

AUTOREFERAT

1. Imię i Nazwisko:

Agata Jasik

2. 2. Posiadane dyplomy, stopnie naukowe/ artystyczne – z podaniem nazwy, miejsca i roku ich uzyskania oraz tytułu rozprawy doktorskiej:

- 02.1995 - magister inżynier elektroniki; specjalność: elektronika ciała stałego
Petersburski Uniwersytet Państwowy (LETI), Rosja
praca magisterska pt.: "Badanie mechanizmów dyfuzji w związkach telurku ołowio-cynowego $Pb_{1-x}Sn_x)_{1-y}Te_y$ "
- 02.2002 - doktor nauk technicznych
Politechnika Warszawska, Wydział Elektroniki i Technik Informacyjnych,
rozprawa doktorska pt.: "Wzrost epitaksjalny i charakteryzacja pseudomorficzej struktury heterozłączowej InAlAs/InGaAs/InP stosowanej w tranzystorach HEMT" przygotowania pod kierunkiem naukowym dr hab. inż. Jerzego Kruszewskiego

3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu w jednostkach naukowych:

- 05.1995 - 06.2006 Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych, Warszawa
na stanowisku: stażysta, starszy inżynier, asystent, adiunkt
- 10.1995 - 06.2001 Politechnika Warszawska, Wydział Elektroniki i Technik Informacyjnych
na stanowisku: doktorantka (w tym roczna przerwa w związku z urodzeniem dziecka)
10. 2002 - 09.2005 Politechnika Warszawska, Wydział Elektroniki i Technik Informacyjnych
na stanowisku: adiunkt
- 06.2006 - dziś Instytut Technologii Elektronowej, Warszawa
na stanowisku: adiunkt

4. Wskazanie osiągnięcia wynikającego z art.16 ust.2 ustawy z dnia 14 marca 2003r. o stopniach naukowych i tytule naukowym oraz o stopniach i tytule w zakresie sztuki (Dz. U. nr 65, poz. 595 ze zm.):

a) jako osiągnięcie naukowe wynikające z

art. 16 ust. 2 ustawy z dnia 14 marca 2003r. o stopniach i tytule naukowym oraz o stopniach i tytule w zakresie sztuki (Dz. U. nr 65, poz. 595, Dz. U. z 2005r. nr 164, poz. 1365 oraz Dz. U. z 2011r. nr 84, poz. 455)

wskazuję jednotematyczny cykl **20 publikacji** pt.

"OPRACOWANIE TECHNOLOGII MBE AKTYWNYCH I PASYWNYCH ELEMENTÓW OPTOELEKTRONICZNYCH"

b) autorzy, tytuły publikacji, rok wydania, wydawnictwo:

HI. Naprężone struktury InGaAs/GaAs i AlAs/GaAs z uwzględnieniem niskotemperaturowych struktur LT-InGaAs/GaAs.

HI-1. A. Jasik, A. Wnuk, A. Wójcik-Jedlińska, R. Jakięła, J. Muszalski, W. Strupiński, M. Bugajski

The influence of the growth temperature and interruption time on the crystal quality of InGaAs/GaAs QW structures grown by MBE and MOCVD methods

(2008) Journal of Crystal Growth, 310, 2785-2792 (IF=1.693, l.cyt.: 8 (WoS)/16 GS).

Mój wkład polegał na i) zidentyfikowaniu zależności pomiędzy parametrami materiału a warunkami wzrostu epitaksjalnego, ii) przeprowadzeniu eksperymentu polegającego na wzroście epitaksjalnym wielokrotnych studni kwantowych w różnych warunkach technologicznych z wykorzystaniem dwóch metod epitaksjalnych, iii) analizie i opisie mechanizmów odpowiedzialnych za tworzenie się obszarów międzyfazowych w każdej z metod, iv) napisaniu i współudziale w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 60%.

HI-2. A. Jasik, A. Wnuk, J. Gaca, M. Wójcik, A. Wójcik-Jedlińska, J. Muszalski, W. Strupiński
The Influence of the Growth Rate and V/III Ratio on the Crystal Quality of InGaAs/GaAs QW Structures Grown by MBE and MO CVD Methods

(2009) Journal of Crystal Growth, 311, 4423-4432 (IF=1.693, l.cyt.:10 (WoS)/15 GS).

Mój wkład do tej publikacji, będącej kontynuacją badań rozpoczętych w ramach pracy HI-1 nad technologią struktur naprężonych InGaAs/GaAs polegał na i) zidentyfikowaniu zależności pomiędzy parametrami materiału a warunkami wzrostu epitaksjalnego, ii) przeprowadzeniu eksperymentu polegającego na wzroście epitaksjalnym wielokrotnych studni kwantowych w różnych warunkach technologicznych z wykorzystaniem dwóch metod epitaksjalnych, iii) opisie zjawisk zachodzących podczas wzrostu każdą z metod, iv) analizie mechanizmów odpowiedzialnych za jakość QW i tworzenie się obszarów międzyfazowych, v) opracowaniu powtarzalnej technologii otrzymywania MQW, vi) napisaniu i współudziale w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 60%.

HI-3. A. Jasik, J. Sass, K. Mazur, M. Wesółowski
Investigation of strained InGaAs layers on GaAs substrate

(2007), Optica Applicata, XXXVII(3), 237-242 (IF=0.643, l.cyt.:1 (WoS)/3 GS).

Mój wkład polegał na i) zidentyfikowaniu ograniczeń w charakteryzacji cienkich naprężonych warstw, ii) przeprowadzeniu eksperymentu polegającego na wzroście warstw naprężonych o różnej grubości, iii) charakteryzacji warstw naprężonych za pomocą mikroskopii sił atomowych AFM, iv) współudziale w analizie uzyskanych wyników, v) napisaniu i współudziale w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 60%.

HI-4. A. Jasik, J. Gaca, M. Wójcik, J. Muszalski, K. Pierściński, K. Mazur, M. Kosmala, M. Bugajski
Characterization of (Al)GaAs/AlAs distributed Bragg mirrors grown by MBE and LP MOVPE techniques

(2008) Journal of Crystal Growth, 310, 4094-4101 (IF=1.693, l.cyt.:3 (WoS)/6 GS).

Mój wkład polegał na i) zidentyfikowaniu zależności pomiędzy parametrami luster DBR (liczba powtórzeń a odbijalność) ii) zidentyfikowaniu zależności pomiędzy własnościami luster DBR a parametrami procesu technologicznego, iii) wytworzeniu luster Bragga dwoma metodami epitaksjalnymi, iv) współudziale w analizie uzyskanych wyników, v) napisaniu i współudziale w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 60%.

HI-5. J. Gaca, M. Wójcik, A. Jasik, K. Pierściński, M. Kosmala, A. Turos, A. M. Abdul-Kaderd,
Effect of composition grading at heterointerfaces and layer thickness variations on Bragg mirror quality

(2008), Opto-Electronics Review, 16(1), 12-17 (IF=1.279 l.cyt.:4 (WoS)/6 GS).

Mój wkład do tej publikacji, będącej kontynuacją badań nad technologią periodycznych struktur DBR GaAs/AlAs rozpoczętych w ramach pracy HI-4 polegał na i) wytworzeniu luster Bragga metodą MBE, ii) charakteryzacji wzrostu luster Bragga za pomocą pirometru, iii)

współdziałanie w analizie uzyskanych wyników, iv) współdziałanie w napisaniu i redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 30%.

HI-6. A. Jasik, W. Wierzchowski, J. Muszalski, J. Gaca, M. Wójcik, K. Pierściński

The Reduction of the Misfit Dislocation in Non-doped AlAs/GaAs DBRs

(2009) Journal of Crystal Growth 311, 3975-3977 (IF=1.693, l.cyt.:1 (WoS)/4 GS).

Mój wkład do tej publikacji, będącej kontynuacją badań nad technologią periodycznych struktur DBR GaAs/AlAs opisanych w pracach HI-4 i HI-5 polegał na i) zidentyfikowaniu zależności pomiędzy własnościami luster DBR a rozkładem termicznym na powierzchni podłoża, ii) wytworzeniu luster Bragga metodą MBE, iii) opracowaniu powtarzalnej technologii otrzymywania luster Bragga, iv) analizie uzyskanych wyników, v) napisaniu i współdziałaniu w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 60%.

HI-7. A. Jasik, J. Muszalski, M. Kosmala, K. Pierściński

LT-InGaAs layer grown for near surface SESAM application

(2009), Acta Physica Polonica A, 116,56-59 (IF=0.604, l.cyt.:0 (WoS)/1 GS).

Mój wkład polegał na i) zidentyfikowaniu zależności pomiędzy czasem życia nośników w warstwach naprężonych wykryzalizowanych przy obniżonej temperaturze a rodzajem defektów powstałych w tych warstwach, ii) zdiagnozowaniu zależności pomiędzy parametrami niskotemperaturowego procesu osadzania warstw a rodzajami tworzących się defektów sieci krystalicznej, iii) zaplanowaniu eksperymentu mającego na celu określenie optymalnych warunków wzrostu warstw LT, iv) krystalizacji warstw LT InGaAs w różnych warunkach technologicznych, v) współuczestnictwie w analizie uzyskanych wyników i implementacji do struktur przyrządowych SESAM, vi) napisaniu i współdziałaniu w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 60%.

HI-8. A. Jasik, J. Muszalski, V.G. Talalaev, M. Kosmala, K. Pierściński, M. Bugajski

Low-temperature grown near surface SESAM - design, growth conditions, characterization and mode-locked operation

(2009), Journal of Applied Physics, 106, 053101-1-053 (IF=2.185, l.cyt.:4 (WoS)/7 GS).

Mój wkład do tej publikacji, będącej kontynuacją badań rozpoczętych w ramach pracy HI-7 nad technologią niskotemperaturowych struktur InGaAs/GaAs polegał na i) zidentyfikowaniu zależności pomiędzy czasem życia nośników w warstwach naprężonych wykryzalizowanych przy obniżonej temperaturze a rodzajem defektów powstałych w tych warstwach, ii) zdiagnozowaniu zależności pomiędzy parametrami niskotemperaturowego procesu osadzania warstw a rodzajami tworzących się defektów sieci krystalicznej, iii) zaplanowaniu eksperymentu mającego na celu określenie optymalnych warunków wzrostu warstw LT, iv) krystalizacji warstw LT InGaAs w różnych warunkach technologicznych, v) opracowaniu powtarzalnej technologii otrzymywania struktur SESAM, vi) współuczestniczeniu w analizie uzyskanych wyników i implementacji do struktur przyrządowych SESAM, vii) napisaniu i współdziałaniu w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 60%.

HII. Naprężone heterostrukтуры aktywnych (lasery) i pasywnych (lustra absorbujące i dyspersyjne) elementów optoelektronicznych.

HII-1. A. Wójcik-Jedlińska, K. Pierściński, A. Jasik, J. Muszalski, M. Bugajski

Optical Characterisation of Vertical External Cavity Surface Emitting Lasers (VECSEL)

(2007) Optica Applicata, XXXVII(4), 449-457 (IF=0.643, l.cyt.:5 (WoS)/5 GS).

Mój wkład polegał na i) zaplanowaniu eksperymentu mającego na celu stworzenie metodyki charakteryzacji struktur VECSEL, ii) wykonaniu struktur testowych (studni kwantowych i

luster Bragga) i przyrządowych (VECSEL), iii) udziale w analizie uzyskanych wyników, iv) współredagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 30%.

HII-2. W. Jung, A. Jasik, K. Gołaszewska, E. Maciejewska
Determination of carrier concentration in VECSEL lasers

(2013) Proc. of SPIE, 8902, 89021F-1 (IF=0, l.cyt.:0 (WoS)/0 GS).

Mój wkład do tej publikacji, będącej kontynuacją badań nad technologią laserów (DW) VECSEL rozpoczętych w ramach pracy HII-1 polegał na i) zaplanowaniu eksperymentu mającego na celu określenie parametrów elektrycznych nośników w poszczególnych częściach struktury VECSEL ze szczególnym uwzględnieniem obszaru mikro-wnęki, ii) wykonaniu struktur VECSEL z różną gęstością defektów rozciągłych, iii) opracowaniu powtarzalnej technologii otrzymywania laserów VECSEL, iv) współudziale w analizie wyników, v) współudziale w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 30%.

HII-3. J. Muszalski, A. Broda, A. Jasik, A. Wójcik-Jedlińska, A. Trajnerowicz, J. Kubacka-Traczyk, I. Sankowska

VECSEL Emitting at 976nm for Second Harmonic Generation to the Blue

(2012) Proceedings of SPIE, 8702, 87020A-1 (IF=0, l.cyt.:0 (WoS)/0 GS).

Mój wkład do tej publikacji, będącej kontynuacją badań nad technologią laserów (DW) VECSEL opisanych w pracach HII-1 i HII-2 polegał na i) współudziale w planowaniu eksperymentu mającego na celu uzyskanie drugiej harmonicznej promieniowania laserowego, ii) współudziale w analizie uzyskanych wyników, iii) współudziale w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 20%.

HII-4. A. Jasik, J. Muszalski, A. Wójcik-Jedlińska, J. Kubacka-Traczyk, M. Wasiak, A.K. Sokół, I. Sankowska

DW VECSEL - structure design and MBE fabrication

(2013), Photonics Letters of Poland, 5(3), 91-93 (IF=0, l.cyt.:0 (WoS)/0 GS).

Mój wkład do tej publikacji, będącej kontynuacją badań z zakresu technologii laserów (DW) VECSEL opisanych w pracach HII-1, HII-2 i HII-3 polegał na i) zaplanowaniu eksperymentu wzrostu mającego na celu precyzyjne odtworzenie projektu struktury (trzy etapy), ii) krystalizacji struktur testowych (MQW, DBR, VECSEL) i przyrządowych (DW VECSEL), iii) opracowaniu powtarzalnej technologii otrzymywania laserów DW VECSEL, iv) analizowaniu procesów technologicznych i wyników charakteryzacji, v) napisaniu i współudziale w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 60%.

HII-5. A. Jasik, J. Muszalski, K. Hejduk, M. Kosmala

The reduces temporal parameters of passivated semiconductor saturable absorber mirror

(2009), Thin Solid Films, 518, 171-173 (IF=1.867, l.cyt.:2 (WoS)/4 GS).

