrotronie ASTRID w Danii w grupie Prof. Philipa Hoffmana.
- 2010, Pięć tygodni badań wysoko-rozdzielczą metodą XPS w National Centre for Electron Spectroscopy and Surface Analysis (NCESS) w Wielkiej Brytanii.
- 2009, Trzytygodniowy pobyt w grupie Prof. Steve'a Durbina na Uniwersytecie Canterbury w Christchurch w Nowej Zelandii.

4.3 Współpraca zagraniczna

Obecnie współpracuję z poniższymi zagranicznymi ośrodkami naukowymi:

- Stephenson Institute for Renewable Energy, The University of Liverpool (Wielka Brytania) - Prof. Tim Veal, Dr Jon Major. Badania we współpracy z tym ośrodkiem dotyczą półprzewodników typu Van der Walsa, które mogą być potencjalnymi absorberami światła, np. Sb₂Se₃, GeS, GeSe, GeSeS, SnS, SnS₂, Sn₂S₃. (*Obecnie 4 wspólne publikacje z tej tematyki*)
- Department of Inorganic Chemistry, University of Chemistry and Technology Prague (Czechy) - Prof. Zdenek Sofer. Badania we współpracy z tym ośrodkiem dotyczą magnetycznych półprzewodników typu Van der Walsa, jak CrSBr, MnPS₃. (*Obecnie 3 publikacje wysłane do recenzji*)
- Department of Materials Science and Engineering, University of Michigan (USA) - Prof. Rachel Goldman. Badania we współpracy z tym ośrodkiem dotyczą półprzewodników III-V rozrzedzanych Bizmutem oraz Azotem. (*Obecnie 2 wspólne publikacje z tej tematyki*)
- Department of Physics, University of Lancaster (Wielka Brytania) - Dr Qiandong Zhuang. Badania we współpracy z tym ośrodkiem dotyczą nanodrutów z grupy III-V. (*Obecnie 2 wspólne publikacje z tej tematyki*)
- Department of Electrical Engineering, Western Michigan University (USA) - Prof. Steve Durbin. Wzrost próbek II-IV-N.
- Graduate School of Science and Engineering, Ehime University (Japonia) - Dr Fumitaro Ishikawa. Wzrost nanodrutów III-V.

5. Informacja o osiągnięciach dydaktycznych, organizacyjnych oraz popularyzujących naukę

5.1 Działalność dydaktyczna

Od 2017 roku prowadzę zajęcia dydaktyczne na Politechnice Wrocławskiej. Część kursów stanowią ćwiczenia oraz laboratoria z fizyki, zarówno dla studentów kierunków bezpośrednio związanych z fizyką (np. Fizyka Techniczna, Optyka), jak i dla studentów z wydziałów, gdzie fizyka wraz z matematyką, stanowią jedno z podstawowych przedmiotów na początkowych latach studiów (m.in. Wydział Chemiczny, Wydział Budownictwa Lądowego i Wodnego, Wydział Geoinżynierii, Górnictwa i Geologii, Wydział Elektroniki, Wydział Elektryczny, Wydział Mechaniczno-Energetyczny). Zajęcia te prowadzę zarówno w języku polskim i angielskim.

Dodatkowo od 2018 roku prowadzę wykład, zatytułowany *“Fizyka - budowa materii”*, dla studentów pierwszego roku studiów magisterskich (dzienni i zaoczeni) z Wydziału Geoinżynierii, Górnictwa i Geologii, na którym poruszane są zagadnienia fizyki współczesnej oraz fizyki energii odnawialnych.