Mój wkład do tej publikacji, będącej kontynuacją badań z zakresu niskotemperaturowej technologii wzrostu warstw InGaAs opisanych w pracach HI-7 i HI-8 polegał na i) zidentyfikowaniu powiązania pomiędzy czasem życia nośników w QW, gęstością stanów powierzchniowych a rodzajem materiału pasywującego, ii) zaplanowaniu eksperymentu mającego na celu wyodrębnienie materiału pełniącego rolę zarówno ochronną z jak najmniejszą efektywnością pasywacji jak i rolę warstwy antyrefleksyjnej, iii) wykonaniu struktur modulatorów SESAM, iv) analizie uzyskanych wyników, v) napisaniu i współredagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 60%.

HII-6. Ł. Zinkiewicz, M. Nawrot, A. Jasik, I. Pasternak, P. Wasylczyk
Saturable absorber mirrors for ytterbium mode-locked femtosecond lasers
(2014), Photonics Letters of Poland, 6(1), 11-13 (IF=0, I.cyt.:0 (WoS)/0 GS).

*Mój wkład do tej publikacji, będącej kontynuacją badań nad niskotemperaturową technologią wzrostu warstw InGaAs opisanych w pracach HI-7, HI-8 i HII-5 i ich implementacji w strukturach SESAM polegał na i) współudziale w zaplanowaniu eksperymentu mającego na celu porównanie parametrów modulatora SESAM otrzymanego w ITE z komercyjnie dostępnymi modulatorami, ii) wytworzeniu modulatora SESAM, iii) współudziale w analizie otrzymanych wyników, iv) współudziale w redagowaniu manuskryptu.
Mój udział oceniam na 30%.*

HII-7. K. Regiński, A. Jasik, M. Kosmala, P. Karbownik, P. Wnuk
Semiconductor saturable absorbers of laser radiation for the wavelength of 808nm grown by MBE: choice of growth conditions
(2008), Vacuum, 82, 947-950 (IF=1.426, I.cyt.:1 (WoS)/1 GS).

*Mój wkład do tej publikacji, będącej rozszerzeniem badań opisanych w pracach HI-7, HI-8, HII-5 i HII-6 dotyczących niskotemperaturowej technologii wzrostu warstw InGaAs i ich implementacji w strukturach SESAM polegał na i) analizie stanu i możliwości technologii wytwarzania przyrządów (ang. processing), ii) krystalizacji struktur testowych (SQW) i przyrządowych (SESAM), iii) współudziale w analizie uzyskanych wyników, iv) współudziale w redagowaniu manuskryptu.
Mój udział oceniam na 40%.*

HII-8. A. Jasik, M. Dems, P. Wnuk, P. Wasylczyk, A. Wójcik-Jedlińska, K. Regiński, Ł. Zinkiewicz, K. Hejduk
Design and fabrication of highly dispersive semiconductor double-chirped mirrors
(2014), Applied Physics B: Laser and Optics, 116(1), 141-146 (IF=1.634, I.cyt.:1 (WoS)/1 GS).

*Mój wkład do tej publikacji, będącej rozszerzeniem badań opisanych w pracach HI-4, HI-5 i HI-6 dotyczących technologii wytwarzania luster Bragga polegał na i) zdefiniowaniu kryteriów technologicznych niezbędnych przy projektowaniu struktury SDCM, ii) eksperymentalnej weryfikacji grubości warstwy przykrywającej GaAs, iii) określeniu ramp temperaturowych dla komórek efuzyjnych w celu utrzymania stabilnej pracy na drodze wielokrotnych powtórzeń eksperymentalnych, iv) opracowaniu powtarzalnej technologii krystalizacji struktur SDCM, v) wytworzeniu testowych (lustra jednokrotnie modulowane, ang. chirp) i przyrządowych (SDCM) struktur, vi) analizowaniu procesów technologicznych i wyników charakteryzacji, vii) napisaniu i współudziale w redagowaniu manuskryptu.
Mój udział oceniam na 60%.*

HII-9. A. Jasik, P. Wasylczyk, M. Dems, P. Wnuk, A. Wójcik-Jedlińska, K. Regiński, Ł. Zinkiewicz, K. Hejduk
A passively mode-locked, self-starting femtosecond Yb:KYW laser with a single highly dispersive semiconductor double-chirped mirror for dispersion compensation
(2013), Laser Physics Letters, 10, 085302-085305 (IF=2.964, I.cyt.:1 (WoS)/3 GS).

*Mój wkład do tej publikacji, wykorzystującej osiągnięcia badań opisanych w pracach HI-1 ÷ HI-8 i HII-5 ÷ HII-8 dotyczących technologii wytwarzania MQW, DBR, LT-InGaAs oraz SESAM i SDCM polegał na i) zainicjowaniu tematyki badawczej oscylatorów femtosekundowych wykorzystujących półprzewodnikowe elementy optyczne, ii) współudziale w zaplanowaniu eksperymentu, iii) wytworzeniu przyrządów SESAM i SDCM, iv) współuczestniczeniu w analizie otrzymanych wyników, v) napisaniu i współudziale w redagowaniu manuskryptu.
Mój udział oceniam na 60%.*

H11-10. A. Jasik, P. Wasylczyk, P. Wnuk, M. Dems, A. Wójcik-Jedlińska, K. Regiński, Ł. Zinkiewicz, K. Hejduk

Tunable Semiconductor Double-Chirped Mirror with High Negative Dispersion

(2014), IEEE Photonics Technology Letters, 26(1), 14-17 (IF=2.176, l.cyt.:1 (WoS)/1 GS).

Mój wkład do tej publikacji, będącej rozszerzeniem badań opisanych w pracach H1-4 ÷ H1-6 oraz H11-8 i H11-9 dotyczących opracowania periodycznych struktur DBR AIAs/GaAs i ich implementacji w przyrządach SDCM polegał na i) zidentyfikowaniu zależności pomiędzy parametrami luster dyspersyjnych a wzrostem gradientowym, ii) zaplanowaniu eksperymentu mającego na celu zwiększenie wartości gradientu grubości na powierzchni struktury, iii) wykonaniu struktur testowych i przyrządowych luster dyspersyjnych, iv) koordynowaniu charakteryzacji struktur, v) analizowaniu procesów technologicznych i wyników charakteryzacji, vi) napisaniu i współudziale w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 60%.

H11-11. P. Wnuk, P. Wasylczyk, Ł. Zinkiewicz, M. Dems, K. Hejduk, K. Regiński, A. Wójcik-Jedlińska, A. Jasik

Continuously tunable Yb:KYW femtosecond oscillator based on a tunable highly dispersive semiconductor mirror

(2014), Optics Express, 22(15), 18284-18289 (IF=3.525, l.cyt.:0 (WoS)/0 GS).

Mój wkład do tej publikacji, wykorzystującej osiągnięcia badań opisanych w pracach H1-4 ÷ H1-6 oraz H11-8 i H11-9 dotyczących technologii wytwarzania MQW, DBR, LT-InGaAs oraz SESAM i SDCM oraz będącej implementacją wyników otrzymanych w pracy H11-10 polegał na i) współudziale w zaplanowaniu eksperymentu, ii) wytworzeniu przyrządu SDCM z lateralnym rozkładem dyspersji, iii) koordynacji charakteryzacji SDCM, iv) współuczestniczeniu w analizie otrzymanych wyników, v) napisaniu i współudziale w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 40%.

H11-12. R. Biedrzycki, J. Arabas, A. Jasik, M. Szymański, P. Wnuk, P. Wasylczyk, A. Wójcik-Jedlińska

Application of Evolutionary Methods to Semiconductor Double-Chirped Mirrors Design

(2014), Lecture Notes in Computer Science, 8672, 761-770 (Parallel Problem Solving From Nature - PPSN XIII 2014) (IF=0, l.cyt.:0 (WoS)/0 GS).

Mój wkład do tej publikacji, wykorzystującej wyniki badań opisanych w pracach H1-4 ÷ H1-6 oraz będącej kontynuacją prac przedstawionych w H11-8 ÷ H11-11 polega na i) zdefiniowaniu kryteriów technologicznych niezbędnych przy projektowaniu struktury SDCM, ii) wytworzeniu przyrządowych struktur SDCM, iii) koordynowaniu charakteryzacji struktur, iv) analizowaniu procesów technologicznych i wyników charakteryzacji, v) współudziale w redagowaniu manuskryptu.

Mój udział oceniam na 30%.

Łączna liczba cytowań, wyłączając autocytowania, wynosi 60.

Oświadczenia współautorów publikacji, potwierdzające ich indywidualny wkład w powstanie dorobku znajdują się w załączniku nr.5.

c) omówienie celu naukowego ww. prac i osiągniętych wyników wraz z omówieniem ich ewentualnego wykorzystania.

Wspólnym mianownikiem powyższych publikacji, stanowiących jednotematyczny cykl pt.:

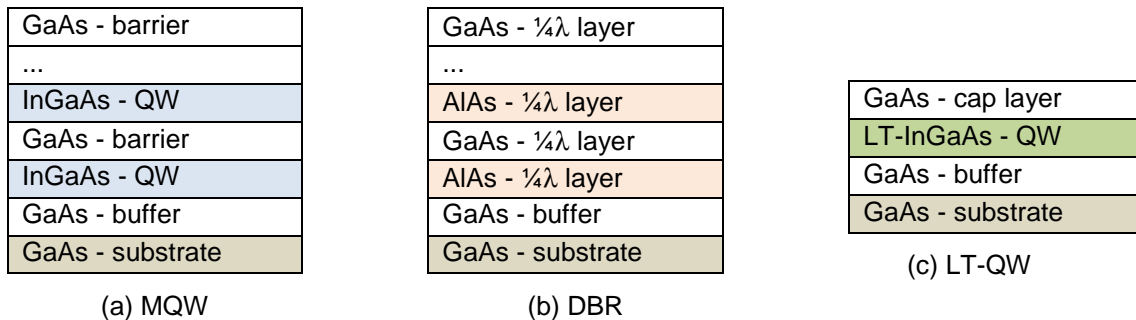
“OPRACOWANIE TECHNOLOGII MBE AKTYWNYCH I PASYWNYCH ELEMENTÓW OPTOELEKTRONICZNYCH”

są wzajemne oddziaływania pomiędzy parametrami procesów wzrostu epitaksjalnego a własnościami naprężonych heterostruktur półprzewodnikowych.

CELEM NAUKOWYM przeprowadzonych badań było pełniejsze zrozumienie fundamentalnych mechanizmów rządzących wzrostem epitaksjalnym warstw naprężonych i ich wzajemnych zależności występujących podczas wytwarzania złożonych heterostruktur przyrządowych pracujących w zakresie bliskiej podczerwieni (ok. 1.0 μm).

Badane przeze mnie pod tym kątem heterostruktury można podzielić na dwie grupy:

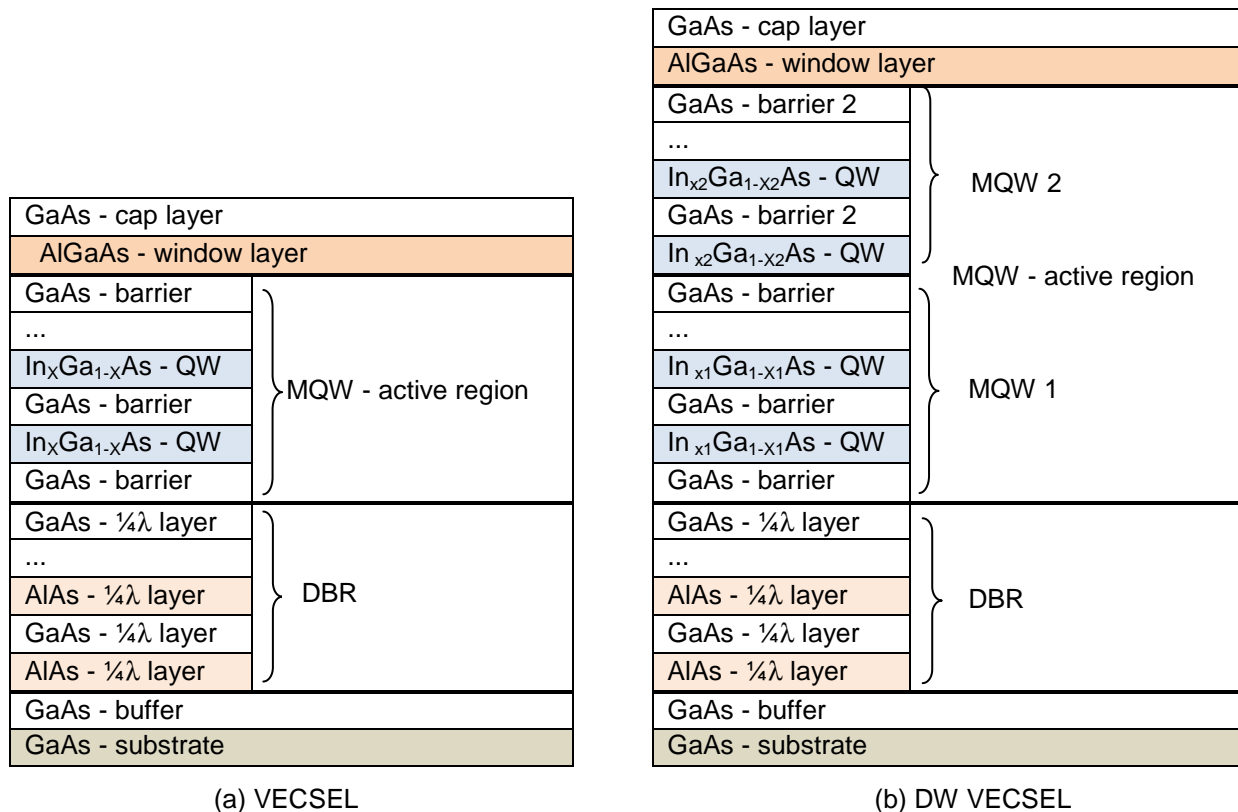
a) naprężone heterostruktury (LT-QW) $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ i AlAs/GaAs (Rys. 1):



Rys. 1 Schematy badanych heterostruktur: wielokrotna studnia kwantowa MQW (a), lustro Bragga DBR (b), niskotemperaturowa studnia kwantowa LT-InGaAs QW (c).

Artykuły związane z badaniami nad powyżej opisanymi heterostrukturami: **od HI-1 do HI-8.**

b) naprężone heterostruktury aktywnych i pasywnych przyrządów optoelektronicznych.



SiO ₂	AR layer
GaAs - cap layer	LT InGaAs absorbing layer
LT- In _x Ga _{1-x} As - QW	
GaAs - barrier	
GaAs - ¼λ layer	} DBR
...	
AlAs - ¼λ layer	
GaAs - ¼λ layer	
AlAs - ¼λ layer	
GaAs - buffer	
GaAs - substrate	

(c) SESAM

SiO ₂	} AR
SiN _x	
GaAs - layer 110	} Chirp
...	
AlAs - layer 13	
GaAs - layer 12	
AlAs - layer 11	} DBR
GaAs - ¼λ layer	
...	
AlAs - ¼λ layer	
GaAs - ¼λ layer	
AlAs - ¼λ layer	
GaAs - buffer	
GaAs - substrate	

(d) SDCM

Rys. 2 Schematy badanych heterostruktur przyrządowych: lasera VECSEL (a), lasera DW VECSEL (b), modulatora SESAM (c) i lustra dyspersyjnego SDCM (d).

Do aktywnych przyrządów, objętych zakresem przeprowadzonych przeze mnie badań należą lasery powierzchniowe z pionową zewnętrzną wnęką rezonansową – **Vertical External Cavity Surface Emitting Laser**, generujące promieniowanie na jednej (VECSEL) bądź dwóch (dual wavelength DW-VECSEL) długościach fali, natomiast do pasywnych elementów optoelektronicznych – półprzewodnikowe nasycalne absorbery (**SE**miconductor **S**aturable **A**bsorber **M**irror (SESAM)) i lustra dyspersyjne (**S**emiconductor **D**ouble **C**hirped **M**irror (SDCM)). Schematy struktur zostały przedstawione na Rys. 2.

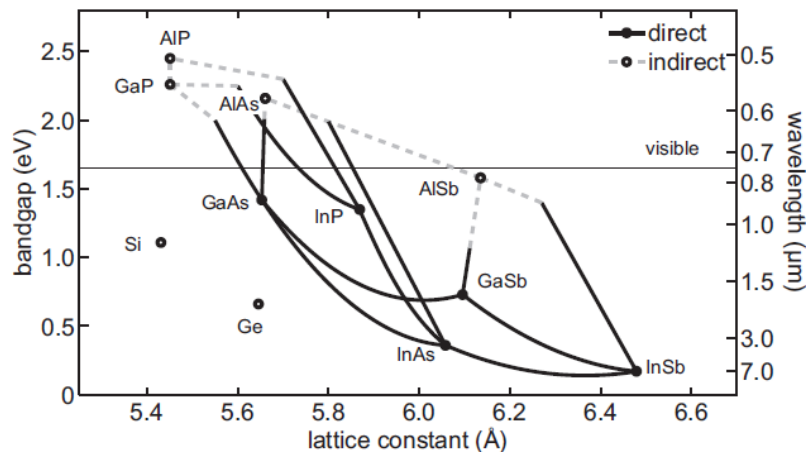
Artykuły związane z badaniami wykorzystującymi powyżej opisane heterostrukтуры przyrządowe wymienione są pod numerami: **od HII-1 do HII-12**.

MOTYWACJA

Materiały GaAs i InP oraz związki pochodne cieszą się niestłabnym zainteresowaniem przy projektowaniu i wytwarzaniu przyrządów zarówno mikro- jak i optoelektronicznych takich jak tranzystory (heterozłączowe tranzystory bipolarne HBT, tranzystory polowe z gazem dwuwymiarowych HEMT), lasery (diody laserowe LD, lasery kaskadowe QCL, lasery z pionową wnęką rezonansową VECSEL) i inne półprzewodnikowe przyrządy (nasycalne modulatory SESAM, lustra dyspersyjne SDCM).

Tranzystory HBT są powszechnie stosowane w układach scalonych i w większości systemów pracujących na częstościach radiowych, natomiast HEMTs są stosowane w łączności na zarówno milimetrowej jak i mikrometrowej długości fali, obrazowaniu, radarach i telefonach komórkowych. Diody laserowe SLDs są stosowane we wszystkich obszarach elektroniki, zaczynając od sprzętu gospodarstwa domowego, przez zastosowania komercyjne po złożone zastosowania przemysłowe. Ponadto są niezawodne i tanie. QCLs mogą być wykorzystywane w przemyśle do wykrywania spalin, materiałów wybuchowych, w analizatorach wydechu oraz mogą służyć jako źródła światła w medycznych systemach diagnostyki obrazowej. Lasery typu VECSEL są stosowane w systemach telekomunikacyjnych, w projektorach laserowych, zegarach optycznych i w wielofotonowej nieliniowej mikroskopii o wysokiej rozdzielczości. Modulatory typu SESAM znalazły zastosowanie przede wszystkim do inicjacji i podtrzymania pracy impulsowej w różnego rodzaju laserach. Półprzewodnikowe lustra dyspersyjne wykorzystywane są do kompensacji dyspersji wnęki w laserach femtosekundowych. Charakteryzują się znacznie większą dyspersją niż lustra dielektryczne.

Tak szeroki wachlarz zastosowań możliwy jest dzięki wykorzystaniu wieloskładnikowych związków naprężonych (np. $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ na podłożu GaAs) zamiast dopasowanych sieciowo (np. $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ na InP), co znakomicie zwiększa możliwości projektowania przyrządów (Rys. 3). Jeśli niedopasowanie sieciowe pomiędzy warstwą a podłożem jest małe i warstwa jest cienka, wówczas jest ona elastycznie naprężona przez sieć podłoża. W przypadku, gdy niedopasowanie (np. warstwa $\text{In}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{As}$ na podłożu GaAs, $\frac{\Delta a}{a} = 3.5 \cdot 10^4 \text{ ppm}$) lub grubość warstwy (np. całkowita grubość warstwy AIAs w strukturze klasycznego lustra DBR z AIAs/GaAs, $d_{\text{AIAs}} = 2.4 \mu\text{m}$) są znaczne, wówczas energetycznie uprzywilejowana jest relaksacja naprężeń poprzez generację dyslokacji niedopasowania. Wiąże się to z degradacją struktury krystalicznej, co pociąga za sobą pogorszenie własności strukturalnych, elektrycznych i optycznych warstw.



Rys. 3 Zależność przerwy energetycznej od stałej sieci dla konwencjonalnych związków III-V.

Grubość, przy której rozpoczyna się generacja dyslokacji nazywana jest krytyczną d_c (critical layer thickness CLT). Klasyczna teoria opisująca CLT została zaproponowana przez van der Merve [1] oraz Matthews'a i Blakeslee'ego (M&B) [2]. Równanie podane w modelu M&B uzależnia grubość krytyczną od niedopasowania sieciowego materiałów oraz ich stałych materiałowych:

$$d_c = \left(\ln \frac{d_c}{b} + 1 \right) \frac{b(1 - \nu \cos^2 \alpha)}{2\pi \frac{\Delta a}{a} (1 + \nu) \cos \lambda} \quad (1)$$

gdzie: $b = \frac{a_L}{\sqrt{2}}$ - wektor Burgersa, a_L - stała sieci warstwy, ν - współczynnik Poissona, α - kąt

między linią dyslokacji a jej wektorem Burgersa, λ - kąt pomiędzy kierunkiem poślizgu i kierunkiem w płaszczyźnie warstwy, który jest prostopadły do linii przecięcia płaszczyzny poślizgu i płaszczyzny rozdziału faz (*ang. interface*), $\frac{\Delta a}{a} = \frac{a_L - a_s}{a_s}$ - niedopasowanie sieciowe,

a_s - stała sieci podłoża.

Teoria ta zakłada, że część naprężenia sieci związanego z niedopasowaniem sieciowym jest uwalniana przez dyslokacje, natomiast pozostała część jest skumulowana w sieci. Jest to tzw. teoria równowagowa. Jednakże w znacznej liczbie przypadków odnotowuje się niezgodność pomiędzy wartościami określonymi eksperymentalnie i wartościami obliczonymi z modelu M&B. Zwykle wartości ustalone eksperymentalnie przekraczają wartości wyliczone [3]. Rozpoznawane są dwie główne przyczyną wspomnianych niezgodności, wynikające z:

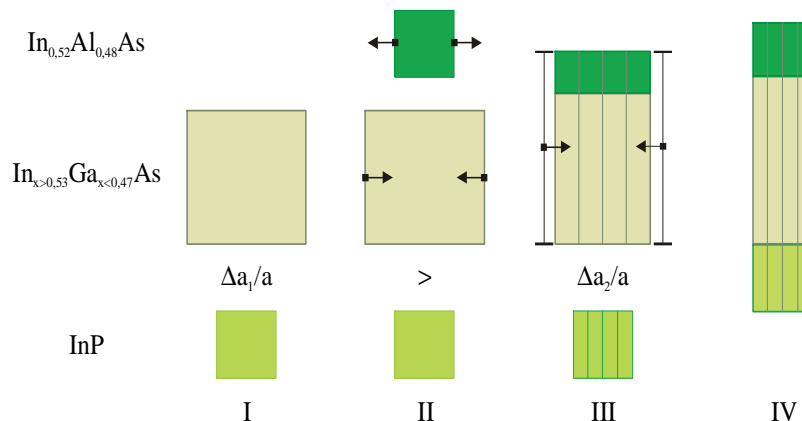
- 1) kompensacji naprężeń w heterostrukturze,
- 2) warunków kinetycznych procesu wzrostu warstw, narzuconych przez parametry technologiczne.

Ad.1 Technika kompensacji naprężeń przewiduje zwiększenie CLT warstwy zagrzebanej względem tej z powierzchnią swobodną (warstwa bez przykrycia), jeśli w strukturze występują naprzemiennie warstwy o przeciwnym typie naprężenia. Badania dotyczące zastosowania tej techniki do zwiększania wartości grubości krytycznych w złożonych heterostrukturach tranzystorów HEMT ze związków naprężonych $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ osadzonych na podłożach InP zostały przeze mnie przeprowadzone w trakcie realizacji pracy doktorskiej [4] i częściowo również opisane w pracy [5]. Dla dwóch związków: $\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$ i $\text{In}_{0.65}\text{Ga}_{0.35}\text{As}$, pełniących rolę kanału w strukturach tranzystora HEMT, badania doprowadziły do porównania grubości krytycznej materiału z warstwą przykrywającą $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ i bez tej warstwy (z powierzchnią swobodną). W Tabeli I zostały zebrane wartości grubości krytycznych dla wspomnianych związków obliczone z modelu M&B (równanie (1)) oraz określone eksperymentalnie na podstawie położenia kątowych pików od warstw na krzywych dyfrakcyjnych.

Tabela 1. Wartości grubości krytycznych dla warstw $\text{In}_{0.65}\text{Ga}_{0.35}\text{As}$ i $\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$.

Warstwa	Wartości grubości krytycznej dla warstw [nm]		
	z powierzchnią swobodną - obliczona	z powierzchnią swobodną - eksperymentalna	zagrzebana – eksperymentalna
$\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$	2.63	3.27	10.0
$\text{In}_{0.65}\text{Ga}_{0.35}\text{As}$	9.18	10.34	20.0

Eksperymentalnie wyznaczone wartości grubości krytycznych dla warstw zagrzebanych są większe od wartości dla warstw z powierzchnią swobodną: dla $\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$ jest to ponad trzykrotnie (względem wartości obliczonej z M&B – prawie czterokrotnie) i prawie dwukrotnie dla warstwy $\text{In}_{0.65}\text{Ga}_{0.35}\text{As}$ (względem wartości obliczonej z M&B – ponad dwukrotnie). W pracy doktorskiej zaproponowałam model wyjaśniający mechanizm zwiększania grubości krytycznej. Został on przedstawiony schematycznie na Rys. 4.



Rys. 4 Schemat opisujący model zmniejszania niedopasowania układu naprężonego na skutek oddziaływania z warstwą przykrywającą.

Na schemacie kwadratami (prostokątami) o różnej wielkości przedstawiono komórki elementarne: warstwy niedopasowanej $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ do sieci podłoża, warstwy przykrywającej $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ i płytki podłożowej InP.

W stanie nieodkształconym (pozycja II) stała sieci warstwy przykrywającej jest równa stałej sieci płytki podłożowej (bufora) i mniejsza od stałej sieci warstwy niedopasowanej.

W stanie koherencji sieciowej warstwy w heterostrukturze oddziałują na siebie siłami, które zależą od grubości. Zakłada się, że sieć podłoża nie ulega odkształceniu ze względu na jego grubość, która jest znacznie większa od grubości warstwy.

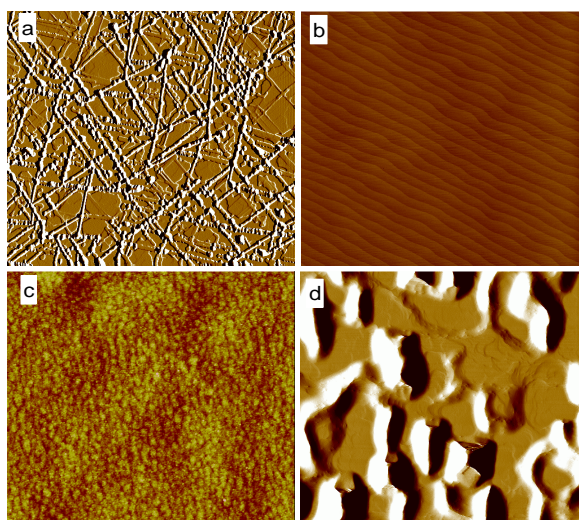
Oddziaływanie pomiędzy warstwą przykrywającą a niedopasowaną sprowadza się do rozciągania sieci materiału przykrywającego i ściskania sieci warstwy niedopasowanej (pozycja II). W wyniku otrzymuje się układ o mniejszym niedopasowaniu sieciowym

między podłożem a warstwą naprężoną (pozycja III i IV) niż w przypadku bez warstwy przykrywającej (pozycja I). Z tym jest związana większa wartość grubości krytycznej. Mechanizm ten funkcjonuje do pewnej wartości grubości warstwy przykrywającej, powyżej której zachowuje się ona jak materiał nieodkształcalny.