Oprócz zajęć podstawowych, prowadzę również wykład specjalistyczny wraz z projektem, pt. *“Eksperymentalne metody badania materiałów półprzewodnikowych”*. Wykład ten prowadzę od 2021 roku dla studentów kierunku Inżynieria Kwantowa na Wydziale Podstawowych Problemów Techniki. Zagadnienia omawiane na wykładzie dotyczą technik strukturalnych, optycznych oraz elektrycznych, które wykorzystywane są do charakteryzacji materiałów półprzewodników. Na wykładzie omawiane są podstawy fizyczne danej techniki wraz z przykładami eksperymentalnymi oraz analizą. Natomiast na zajęciach projektowych, studenci mają szansę samodzielnie zaplanować eksperyment oraz go wykonać.

Ponadto, jestem regularnym członkiem komisji dyplomowych, przeprowadzających egzaminy dyplomowe na studiach inżynierskich i magisterskich na kierunkach Fizyka Techniczna oraz Inżynieria Kwantowa, na Wydziale Podstawowych Problemów Techniki. Pełnię również rolę opiekuna (promotora) prac inżynierskich i magisterskich:

1. Wiktor Żuraw
“Badanie optycznych właściwości związków półprzewodnikowych GaAsNBi do zastosowań w przyrządach pracujących w zakresie średniej podczerwieni” - praca inżynierska, 2020 r.
2. Katarzyna Ignatowicz
“Badanie właściwości optoelektronicznych wybranych absorberów van der Waalsa do zastosowań w fotowoltaice” - praca inżynierska, 2022 r.
3. Weronika Jagiełowicz
“Badanie zależności temperaturowej przejść optycznych w CdZnTe” - praca inżynierska, 2023 r.
4. Zofia Jaworowska
“Badanie właściwości optycznych ZnIn₂S₄” - praca inżynierska, 2023 r.
5. Lubomir Kwiatkowski
“Badanie właściwości optycznych MnPS₃” - praca inżynierska, 2023 r.
6. Katarzyna Ignatowicz
“Badanie właściwości optycznych wybranych półprzewodników magnetycznych Van der Waalsa” - praca magisterska, 2023 r.

5.2 Działalność organizacyjna i popularyzatorska

Od lipca 2022 roku jest członkiem Komitetu Sterującego (MC member) europejskiej akcji COST w projekcie pt. *“Research and International Networking on Emerging Inorganic Chalcogenides for Photovoltaics” (RENEW-PV)* (nr projektu: CA21148), w którym Politechnika Wroclawska występowała jako tzw. Secondary Proposer.

Od 2021 roku jestem członkiem Rady Wydziału Podstawowych Problemów Techniki Politechniki Wroclawskiej, reprezentującym młodszych pracowników naukowych nieposiadających habilitacji. Ponadto od 1 października 2020 roku do 30 września 2022 byłem członkiem komisji programowej kierunku Inżynieria Kwantowa na Wydziale Podstawowych Problemów Techniki Politechniki Wroclawskiej.

W dniach 16-17 maja 2008 roku współorganizowałem sympozjum naukowe dedykowane Profesorowi Stefanowi Mrozowi na Wydziale Fizyki Uniwersytetu Wroclawskiego.

6. Inne informacje dotyczące kariery zawodowej

6.1 Wykaz projektów naukowych w których habilitant pełnił funkcję kierownika lub wykonawcy

Lp.	Rodzaj projektu	Tytuł projektu	Okres realizacji	Pełniona funkcja
1	Grant badawczy OPUS 18, Narodowe Centrum Nauki, 2019/35/B/ST5/02819	Absorbery z tolerancją na defekty do zastosowań w fotowoltaice	Lipiec 2019 - Czerwiec 2023	kierownik
2	Grant badawczy SONATA 7, Narodowe Centrum Nauki, 2014/13/D/ST3/01947	Optyczne i elektroniczne właściwości trójskładnikowych i czteroskładnikowych półprzewodników z grupy III-V z przerwą energetyczną w zakresie średniej podczerwieni, rozrzedzanych bizmutem i azotem	Marzec 2015 - Luty 2018	kierownik
3	Pierwszy Polsko-Chiński projekt badawczy NCBiR, WPC1/NIR-Si/2019	Nowoczesne nanostruktury na krzemie przeznaczone na emiter w podczerwieni - NIR-Si	2019 - 2021	wykonawca i współautor wniosku grantowego
4	Grant badawczy Sonata Bis 3, Narodowe Centrum Nauki, 2013/10/E/ST3/00520	Struktura pasmowa, wzmocnienie optyczne oraz inne parametry nowoczesnych laserów półprzewodnikowych	listopad 2014- grudzień 2015	wykonawca
5	Engineering and Physical Sciences Research Council (EPSRC), EP/G004447/2	Nitride Photovoltaic Materials for Full Spectrum Utilization	wrzesień 2012 - sierpień 2014	wykonawca
6	Marie Curie Action: The RAINBOW ITN, PITN-GA-2008-213238	High quality material and intrinsic properties of InN and indium rich nitride alloys	Marzec 2009 - Luty 2012	wykonawca/stypendysta