W oparciu o przedstawiony schemat zaproponowałam hipotetyczny przebieg procesu odprężania warstw. Zakłada on metastabilny stan struktury podczas jej wzrostu i relaksację podczas chłodzenia struktury.

Ad.2 Druga przyczyna niezgodności pomiędzy wartością grubości krytycznej obliczoną z modelu M&B a wyznaczoną eksperymentalnie jest związana z procesami kinetycznymi zachodzącymi podczas wzrostu struktur naprężonych, warunkującymi generację dyslokacji niedopasowania. Dla związków, które badałam w mojej pracy doktorskiej, różnica pomiędzy tymi wartościami wynosiła ok. 25% dla warstwy $\text{In}_{0,75}\text{Ga}_{0,25}\text{As}$ i 13% dla $\text{In}_{0,65}\text{Ga}_{0,35}\text{As}$ (Tabela I), jednakże zbadanie przyczyn tych różnic nie stanowiło przedmiotu badań prac opisanych w pracy doktorskiej. Tworzenie się MDs zachodzi we wszystkich heterostrukturach charakteryzujących się dużym niedopasowaniem sieciowym i krystalizowanych w stosunkowo wysokich temperaturach. Na wielkość granicznego naprężenia, które jest uwalniane poprzez generację MDs ma wpływ szerokość/wysokość tarasów, defekty punktowe sieci, wytrącenia oraz modulacja powierzchni, która lokalnie powoduje wzrost naprężenia w sieci (deformacja elastyczna) a przez to chropowacenie powierzchni. Siłą napędową chropowacenia powierzchni są warunki termiczne, a więc o jej przebiegu decydują procesy kinetyczne na powierzchni rosnącego kryształu [6]. Na powierzchni warstw pojawiają się podłużne rowki/garby bądź okrągłe dołki/górki, w obrębie których naprężenie sieci jest większe niż w dalszym sąsiedztwie, co wskazuje na potencjalne miejsce powstawania dyslokacji.

Aby uniknąć plastycznej relaksacji warstw i zmniejszyć gęstości defektów sieci (dyslokacji, Rys. 5a bądź błędów ułożenia), proces wzrostu musi być prowadzony w modzie dwuwymiarowym (*ang. two-dimensional 2D*, Rys. 5b i Rys. 5c) – narastania materiału taras po tarasie (*ang. step-flow*, (Rys. 5b)). Wzrost 2D może również zachodzić poprzez narastanie i łączenie się wysp dwuwymiarowych (Rys. 5c), jednakże ze względu na uzyskiwaną większą chropowatość obszarów międzyfazowych w strukturach epitaksjalnych ten typ wzrostu jest mniej pożądany [7]. Na Rys. 5d przedstawiono wzrost w reżimie trójwymiarowym do porównania z typem wzrostu 2D (Rys. 5b).



Rys. 5 Obrazy AFM o powierzchni $10 \times 10 \mu\text{m}$ warstw niedopasowanych zrelaksowanych (a), otrzymanych przy zachowaniu wzrostu dwuwymiarowego 2D step-flow (b), powstałych przez łączenie wysp 2D (c) i otrzymanych na skutek trójwymiarowego wzrostu (d).

O typie wzrostu, a tym samym o jakości materiału, obszarów międzyfazowych i w konsekwencji o jakości heterostruktur decydują takie zjawiska jak interdyfuzja, segregacja i desorpcja. Pomimo wielu eksperymentów poświęconych zrozumieniu fundamentalnych

procesów rządzących wzrostem struktur naprężonych, jest to ciągle aktualne zagadnienie gdyż efektywność tych procesów zależy w złożony sposób od warunków wzrostu warstw: temperatury, szybkości wzrostu, czasu i sposobu formowania obszarów międzyfazowych oraz stosunku strumieni pierwiastków z grupy V do strumieni pierwiastków z grupy III układu okresowego (stosunek V/III). Ponadto wpływ interdyfuzji, segregacji i desorpcji na własności materiałów wytwarzanych w określonych warunkach wzrostu jest często przeciwstawny. Zjawiska te przebiegają mniej intensywnie przy niższej temperaturze z zakresu okna epitaksjalnego wzrostu, co skutkuje skokową zmianą fazy w obszarze przejściowym, ale z drugiej strony pogorszają się własności strukturalne i optyczne materiału.

Jeszcze bardziej skomplikowana sytuacja ma miejsce w przypadku warstw naprężonych krystalizowanych przy obniżonej temperaturze (tzw. wzrost niskotemperaturowy), które są stosowane w modulatorach typu SESAM [8]. Cechą materiałów niskotemperaturowych (LT) jest krótki czas powrotu do stanu równowagi po pobudzeniu optycznym. Materiały te są krystalizowane przy niskiej temperaturze (poniżej 450°C) i wysokim stosunku V/III (powyżej 20). Atomy z gr.V tworzą defekty typu podstawieniowego zarówno aktywne elektrycznie jony V_{III}^+ jak i neutralne atomy V_{III}^0 . Jony wpływają na skrócenie czasu życia nośników w materiale, natomiast atomy są źródłem nienasyconych strat. Po wygrzewaniu materiału koncentracja aktywnych elektrycznie jonów rośnie, ale w materiale pozostaje wciąż pewna koncentracja neutralnych elektrycznie atomów. Dodatkowo stłumione procesy kinetyczne na powierzchni rosnącego kryształu na skutek obniżonej temperatury i zwiększonego V/III sprzyjają powstawaniu defektów sieci, które są również źródłem nienasyconych strat. Kumulacja defektów w sieci przyspiesza plastyczną relaksację materiału, w związku z czym trudnym zagadnieniem staje się utrzymanie koherencji sieci materiału w niesprzyjających do tego warunkach wzrostu.

Gęstość różnego typu defektów sieci, w tym modulacji powierzchni wpływających na lokalne zwiększenie naprężenia sieci, a tym samym na rozmiar bądź/i formę relaksacji, jest różna dla różnego poziomu zaawansowania technologii. Związane jest to z zależnością procesów kinetycznych na powierzchni rosnącego kryształu od parametrów technologicznych warunkujących jakość materiału. Powstawanie dyslokacji, a tym samym grubość krytyczna warstw jest silniej zależna od strukturalnych, elektrycznych i optycznych własności materiału naprężonego niż od kompensacji naprężeń w heterostrukturze. **Im parametry warstw będą bliższe przewidywaniom teoretycznym a warunki technologiczne zbliżone do optymalnych, tym większa będzie eksperymentalnie ustalona grubość krytyczna względem wartości teoretycznej.** Ponadto można przypuszczać, że wpływ techniki kompensacji naprężeń na grubość krytyczną warstwy naprężonej zagrzebanej w heterostrukturze będzie również silniejszy.

Pomimo licznych eksperymentów poświęconych ustaleniu zależności między jakością krystaliczną warstw naprężonych a porządkowaniem się struktury i tworzeniem obszarów międzyfazowych, zagadnienia dotyczące mechanizmów wzrostu i degradacji związków naprężonych są ciągle aktualne. Trudność zrozumienia owych mechanizmów leży w ścisłym wzajemnym powiązaniu parametrów warstw i warunków technologicznych ich wzrostu, a co za tym idzie koniecznością jednoczesnej kalibracji kilku parametrów podczas procesu epitaksjalnego. Zmiana jednego parametru pociąga za sobą zmianę kolejnych. Różnice wynikające z konstrukcji reaktora, czystość reaktora i materiałów wsadowych w komórkach efuzyjnych oraz zastosowane parametry technologiczne silnie wpływają na wzrost utrudniając bezpośrednie porównanie wyników uzyskanych przez różne grupy badawcze i wyciągnięcie uniwersalnych wniosków. Ponadto publikowane w literaturze wieloparametrowe zależności są intencjonalnie niepełne, czasem mają wręcz szczątkowy charakter podyktowany koniecznością ochrony wartości know-how. Rozwiązaniem jest optymalizacja warunków wzrostu w oparciu o wyniki literaturowe.

MAJĄC ze cel badań zrozumienie zależności pomiędzy mechanizmami rządzącymi wzrostem złożonych heterostruktur przyrządowych i uzyskanie bardzo dobrych parametrów projektowanych przyrządów, konieczne było pogłębienie wiedzy na temat fundamentalnych mechanizmów występujących podczas wzrostu warstw naprężonych, wchodzących w skład

struktur przyrządów. Tylko mając wiedzę na temat wzrostu warstw naprężonych, której mierzalnym efektem są optymalne warunki wzrostu, możliwa jest bardziej zaawansowana optymalizacja procesów rządzących wzrostem złożonych heterostruktur. W związku z tym obiektem moich badań były najpierw warstwy naprężone (Rys.1), następnie, w oparciu o zdobytą wiedzę, jako kontynuacja badań – złożone heterostruktury przyrządowe (Rys.2).

METODYKA

I. WARSTWY NAPRĘŻONE

Przed przystąpieniem do badań poświęconych mechanizmom wzrostu struktur przyrządowych aktywnych i pasywnych elementów optoelektronicznych, podjęłam badania nad warstwami naprężonymi $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ i AIAs na podłożach GaAs oraz nad niskotemperaturowym wzrostem warstw $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$. Obiektem tych badań były wielokrotne studnie kwantowe MQW (*ang. multi quantum well*), schemat których został przedstawiony na Rys. 1a, lustra Bragga DBR (*ang. distributed Bragg reflectors*), Rys. 1b, oraz pojedyncze studnie kwantowe krystalizowane w niskiej temperaturze (*ang. low temperature QW*) LT- $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ QW, Rys. 1c.

Badania mechanizmów wzrostu warstw naprężonych obejmowały analizę wpływu warunków termodynamicznych i kinetycznych na jakość warstw. Czynniki, które pozwalają wpłynąć na efektywność zjawisk zachodzących podczas wzrostu (segregacja, dyfuzja, desorpcja) i decydujących o jakości materiałów są parametry technologiczne procesu osadzania. Moje badania objęły analizę wpływu następujących parametrów technologicznych na jakość warstw:

- A1. temperatury wzrostu z zakresu okna epitaksjalnego,
- A2. szybkości wzrostu,
- A3. czasu tworzenia obszaru międzyfazowego (interfejsu),
- A4. stosunku V/III.

Badania zaplanowałam w sposób pozwalający wyciągnąć jednoznaczne wnioski dotyczące wpływu badanego parametru na własności materiału. W jednym eksperymencie zmieniałam tylko jeden czynnik, np. tylko temperaturę wzrostu. Pozostałe parametry były stałe. W każdej kolejnej serii wzrostu warstw naprężonych wykorzystywałam parametr określony w serii poprzedzającej i będący optymalnym. Podczas badania wpływu szybkości wzrostu na parametry warstw, warstwy były krystalizowane w temperaturze zoptymalizowanej w poprzedniej serii procesów. Jakość warstw definiowały takie parametry jak: prostokątny (zbliżony do prostokątnego) profil składu chemicznego i skokowość granic międzyfazowych w MQW, zgodne z założeniami grubości warstw w DBR oraz krótki czas życia nośników w niskotemperaturowych LT-QWs. Do określenia wymienionych parametrów wykorzystałam następujące techniki pomiarowe:

- B1. fotoluminescencję PL (*ang. photoluminescence*)
- B2. wysokorozdzielczą dyfraktometrię rentgenowską HR XRD (*ang. high resolution X-ray diffractometry*),
- B3. mikroskop sił atomowych AFM (*ang. atomic force microscopy*),
- B4. spektroskopię odbiciową RS (*ang. reflectance spectroscopy*),
- B5. spektroskopię masową jonów wtórnych SIMS (*ang. secondary ion mass spectrometry*),
- B6. transmisyjną topografię rentgenowską TXRT (*ang. transmission X-ray topography*),
- B7. czasowo-rozdzielczą fotoluminescencję TR PL (*ang. time-resolved photoluminescence*).

W wyniku przeprowadzenia czterech serii wzrostu warstw naprężonych otrzymałam zależności parametrów warstw od warunków wzrostu, które pozwoliły mi:

- C1. sądzić o mechanizmach rządzących wzrostem,
- C2. określić optymalne wartości czterech parametrów technologicznych wymienionych w punktach A1 ÷ A4,
- C3. określić najlepsze parametry warstw.

II. STRUKTURY PRZYRZĄDOWE

Wyniki otrzymane podczas badań nad warstwami naprężonymi zostały wykorzystane do badań nad heterostrukturami przyrządowymi, ponieważ stanowią one części składowe przyrządów. Obszar aktywny laserów z pionową wnęką rezonansową (DW) VECSEL, (Rys. 2a i 2b), jest zbudowany z naprężonych studni kwantowych $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, lustra DBR są częścią zarówno wspomnianych laserów, modulatorów SESAM (Rys. 2c) jak i zwierciadeł dyspersyjnych SDCM (Rys. 2d), natomiast niskotemperaturowe QW są stosowane jako medium absorbujące w modulatorach. Jednakże mimo zoptymalizowanych parametrów wzrostu poszczególnych warstw, osadzanie heterostruktur nakłada na warunki wzrostu nowe wymagania wynikające ze złożoności samych struktur. Największą trudnością podczas ich wzrostu jest identyfikacja problemu, ponieważ każda warstwa oddziałuje z każdą wnosząc dodatkowe stopnie swobody do zagadnienia optymalizacji. To oznacza, że wzrost każdej struktury wymagał odrębnych rozwiązań, by można ją było uznać za optymalnie wykonaną. W przypadku struktur laserów zagadnienia dotyczyły wielkości naprężeń. Modulatory oceniane były pod kątem pasywacji powierzchni, natomiast lustra dyspersyjne – chropowatości obszarów międzyfazowych. Wspólną cechą wszystkich badanych przeze mnie heterostruktur była znaczna ich grubość (powyżej 4.5 μm dla SESAM i powyżej 11.0 μm dla SDCM) i duży stopień złożoności. Stąd, wspólnym mianownikiem wytwarzania struktur przyrządowych były zagadnienia dotyczące:

- D1. stabilności wzrostu w czasie,
- D2. dokładności wykonania.

Weryfikacja kolejnych kroków optymalizacji wzrostu heterostruktur przyrządowych następowała na drodze charakteryzacji parametrów właściwych strukturze za pomocą dobranego dla danego przyrządu zestawu technik pomiarowych. Jednakże najważniejszym potwierdzeniem zakończenia z powodzeniem procesu optymalizacji były parametry przyrządu porównywalne do osiągnięć publikowanych w literaturze. Ich wartości można traktować jako potwierdzenie zrozumienia fundamentalnych mechanizmów rządzących wzrostem warstw naprężonych i umiejętnego ich wdrożenia do wzrostu heterostruktur zaawansowanych przyrządów.

SZCZEGÓŁOWY OPIS PRZEBIEGU BADAŃ, wykonanej charakteryzacji i analizy wyników, a następnie sformułowane wnioski zostały zawarte w sposób skrócony w poniższych dwóch rozdziałach i w sposób pełny w moich pracach przypisanych do danych rozdziałów. Podział na rozdziały jest konsekwencją badań prowadzonych na dwóch rodzajach struktur: rozdział **HI** dotyczy warstw naprężonych, rozdział **III** – naprężonych heterostruktur przyrządowych.

HI Warstwy naprężone $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ i AlAs/GaAs z uwzględnieniem niskotemperaturowego wzrostu warstw $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}/\text{GaAs}$.

(HI-1 ÷ HI-3) Warstwy naprężone $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ w heterostrukturach MQW.

Wzrost warstw pseudomorficznych InGaAs na podłożach GaAs jest ograniczony nie tylko poprzez generację dyslokacji niedopasowania ale również poprzez zmianę typu wzrostu z dwuwymiarowego na trójwymiarowy. Wytworzenie atomowo gładkiego, skokowego obszaru międzyfazowego jest niezwykle istotne w technologii struktur przyrządowych. Mimo iż ostatnie osiągnięcia w dziedzinie niskowymiarowych technik wzrostu kryształów (epitaksja z wiązek molekularnych MBE – Molecular Beam Epitaxy, epitaksja z fazy gazowej z wykorzystaniem związków metaloorganicznych MOCVD – Metalorganic Chemical Vapour Deposition) pozwalają na wytwarzanie cienkich warstw o wysokiej jakości, fizyczne ograniczenia takie jak wyspowy wzrost, interdyfuzja w obszarze zmiany faz oraz segregacja atomów na powierzchni wzrostu utrudniają osiągnięcie postawionego celu. Segregacja In na powierzchni rosnącego kryształu modyfikuje prostokątny profil pasm energetycznych w studni potencjału $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$, tym samym zmieniając optyczne własności studni. Proces segregacji In silnie zależy od warunków wzrostu. Aby zapewnić najwyższą jakość materiału stosowanego jako obszar aktywny w laserach typu (DW) VECSEL generujących promieniowanie w zakresie średniej podczerwieni, zaplanowałam eksperyment, którego

wyniki pozwoliły mi określić optymalne warunki wzrostu warstw naprężonych $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$. Struktury składały się z bufora GaAs o grubości 300 nm, osadzonych na nim pięciu studni kwantowych $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$ o grubości 8 nm z barierami GaAs o grubości 20 nm. Struktury przykryte były warstwą GaAs o grubości 15 nm.

Badane struktury MQW, schemat których został przedstawiony na [Rys. 1a](#), podzieliłam na cztery grupy w zależności od optymalizowanego parametru wzrostu:

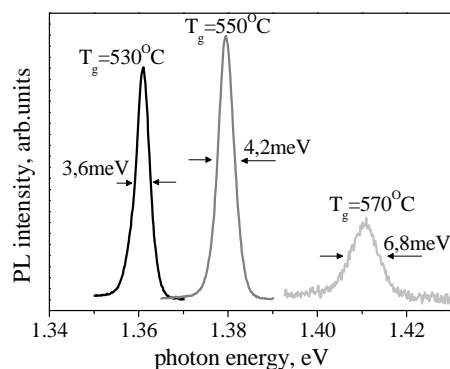
- 1) temperatury wzrostu z zakresu od 530°C do 630°C,
- 2) czasu formowania obszaru przejściowego od 0 s do 90 s,
- 3) szybkości wzrostu od 1.91 Å/s do 4.82 Å/s,
- 4) stosunku V/III od 2.8 do 6.2.

Pozostałe parametry wzrostu były stałe wewnątrz badanej grupy próbek.

Do oceny gładkości obszarów międzyfazowych oraz jakości warstw została wykorzystana fotoluminescencja. Zarówno natężenie świecenia PL jak i szerokość połówkowa linii FWHM (*ang. Full Width of Half Maximum*) posłużyły do oceny jakości MQW. Kształt profilu składu chemicznego został przeanalizowany za pomocą HR XRD.

Badania poświęcone optymalizacji TEMPERATURY WZROSTU pozwoliły określić zakres temperaturowy, tzw. okno epitaksjalne, w którym możliwy jest wzrost MQWs o bardzo dobrych własnościach optycznych i strukturalnych. Zakres ten jest bardzo wąski: 520°C ÷ 540°C. Jest zdefiniowany przez konkurujące ze sobą zjawiska kinetyczne na powierzchni rosnącego kryształu.

Typowe widma spektralne zmierzone w niskich temperaturach nie mają dodatkowych pików, mogących pochodzić od przejść energetycznych związanych z poziomami domieszek w QW lub w obszarze przejściowym ([Rys. 6](#)). Powyżej temperatury 550°C widać gwałtowny spadek natężenia PL i wzrost szerokości połówkowej sygnału.



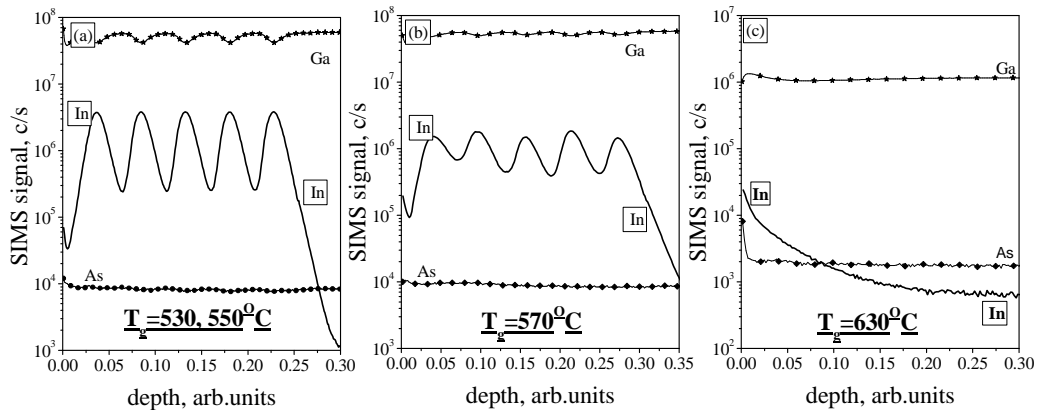
Rys. 6 Widma PL (zmierzone w $T_{\text{PL}} = 3.5$ K) studni kwantowych $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ otrzymanych w różnych temperaturach wzrostu z zakresu od 530°C do 570°C.

Wyjaśnienie tej zależności oparłam na zjawiskach zachodzących na powierzchni kryształu podczas jego wzrostu. Ponieważ migracja cząstek po powierzchni jest bardziej efektywna w wyższej temperaturze wzrostu, to również bardziej efektywnie zachodzi porządkowanie sieci krystalicznej. Z drugiej jednak strony, zwiększając temperaturę wzrostu zwiększamy zasięg segregacji In, co skutkuje poszerzeniem (chropowatością) obszarów międzyfazowych odzwierciedlonym w poszerzeniu linii PL. W temperaturze 550°C nie zachodzi jeszcze chropowacenie obszarów międzyfazowych w związku z czym nie obserwuje się zmniejszenia natężenia sygnału PL, natomiast zachodzi efekt porządkowania struktury sieci, który zmniejsza negatywny wpływ segregacji In na szerokość obszaru międzyfazowego, a tym samym na wartość FWHM. Warto zaznaczyć, że wartość FWHM dla próbki otrzymanej w temperaturze 530°C jest porównywalna z najlepszymi wynikami opublikowanymi dla podobnych heterostruktur [9, 10].

Zarówno poszerzanie linii PL, brak sygnału dla próbki wykrystalizowanej przy 630°C oraz przesunięcie linii widmowych w kierunku wyższych energii wraz ze zwiększaniem temperatury wzrostu powyżej 550°C jest prawdopodobnie związane z desorpcją i segregacją indu, przy czym w badanym przeze mnie zakresie temperaturowym, drugi z

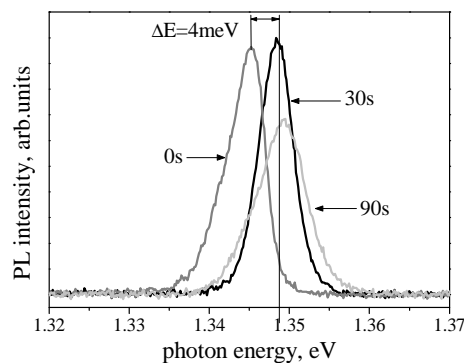
wymienionych czynników jest dominujący. Efektywność segregacji w temperaturze 620°C i 470°C jest porównywalna, natomiast efektywność segregacji jest bliska 90% [11]. To oznacza, że przesunięcie linii widmowych pokazane na Rys. 6 może wynikać przede wszystkim z mniejszej koncentracji atomów In w wykrystalizowanym materiale oraz ze zmniejszenia grubości studni na skutek zmniejszenia szybkości wzrostu.

Wyniki pomiarów profilu koncentracji In w próbkach MQW pokazane na Rys. 7 potwierdzają moje założenia. Periodyczny profil koncentracji In jest obserwowany dla próbek wytworzonych przy niższych temperaturach (530°C i 550°C), dla wyższych temperatur widoczne jest zaburzenie periodyczności i mniejsza koncentracja In bądź krzywa monotonicznie zanikająca, właściwsza warstwie o zmiennym składzie niż strukturze periodycznej. Wyniki te są zgodne z uzyskanymi za pomocą PL.



Rys. 7. Profile koncentracji In uzyskane metodą SIMS dla studni kwantowych $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ otrzymanych przy różnych temperaturach wzrostu z zakresu od 530°C do 630°C.

Drugim parametrem, którego wpływ na jakość MQW badałam, opisuje nieciągłość wzrostu, tj. CZASU TWORZENIA OBSZARU MIĘDZYFAZOWEGO. Największy obszar międzyfazowy został utworzony wówczas, gdy wzrost QW został zatrzymany na 30s (Rys. 8).

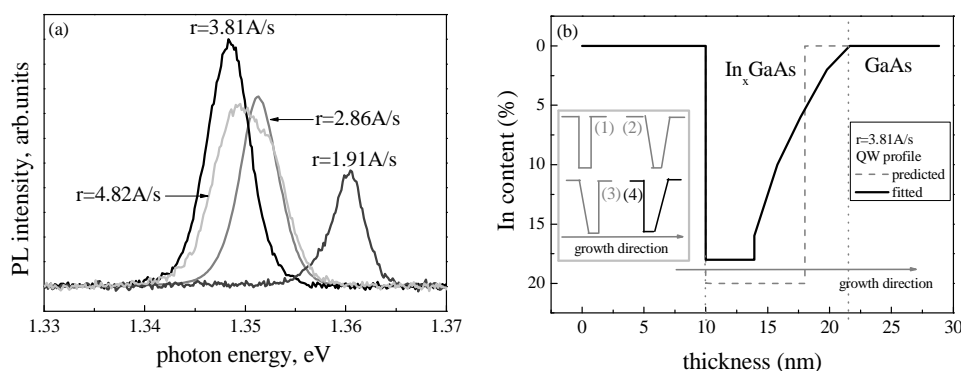


Rys. 8. Widma PL (zmierzone w $T_{\text{PL}} = 3.5 \text{ K}$) studni kwantowych $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ otrzymanych przy różnej długości czasu, na który zatrzymano wzrost: od 0 s do 90 s.

Aby wzrost materiałów pseudomorficzných mógł przebiegać w dwuwymiarowym reżimie *step-flow*, musi być prowadzony w stanie nierównowagi termodynamicznej [12]. Jeśli pominąć dezorientację płytki podłożowej, reżim *step-flow* jest możliwy w warunkach wzrostu zdominowanych przez zjawiska kinetyczne na powierzchni kryształu, tj. przy wysokiej temperaturze wzrostu. W technologii MBE, w temperaturach ok. 530°C, wzrost zwykle przebiega poprzez zarodkowanie, rozrastanie a następnie koalescencję wysp dwuwymiarowych. W idealnym przypadku, w obszarze międzyfazowym obecne są wyspy o wysokości porównywalnej z jedną monowarstwą 1ML (*ang. monolayer*). Funkcja falowa ekscytonów obecnych w materiale uśrednia się po wielu małych wyspach, co skutkuje oddziaływaniem podobnym do oddziaływania z jednorodną studnią. Jeśli wysokość wyspy jest większa niż 1ML, wówczas ekscyton ulega rozproszeniu, co widać w poszerzeniu linii

widmowej i zmniejszeniu natężenia piku PL. Wychodząc z powyższego założenia, większa wartość FWHM i niższe natężenie PL obserwowane dla wzrostu ciągłego w porównaniu do przerwanego na 30s, może być spowodowane obecnością wysp o wysokości przekraczającej 1ML w obszarze międzyfazowym. Kiedy wzrost zostaje przerywany na 30s, niektóre atomy migrują do miejsc energetycznie uprzywilejowanych, inne desorbują, co prowadzi do zmniejszenia wysokości wysp do wartości nie przekraczającej 1ML. Przerwa we wzroście jest jednak na tyle krótka, że nie dochodzi do łączenia wysp, a to gwarantuje skokowość obszaru przejściowego oraz jednorodność QW w rozumieniu rozpraszania ekscytonów. Wydłużając przerwę we wzroście (90s), zwiększamy czas porządkowania się atomów na powierzchni, małe wyspy zaczynają przyłączać się do stopni tarasów zwiększając ich szerokość. Prowadzi to do chropowacenia obszaru międzyfazowego, ponieważ w kierunku lateralnym tarasy powstałe po koalescencji wysp mają szerokość porównywalną ze średnicą ekscytonu. Z tego wynika optymalny czas, na jaki należy zatrzymać wzrost w obszarze międzyfazowym i wynosi on 30 s.