6.2 Wykłady zaproszone

1. Seminarium Zaawansowane Metody Badania Półprzewodników, Wydział Podstawowych Problemów Techniki, Politechnika Wrocławska, *“Optical properties of van der Waals crystals: Bi_2S_3 and $CrBrS$ ”*, Maj 2023
2. IWN Conference, Wrocław, Polska, *“Giant Reduction of InN Surface Electron Accumulation: Compensation and passivation of Surface Donors by Mg Dopants and Sulphur”*, Sierpień 2014
3. Wydział Podstawowych Problemów Techniki, Politechnika Wrocławska, *“Electron accumulation and doping in InN and InGaN alloys”*, Styczeń 2014
4. Stephenson Institute, School of Physical Sciences, University of Liverpool - Wielka Brytania, *“Electron accumulation, doping and passivation in InN”*, Lipiec 2012
5. Institut für Physikalische und Theoretische Chemie, Universität Bonn - Niemcy, *“Surface, bulk and interface electronic properties of non-polar InN and Mg-doped InN”*, Maj 2011

6.3 Lista ważniejszych referatów konferencyjnych

1. 8th International Workshop on Bismuth-Containing Semiconductors, Marburg, Niemcy - **wykład** *“Indium-incorporation enhancement of photoluminescence properties of Ga(In)SbBi alloys”*, Lipiec 2017
2. IWN Conference, Wrocław, Polska - **wykład** *“Giant Reduction of InN Surface Electron Accumulation: Compensation and passivation of Surface Donors by Mg Dopants and Sulphur”*, Sierpień 2014
3. The 5th International Workshop on Bismuth-Containing Semiconductors Cork, Irlandia - **wykład**, *“MBE growth and properties of high Bi content GaSbBi alloys”*, Lipiec 2014
4. UK Semiconductors, Sheffield, Wielka Brytania - **2 wykłady**,
 - *“MBE growth and properties of high Bi content GaSbBi alloys”*
 - *“N-pair induced temperature insensitivity of the band gap of a dilute GaNSb semiconductor”*, Lipiec 2014
5. 4th International Workshop on Bismuth-Containing Semiconductors, Fayetteville, USA - **wykład**, *“MBE-growth, optical properties and theory of $GaSb_{1-x}Bi_x$ alloys”*, Lipiec 2013
6. IWN Conference, Sapporo, Japonia - **wykład**, *“Compensation and passivation of InN surface donors by Mg dopants and sulphur”*, Październik 2012

6.4 Członkostwo w organizacjach naukowych

1. Polskie Towarzystwo Fizyczne (PTF)
2. Stowarzyszenie Institute Of Physics (IOP)

6.5 Funkcja recenzenta w międzynarodowych czasopismach naukowych

W okresie po doktoracie wykonywano recenzje dla takich czasopism jak Acta Physica Polonica A (*1 recenzja*), Advanced Material Interfaces (*1 recenzja*), Surface Review and Letters (*1 recenzja*), Journal of Applied Physics (*2 recenzje*).

Wojciech Linhart
.....
podpis wnioskodawcy