Kolejnym z czterech analizowanych parametrów technologicznych, jest SZYBKOŚĆ WZROSTU pochodząca z zakresu od 1.91 Å/s do 4.82 Å/s. Wyniki badań pokazały różne modyfikacje prostokątnego profilu studni, otrzymanego z zastosowaniem różnych wartości szybkości wzrostu. Wyniki pomiaru widm PL zostały pokazane na [Rys. 9a](#).

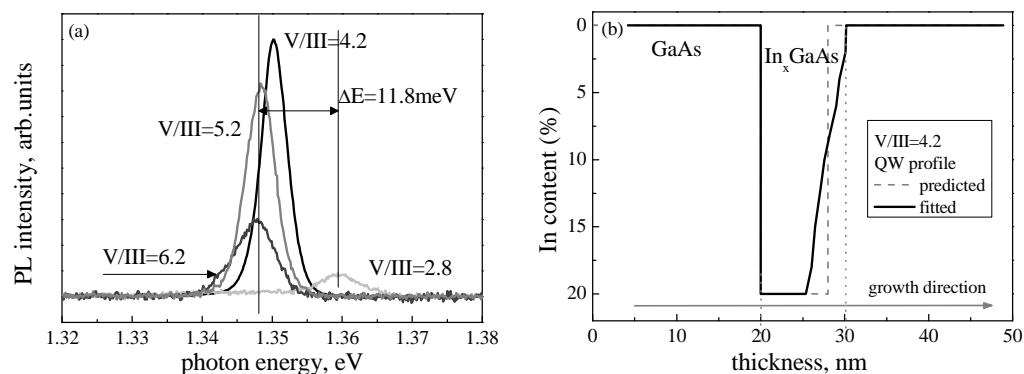


Rys. 9 Widma PL (zmierzone w $T_{\text{PL}} = 3.5 \text{ K}$) studni kwantowych $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ otrzymanych z szybkością wzrostu z przedziału od 1.91 do 4.82 Å/s (a), i obliczony profil studni kwantowej wykrystalizowanej z szybkością 3.81 Å/s (b) rys. wewnętrzny – schematycznie przedstawione profile symetrycznych (1 i 2) i asymetrycznych (3 i 4) profili QWs.

Szerokość połowkowa widma PL próbki otrzymanej z szybkością wzrostu 3.81 Å/s jest mała i wskazuje na wysoką jakość krystaliczną materiału. Przy mniejszej wartości szybkości wzrostu można zaobserwować silną redukcję natężenia PL. Aby wyjaśnić przyczynę osłabienia świecenia PL (nie związaną z wbudowanymi atomami zanieczyszczeń), badania zostały uzupełnione analizą numeryczną krzywych dyfrakcyjnych zmierzonych dla analizowanych próbek. Do analizy użyto aplikacji opartej o dynamiczną teorię dyfrakcji [13]. Rozważyliśmy cztery prawdopodobne profile składu chemicznego (Rys. 9b, rys. wewnętrzny). Najlepsze dopasowanie krzywych teoretycznych do eksperymentalnych uzyskano przy założeniu, że obszar międzyfazowy pod studnią kwantową (idąc w kierunku wzrostu struktury) jest skokowy, natomiast nad studnią – o zmiennym składzie. Prawdopodobnie odpowiada za to segregacja In na powierzchni rosnącego kryształu. Kiedy wzrost QW jest zakończony, atomy indu mogą tworzyć wyspy InAs na powierzchni $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ i następnie wbudowywać się do rosnącego kryształu bariery GaAs tworząc związek $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ o zmiennym w głąb bariery składzie chemicznym. Tak powstały obszar międzyfazowy powoduje powstawanie różnic potencjału pomiędzy sąsiadującymi miejscami heterostruktury. Po pobudzeniu próbki zewnętrznym źródłem światła, nośniki mogą przemieścić się do obszaru o niższym potencjale, skąd na skutek rekombinacji promienistej emitują fotony decydujące o natężeniu i pozycji spektralnej widma PL. Jednakże część nośników może zostać rozproszona na niedoskonałościach sieci, bądź wziąć udział w innym procesie rekombinacji niepromienistej. To powoduje zmniejszenie natężenia świecenia PL.

Jeśli założymy, że granice QW wyznaczają atomy In (Rys. 9b), wówczas grubość studni wynosi 11.63 nm, co przekracza wartość założoną 8 nm. Jednakże obszar pod krzywą symulacyjną opisującą profil In (czarna krzywa) jest mniejszy niż obszar pod krzywą teoretyczną zakładaną i ich stosunek wynosi 0.75. To wskazuje, że mniej materiału In_xGaAs zostało osadzone podczas wzrostu QW niż to było założone, co wyjaśnia położenie spektralne linii PL studni osadzonych przy wolniejszych szybkościach wzrostu.

Ostatnim z parametrów technologicznych jest stosunek strumieni pierwiastków z gr.V do strumieni pierwiastków z gr.III układu okresowego – STOSUNEK V/III. Parametr ten był analizowany w przedziale wartości od 2.8 do 6.2. Zależności FWHM i natężenia sygnału PL od V/III (Rys. 10a) pozwoliły określić zakres pożądanych wartości V/III od 3.8 do 5.2.



Rys. 10 Widma PL (zmierzone w $T_{\text{PL}} = 3.5$ K) studni kwantowych $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ otrzymanych dla V/III z przedziału od 2.8 do 6.2 (a), obliczony profil QW wykrystalizowanej dla V/III=4.2 (b).

Silna i wąska linia PL (FWHM=4.2 meV) otrzymana dla próbki wykrystalizowanej przy V/III=4.2 świadczy, że MQW została wytworzona w warunkach technologicznych zbliżonych do optymalnych. Profil studni kwantowej otrzymany na podstawie dopasowywania krzywej dyfrakcyjnej teoretycznej do eksperymentalnej (Rys. 10b) uzyskano przy założeniu zmiennego składu chemicznego w górnym obszarze międzyfazowym (idąc w kierunku wzrostu), co jest uzasadnione biorąc pod uwagę segregację In w kierunku wzrostu. Dokładniejsza analiza wskazuje, że obszar międzyfazowy rozciąga się na szerokości 4 nm, czyli w węższym obszarze niż w przypadku próbki otrzymanej przy V/III=5.2 (7 nm). To wskazuje, że wyższy strumień As tłumi migrację atomów In na powierzchni [14]. Zwiększenie V/III powyżej 5.2 może prowadzić do tworzenia defektów międzywęzłowych pochodzenia arsenowego, co zaburza sieć krystaliczną studni kwantowej. Przejście ze wzrostu dwuwymiarowego na 3D zostało wykluczone za pomocą obserwacji obrazu RHEED rekonstrukcji atomów na powierzchni (2x4) podczas wzrostu.

W trakcie badań nad relaksacją naprężenia sieci, podjęłam próbę wykorzystania mikroskopu sił atomowych AFM do oszacowania grubości warstwy, przy której zaczyna się proces relaksacji. Porównałam wartości grubości krytycznej oszacowanej na podstawie oględzin obrazów AFM powierzchni warstw i wartości uzyskane na podstawie analizy rozkładu natężenia rozpraszania dyfuzyjnego widocznego na mapach sieci odwrotnej RSMs (*ang. reciprocal space maps*). Wyniki były zgodne, co pozwala stwierdzić, że mikroskopia AFM może być wykorzystywana w szybkiej diagnostyce jakości warstw jako technika uzupełniająca do pomiarów metodami HR XRD i PL.

PODSUMOWANIE:

Uzyskane wyniki pozwoliły mi określić mechanizmy rządzące wzrostem warstw naprężonych w zmiennych warunkach termodynamicznych:

1. W obrębie tzw. okna epitaksjalnego (od 520°C do 540°C) wzrost warstw naprężonych następuje w modzie 2D poprzez łączenie się wysp o wysokości 1ML i wymiarach lateralnych porównywalnych ze średnicą ekscytonu, dzięki czemu nie doświadczają one rozproszeń na chropowatościach obszarów międzyfazowych.

2. Przy powolnym wzroście następuje bardziej efektywne wbudowanie się zanieczyszczeń do warstw, natomiast przy większych od optymalnej szybkościach wzrostu – zaburzenie procesów na

powierzchni rosnącego kryształu, co skutkuje zaburzeniem porządkowania się struktury krystalicznej materiału.

3. Przy zwiększaniu ciśnienia atomów As następuje coraz silniejsze tłumienie migracji atomów In, a w konsekwencji zmniejszanie zakresu jego segregacji. To skutkuje bardziej prostokątnym kształtem studni potencjału. Przy dalszym zwiększaniu ciśnienia As, nadmiar atomów arsenu jest wbudowywany do sieci jako defekty międzywęzłowe.

4. Czas, na jaki wzrost został zatrzymany w obszarze rozdziału faz słabiej wpływa na jakość warstw naprężonych niż pozostałe parametry technologiczne.

5. Przydatność mikroskopu AFM do badań relaksacji w cienkich warstwach naprężonych (w pojedynczych warstwach w odróżnieniu od struktur periodycznych jak MQW) została potwierdzona przez porównanie z wynikami otrzymanymi za pomocą techniki HR XRD z wykorzystaniem promieniowania synchrotronowego.

Wymiernym wynikiem przeprowadzonych badań są optymalne wartości czterech głównych parametrów wzrostu warstw naprężonych $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$: temperatura wzrostu od 520°C do 540°C , szybkość wzrostu 3.81 \AA/s , $V/III = 4.2$, $t_f = 30 \text{ s}$. Stały się one podstawą do przeprowadzenia badań nad wzrostem laserów (DW) VECSEL, opisanych w dalszej części autoreferatu i w cytowanych moich pracach.

(HI-4 ÷ HI-6) Warstwy naprężone AlAs/GaAs w heterostrukturach DBR

Ćwierćfalowe lustra Bragga są szeroko stosowane w przyrządach optycznych, mających wysokie wymagania odnośnie współczynnika odbicia, bardzo często powyżej 98%. Ze strukturami lusterek Bragga AlAs/GaAs są związane dwa główne zagadnienia badawcze: trudność z precyzyjnym określeniem współczynnika odbicia i relaksacja naprężeń sieci.

Spektroskopia odbiciowa (*ang. reflectance spectroscopy R*) jest podstawowym narzędziem stosowanym do pomiarów odbicia lusterek, jednakże w przypadku odbicia bliskiego 100%, nie jest to wystarczająco dokładna technika. Decydują o tym dwa czynniki: własności odbijające lustra referencyjnego i kształt fali padającej. Referencyjne lustro srebrne ma zbyt niską odbijalność (~98%), ponadto lustro to ulega procesom starzenia, które prowadzą do stopniowej jego degradacji. Drugi czynnik związany jest z faktem, że wysoki współczynnik odbicia jest wynikiem interferencji wiązki odbitej od każdej granicy rozdziału pomiędzy warstwami o wysokim i niskim współczynniku załamania. W związku z tym precyzyjne określenie odbijalności wymaga, aby fala padająca była falą płaską.

Zaproponowanym przeze mnie rozwiązaniem jest kontrola parametrów lustra, które wpływają na wartość odbicia, tj. periodyczności, ostrości granic pomiędzy warstwami, składu i grubości poszczególnych warstw. Założyłam, że jeśli zmierzone parametry struktury będą zgodne z zakładanymi to zgodny będzie również współczynnik odbicia lustra. Do tego celu wykorzystałam łączoną charakteryzację za pomocą spektroskopii odbiciowej R i dyfrakcji rentgenowskiej HR XRD.

Wpływ warunków technologicznych na jakość struktur lusterek DBR złożonych z materiałów AlAs/GaAs, a w szczególności na współczynnik odbicia jest dobrze znany. Inaczej jest w przypadku wpływu periodyczności tych heterostruktur i jednorodności warstw na wartość współczynnika odbicia. Są to czynniki nieoczywiste ponieważ heterostruktury AlAs/GaAs uważane są za dopasowane sieciowo do podłoża GaAs i nie bierze się w nich pod uwagę procesu relaksacji sieci. Jednakże w lustrach o dużej grubości (zakres spektralny powyżej $1.0 \mu\text{m}$) bądź/i o wysokiej odbijalności (powyżej 98%), nawet małe niedopasowanie sieciowe odgrywa znaczącą rolę.

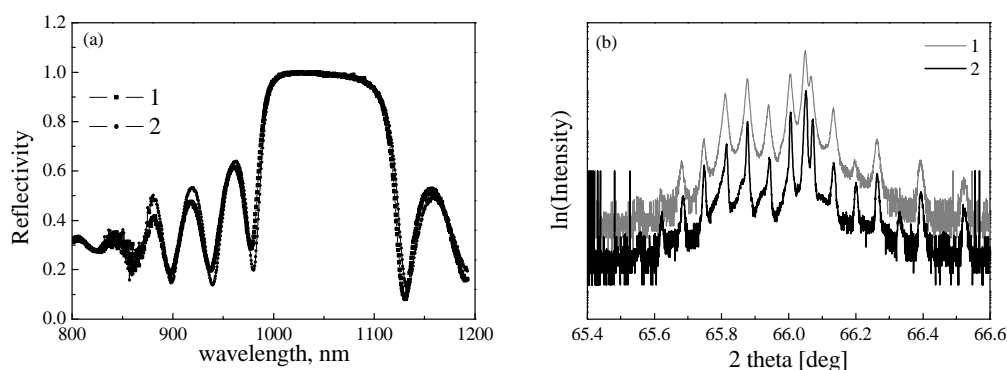
Celem zaplanowanego przeze mnie eksperymentu było:

- 1) wykazanie, że zaproponowana metodyka oceny własności odbijających lusterek jest poprawna,
- 2) sprawdzenie wpływu liczby periodów na jakość odbijania struktur,
- 3) sprawdzenie wpływu jednorodności warstw na jakość odbijania struktur.

W tym celu wykonałam serię struktur, schemat których został przedstawiony na [Rys. 1b](#):

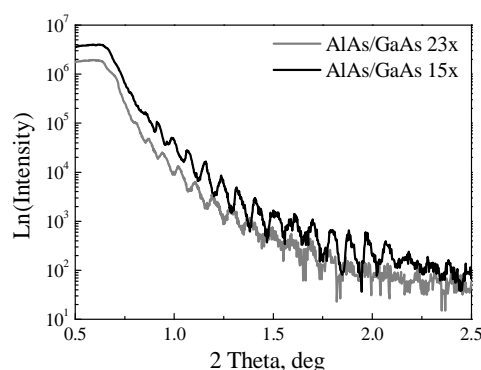
- 1) nominalnie takich samych,
- 2) różniących się liczbą periodów,

3) różniących się szybkością obrotów podłoża podczas procesu wzrostu. W pierwszym etapie zostały zróżnicowane lustra o wysokim współczynniku odbicia (Rys. 11a) poprzez analizę dyfraktogramów (Rys. 11b). Odbijalność luster jest niemalże identyczna, natomiast różnice w pikach satelitarnych wysokich rzędów na krzywych dyfrakcyjnych pozwoliły wyróżnić jedną ze struktur. Najlepsze dopasowanie krzywej teoretycznej (nie pokazano na rysunku) do eksperymentalnej otrzymano przy założeniu, że zaburzenie periodyczności nastąpiło na początku procesu osadzania, po czym po kilku periodach periodyczność wróciła. Z symulacji wynika, że zaburzenie dotyczy warstwy AlAs. Brak periodyczności na początku wzrostu nie dyskwalifikuje lustra, ale zmniejsza jego odbijalność w zakresie niemożliwym do zmierzenia, czyli dziesiątych części %.



Rys. 11 Spektralne zależności współczynnika odbicia (a) i profile dyfrakcyjne zmierzone wokół refleksu (004) (b) dla dwóch nominalnie takich samych luster Bragga. Profil dyfrakcyjny 2 jest przesunięty w celu zwiększenia przejrzystości opisu.

Na drugim etapie stwierdzono, że zwiększenie liczby periodów w celu zwiększenia współczynnika odbicia ma pewne ograniczenia. Pomiarzy metodą HR XRD pokazały, że struktura o większej liczbie periodów ma bardziej poszerzone piki satelitarne, przy czym poszerzenie występuje dla wszystkich satelitów. Jednocześnie z pomiarów wykonanych za pomocą reflektometrii rentgenowskiej (HR XRR) wynika, że szybszy zanik oscylacji na krzywej reflektometrycznej następuje dla grubszej struktury (Rys.12). Wyniki te świadczą o gorszej jakości krystalicznej i bardziej chropowatych obszarach międzyfazowych w strukturze o większej liczbie powtórzeń. Można to wyjaśnić poprzez rozpatrzenie obszarów międzyfazowych jako defektów, ponieważ każdorazowe przerwanie wzrostu materiału to nieciągłość sieci krystalicznej, a więc defekt. Wielokrotne przerwy we wzroście skutkują kumulacją defektów, chropowaceniem obszarów międzyfazowych, co widać w wynikach pomiarów.

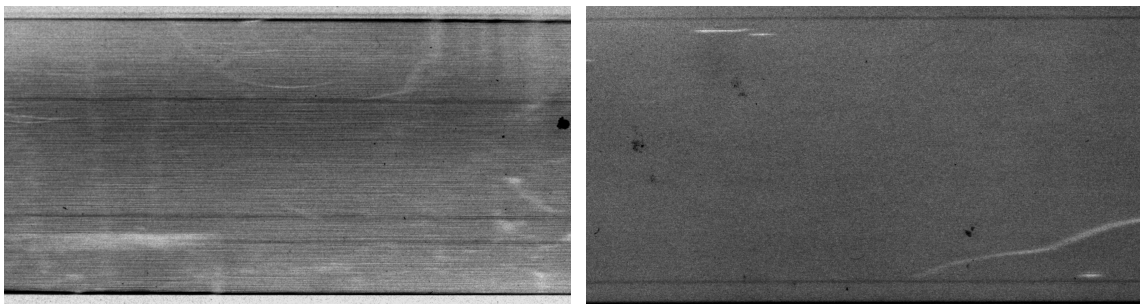


Rys. 12 Eksperymentalne krzywe reflektometryczne otrzymane dla luster Bragga o różnej liczbie powtórzeń.

Na trzecim etapie eksperymentu wskazują zależność pomiędzy ostrością obszarów międzyfazowych i jednorodnością grubości warstw a frontem wzrostu struktur. W wybranych warunkach wzrostu, zarówno kinetycznych jak i termodynamicznych, wzrost dwuwymiarowy może być bardziej stabilny dzięki zapewnieniu jednorodnego transportu cząstek i ich

wbudowywania do rosnącego kryształu, co jest zależne od obrotów podłoża [15]. Im szybsze są obroty, tym bardziej jednorodny jest rozkład temperatury na powierzchni kryształu. Przeprowadziłam eksperyment z różnymi obrotami: wolnymi 5 obrotów/min i szybkimi 30 obrotów/min. W strukturze wykonanej przy szybkich obrotach zaobserwowałam poprawę jakości krystalicznej w kierunku wzrostu. Najlepsze dopasowanie krzywych dyfrakcyjnych teoretycznej i zmierzonej uzyskaliśmy przy założeniu, że każdy period składa się z warstwy AIAs o grubości 89.4 nm i warstwy GaAs o grubości 76.5 nm i skokowych obszarach przejściowych. Dla próbki wykonanej przy wolnych obrotach dopasowanie krzywych otrzymaliśmy przy założeniu, że obszar przejściowy pomiędzy warstwami AIAs i GaAs nie jest jednorodny w całej strukturze i ma grubość kilku monowarstw. Wyniki te można wyjaśnić większą jednorodnością temperatury na szybciej obracającym się podłożu, a więc bardziej jednorodnym rozkładem cząstek na powierzchni rosnącego kryształu, a w konsekwencji bardziej jednorodnym wzrostem.

Najważniejszym efektem poprawy jakości krystalicznej struktury jest przesunięcie punktu relaksacji naprężeń w kierunku większych grubości lustra. Defekty obecne w sieci przyspieszają uwalnianie energii skumulowanej w naprężonym materiale. Przy niskiej gęstości defektów, energia związana z naprężeniem materiału jest w nim utrzymywana, generacja dyslokacji jest stłumiona i sieć pozostaje naprężona. Efekty te zaobserwowałam korzystając z topografii rentgenowskiej. Topogramy transmisyjne wykonane wokół refleksu 220 dla dwóch struktur DBR zostały przedstawione na Rys. 13.



Rys. 13 Topogramy transmisyjne Langa wykonane wokół równoważnych refleksów 220 dla dwóch struktur DBR otrzymanych przy 5 obrotach/min (lewy) i 30 obrotach/min (prawy).

Jak pokazuje Rys. 13a, na strukturze otrzymanej przy wolnych obrotach podłoża widoczny jest efekt relaksacji naprężeń. Linie dyslokacyjne są jednorodnie rozłożone w dwóch prostopadłych kierunkach $\langle 110 \rangle$ i $\langle 1-10 \rangle$ w płaszczyźnie (001) (na Rys. 13a przedstawiono jeden kierunek). Dla struktury wytworzonej przy szybkich obrotach nie zaobserwowałam linii dyslokacyjnych. Wyniki przedstawione przez Mazuelas'a i innych współautorów [16] pokazują, że strukturę lustra Bragga zaprojektowaną na centralną długość fali równą 980 nm można utrzymać w stanie pełnej koherencji sieciowej do 10 periodów (całkowita grubość wynosi 1.5 μm). Struktury wykonane przeze mnie mają 15 periodów i całkowitą grubość równą 2.4 μm .

Wpływ szybkości obrotów na jakość krystaliczną warstw w technologii MOCVD był bezdyskusyjnie uznawany, natomiast w MBE był jak dotychczas zaniedbywany [17, 8].

PODSUMOWANIE:

Pomiar współczynnika odbicia za pomocą spektroskopii odbiciowej nie niesie wystarczających informacji o jakości lustra Bragga i aby mogły być one z powodzeniem stosowane w złożonych strukturach laserów VECSEL bądź modulatorach typu SESAM, konieczna jest optymalizacja ich parametrów przy dodatkowej charakteryzacji strukturalnej za pomocą HR XRD.

Wyniki eksperymentalne dowodzą, że zarówno gęstość defektów jak i chropowatość (między)powierzchni są większe dla struktur z większą liczbą periodów (większą liczbą międzypowierzchni), co wpływa na zmniejszenie odbijalności. Powinno to być brane pod

uwagę przy projektowaniu przyrządów i bilansowane poprzez dodanie dodatkowych periodów do struktury lustra.

Szybkość obrotów podłoża wpływa na jednorodność własności luster w kierunku wzrostu. Zwiększenie szybkości obrotów pozwoliło osiągnąć znaczący postęp w redukcji gęstości dyslokacji niedopasowania na skutek poprawy jednorodności rozkładu temperatury na powierzchni podłoża podczas wzrostu. Po raz pierwszy zaobserwowaliśmy zależność pomiędzy gęstością dyslokacji niedopasowania a szybkością obrotów podłoża w technologii MBE. **Otrzymana została struktura DBR AlAs/GaAs o 15 periodach bez śladów dyslokacji niedopasowania.** Grubość krytyczna warstwy AlAs (z M&B wynosi 488 nm) została przekroczona prawie trzykrotnie.

(HI-7 ÷ HI-8) Niskotemperaturowe warstwy naprężone $\text{LT-In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As/GaAs}$

Ultra szybkie przyrządy optyczne znalazły zastosowanie w systemach telekomunikacyjnych o dużej przepustowości i w laserach generujących femto- i pikosekundowe impulsy. Ultra szybkie czasy przełączania przyrządów możliwe są do uzyskania, gdy materiały charakteryzują się krótkim czasem odpowiedzi nieliniowej absorpcji, dużą wartością modulacji absorpcji i małymi nienasycalnymi stratami. Ponadto szerokość pasma nieliniowości parametrów w przyrządach pracujących w femtosekundowej skali czasowej musi być duża. Standardowym podejściem do uzyskania sub-pikosekundowych czasów odpowiedzi w półprzewodnikach III-V jest niskotemperaturowy wzrost i wygrzewanie po zakończonym procesie wzrostu. Najczęściej stosowany zakres temperatur to od 220 do 350°C i stosunek V/III około 20. Na skutek zastosowania takich warunków wzrostu otrzymujemy materiał o dużej gęstości defektów podstawieniowych pochodzenia arsenowego: mniejszość stanowią zjonizowane atomy (jony), tj. As w miejscu atomów Ga (As_{Ga}^+), natomiast większość – neutralne atomy As (As_{Ga}^0). Jedyne jony mogą pułapkować elektrony – powoduje to skrócenie czasu życia nośników. Absorpcja promieniowania związana ze wzbudzeniem nośnika z neutralnego atomu As_{Ga}^0 do pasma przewodnictwa ($\text{As}_{\text{Ga}}^0\text{-CB}$) jest głównym źródłem nienasycalnych strat w materiale. Pozostała część absorpcji wydaje się być związana z defektami powstającymi podczas niskotemperaturowego wzrostu.

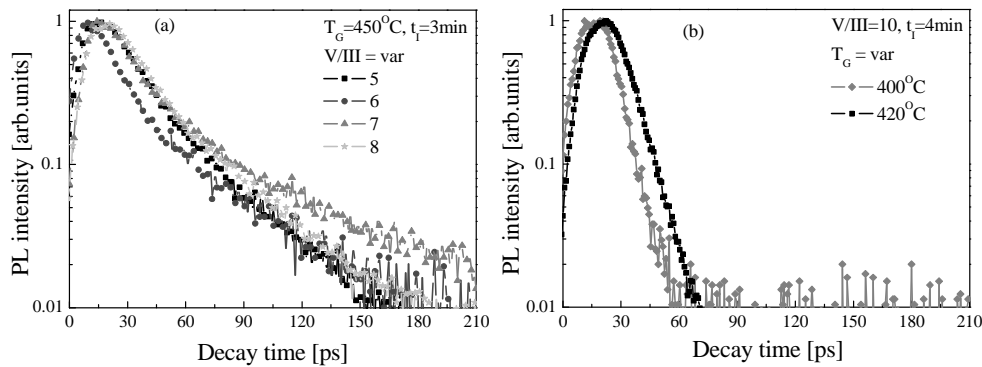
Mimo iż wzrost niskotemperaturowy warstw $\text{LT-In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ był szeroko badany, to jednak optymalne warunki wzrostu, które są wynikiem kompromisu pomiędzy jak najkrótszym czasem odpowiedzi a jak najmniejszymi nienasycalnymi stratami, są ciągle poszukiwane. Główna przyczyna tkwi w zbyt krótkim czasie życia przyrządów i ich niestabilności w czasie.

Celem postawionego przeze mnie eksperymentu było wykonanie modulatora typu SESAM stabilnie pracującego przez długi czas w laserze generującym femtosekundowe impulsy. Założyłam, że będzie to możliwe, gdy pod wpływem absorpcji promieniowania w materiale absorbującym modulatora nie będą zachodziły żadne nieodwracalne zmiany statusu defektów. W związku z tym eksperyment oparłam o zjawiska kinetyczne przebiegające znacznie szybciej niż dyktuje to idea wzrostu niskotemperaturowego: wyższe temperatury wzrostu, niższe V/III i dłuższe *in situ* porządkowanie struktury defektowej w materiale zamiast wygrzewania *ex situ*. W moim rozumieniu zagadnienia, położenie atomów w materiale będzie wówczas ściśle określone, natomiast gęstość defektów niskotemperaturowych, niestabilnych termicznie zostanie zredukowana.

Obiektem badań była studnia kwantowa QW, schematycznie przedstawiona na [Rys. 1c](#): QW $\text{In}_{0.26}\text{Ga}_{0.74}\text{As}$ o grubości 8 nm osadzona na buforze GaAs o grubości 300 nm i przykryta warstwą GaAs o grubości 35 nm. Eksperyment polegał na systematycznych badaniach wpływu głównych parametrów wzrostu na czas odpowiedzi materiału studni potencjału $\text{LT-In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$:

1. temperatury wzrostu T_G ,
2. stosunku V/III,
3. czasu tworzenia obszaru międzyfazowego, przy czym był to jednocześnie czas wygrzewania materiału QW.

Różnice pomiędzy analizowanymi parametrami technologicznymi są widoczne na Rys. 14. Ilościowe dane dotyczące czasu rekombinacji nośników w QWs zostały otrzymane z pomiarów wykonanych za pomocą czasowo-rozdzielczej fotoluminescencji TRPL (*ang. time-resolved photoluminescence*). Krzywe PL zostały zanalizowane wykorzystując dwie stałe czasowe: szybką i wolną. Szybki zanik sygnału podzielił nasze próbki na dwie grupy: z długim od 14.8 ps do 23.9 ps (Rys. 14a) i krótkim czasem zaniku sygnału od 7.4 ps i 8.3 ps (Rys. 14b).



Rys. 14 Przebiegi krzywych PL zmierzone dla niskotemperaturowych studni $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ z "długim" (a) i "krótkim" (b) czasem zaniku.

Charakter przebiegu krzywej PL zmierzonej dla próbek otrzymanych w wysokiej temperaturze i niskim V/III (Rys. 14a) wskazuje na istnienie w $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ dwóch rodzajów defektów mogących pułapkować elektrony: mikrowydzienia i zjonizowane defekty As_{Ga}^+ . Wzbudzone nośniki są pułpkowane na defektach, co opisuje "szybka" stała zaniku. Po wypełnieniu się stanów pułpkowych, część spułpkowanych elektronów rekombinuje z dziurami i jony As_{Ga}^+ są znów w stanie przyjmując kolejne elektrony z pasma przewodnictwa. To prowadzi do opróżniania pasma a krzywa PL osiąga wartość zbliżoną do zera, co pokazuje "wolna" stała zaniku.

Przebiegi krzywych PL zmierzone dla próbek wykrystalizowanych w niższych temperaturach, wyższym V/III i dłuższym czasie, na który przerwano wzrost (Rys. 14b) zawierają tylko "szybką" stałą zaniku. Wiążemy to z dominującą rolą mikrowydzieleń w procesie rekombinacji. Niższa temperatura wzrostu stymuluje wbudowywanie się atomów As jako defektów podstawieniowych As_{Ga} , natomiast dłuższy czas, na jaki przerwano wzrost powoduje zwiększenie gęstości mikrowydzieleń. Czas ten rozumiemy jako czas migracji atomów As przy zmiennej temperaturze od 420°C lub 450°C (temperatura wzrostu QW) do 530°C (temperatura wzrostu warstwy przykrywającej GaAs) i łączenia/tworzenia się mikrowydzieleń. Dłuższy czas przerwy we wzroście sprzyja tworzeniu się większych i bardziej od siebie oddalonych mikrowydzieleń. Ruda i inni współautorzy [18] wywiedli zależność czasu pułpkowania elektronów od średnicy r i średniej odległości R pomiędzy mikrowydzieniami: $\tau \sim R^3/r$. Średnio jedno mikrowydzienie może pułpkować więcej niż jeden elektron w jednostce czasu, w przeciwieństwie do zjonizowanych defektów As_{Ga}^+ , które mogą pułpkować tylko jeden nośnik [19]. Stąd wniosek, że korzystne jest stosowanie dłuższego czasu przerywania wzrostu, który jest również czasem dyfuzji atomów As, aby otrzymać dużą gęstość mikrowydzieleń, która gwarantuje krótki czas życia nośników.

PODSUMOWANIE:

Przedstawione dane dostarczają nowych i istotnych informacji na temat niskotemperaturowego wzrostu. Niskotemperaturowa studnia kwantowa została wytworzona w znacznie wyższej temperaturze niż wartości publikowane i przy znacznie niższym stosunku V/III. Zrezygnowano z wygrzewania *ex situ*, co pozwoliło uniknąć poszerzenia obszarów międzyfazowych. Celem tak postawionego eksperymentu była redukcja gęstości defektów sieci tworzących się w materiale podczas niskotemperaturowego wzrostu i

zarazem zwiększenie gęstości mikrowydzieleń. **Mierzalnym efektem** jest czas powrotu do stanu równowagi równy 8ps. Wartość ta predysponuje warstwę $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ do roli warstwy absorbującej w modulatorach SESAM.

HII Struktury aktywnych (lasery) i pasywnych (lustra absorbujące i dyspersyjne) elementów optoelektronicznych.

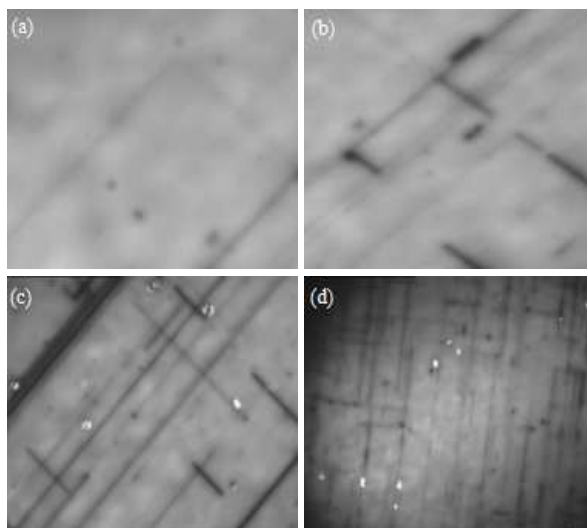
(HII-1 ÷ HII-4) Zastosowanie wielokrotnych studni kwantowych $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ i luster Bragga AlAs/GaAs w laserach VECSEL i DW VECSEL.

Pogłębiona wiedza na temat mechanizmów rządzących wzrostem naprężonych studni MQW i luster Bragga pozwoliła mi podjąć próbę wzrostu struktur laserów VECSEL zaprojektowanych na długość fali równą 980 nm.

Struktura lasera, schematycznie przedstawiona na [Rys. 2a](#), składa się z lustra Bragga osadzonego na podłożu GaAs i obszaru aktywnego. Lustro Bragga o policzonej odbijalności równej 99.99% składa się z 29.5 par warstw AlAs/GaAs . Periodyczny obszar aktywny złożony z MQW jest osadzony bezpośrednio na lustrze DBR. Studnie kwantowe o ściskającym typie naprężeń są umieszczone w strzałkach fali stojącej w obszarze aktywnym. Studnie kwantowe zostały tak zaprojektowane, by w 300K emitować długość fali równą ok. 970 nm. W ten sposób zostało uwzględnione przesunięcie długości fali w dłuższy ich zakres na skutek grzania się struktury pod wpływem absorpcji promieniowania pompującego. W strukturze MQW nie zastosowano żadnych warstw kompensujących naprężenia. Obszar aktywny był niedomieszkowany by zminimalizować straty absorpcyjne na swobodnych nośnikach. Koncentracja nośników w tym obszarze była w zakresie $7.0 \times 10^{14} \div 7.0 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$. Wartość koncentracji otrzymano na drodze symulacji numerycznych charakterystyk pojemnościowo-napięciowych zmierzonych za pomocą sondy rtęciowej. Strukturę lasera kończy warstwa $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ o grubości 150 nm przezroczysta dla promieniowania i zabezpieczona przed utlenieniem warstwą GaAs.

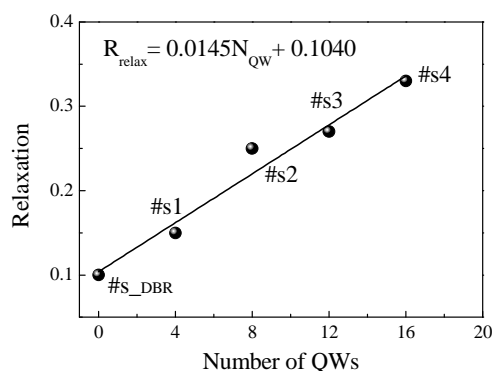
Zasadnicza część promieniowania pompy jest absorbowana w barierach GaAs. Więcej promieniowania zaabsorbuje dłuższy obszar aktywny, co przekłada się na większą efektywność pompowania. W przypadku grubego obszaru absorbującego promieniowanie pożądane jest zwiększenie liczby QW w celu ograniczenia długości drogi dyfuzji nośników. Również ze względu na logarytmiczny charakter zależności wzmocnienia od koncentracji nośników, zwiększenie liczby studni skutkuje zmniejszeniem koncentracji progowej. Jednakże QWs wprowadzają silne naprężenia do sieci heterostruktury. Po przekroczeniu grubości krytycznej, naprężenie może zostać uwalniane przez generację dyslokacji niedopasowania. Dyslokacje są centrami rekombinacji niepromienistej w materiale, co z kolei może prowadzić do zwiększenia mocy progowej bądź nawet stłumienia laserowania. Aby uzyskać maksymalną moc emisji, konieczne jest znalezienie kompromisu pomiędzy liczbą studni i stopniem relaksacji struktury, co jest możliwe tylko na drodze doświadczałnej.

Obiektem badań były cztery struktury laserów VECSEL z różną liczbą studni kwantowych: 4xQW, 8xQW, 12xQW and 16xQW. Struktury były częściowo zrelaksowane poprzez dyslokacje MDs. Na powierzchni oświetlanych struktur obserwowanych pod mikroskopem optycznym widoczne były ciemne linie ([Rys. 15](#)), które są interpretowane jako rozciągnięte defekty sieci powstałe na skutek grupowania się dyslokacji, natomiast jasne punkty – jako defekty pochodzenia galowego. Gęstość ciemnych linii jest większa dla struktur z większą liczbą studni kwantowych, czyli bardziej zrelaksowanych.



Rys. 15 Obrazy powierzchni o rozmiarach $50 \times 40 \mu\text{m}$ struktur VECSEL obserwowanych pod mikroskopem optycznym: 4QW (a), 8QW (b), 12QW (c), 16QW (d).

Stopień relaksacji dla każdej struktury został określony na podstawie analizy map sieci odwrotnej RSMs, wykonanych za pomocą HR XRD. Wyniki obliczeń, uzupełnione o wartość dla struktury lustra DBR, zostały przedstawione na Rys. 16.



Rys. 16 Zależność stopnia relaksacji od liczba QW określona na podstawie RSMs.

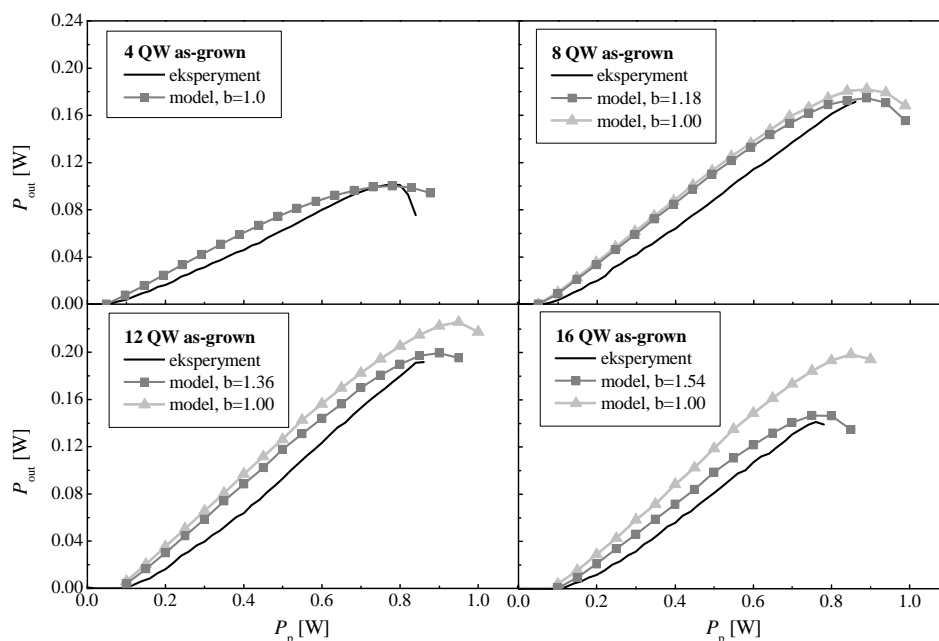
Dla częściowo zrelaksowanych/naprężonych struktur studni kwantowych $\text{In}_{0.18}\text{Ga}_{0.82}\text{As}$ osadzonych na lustrach Bragga z tym samym typem naprężeń, całkowity stopień relaksacji struktury nie jest równy sumie naprężeń struktur składowych. We wszystkich przypadkach, nawet dla struktury z 4QW o całkowitej grubości materiału $\text{In}_{0.18}\text{Ga}_{0.82}\text{As}$ mniejszej niż wartość CLT, stopień relaksacji jest wyższy niż wartość wynikająca z prostego dodawania. Gdyby tak było, stopień relaksacji struktury lasera z 12QW wynosiłby 0.113 (11.3%) (0.1 dla DBR + 0.013 dla 12QWs \rightarrow 0.113 dla VECSEL). W tym przypadku (podobnie jak to było rozpatrywane dla DBR) również sprawdza się hipoteza, że obszary międzyfazowe działają jak zaburzenie sieci, a dokładniej jak defekty rozciągłe. Jeśli gęstość defektów w materiale jest wyższa, relaksacja materiału nastąpi szybciej niż w materiale o mniejszej gęstości defektów. Obszary międzyfazowe przyspieszają relaksację sieci, która może się pojawić w materiale nawet o grubości mniejszej niż CLT.

Wymienione struktury zostały scharakteryzowane pod kątem zgodności z projektem – z pomiarów R i PL określono długość fali wzmocnienia i długość fali rezonansu Fabry-Perot'a. Rozrzut grubości mikrownęki pomiędzy strukturami wynosił 1.0%. Odstrojenie pomiędzy maksimum rezonansu i wzmocnienia było porównywalne we wszystkich badanych strukturach, co jest warunkiem koniecznym przy porównywaniu własności laserowania pomiędzy strukturami.

Do zbadania własności laserowania zbudowano liniowy rezonator pomiędzy strukturą lasera VECSEL i zewnętrznym wklęsłym zwierciadłem odsprzęgającym OC (*ang. output*

coupler). Krzywizna tego zwierciadła wynosiła 90 mm, natomiast transmisyjność – 2%. Do pompowania lasera wykorzystana została dioda laserowa LD (*ang. laser diode*) emitująca promieniowanie na długości fali 808 nm. Wiązka światła z LD była kierowana na VECSEL pod kątem 30° do osi optycznej wnęki lasera i koncentrowana na jego powierzchni do plamki o średnicy 60 μm. Długość wnęki zmieniała się od 85 do 90 nm tak, by dopasować wymiar modu do wymiaru plamki pompującej. Chip laserowy został zamontowany na miedzianej chłodnicy stabilizowanej chłodziarką Peltier. Chłodzenie wodne pozwalało odprowadzać nadmiar ciepła z chłodnicy. Zmierzone charakterystyki mocy przedstawiono na Rys. 17.

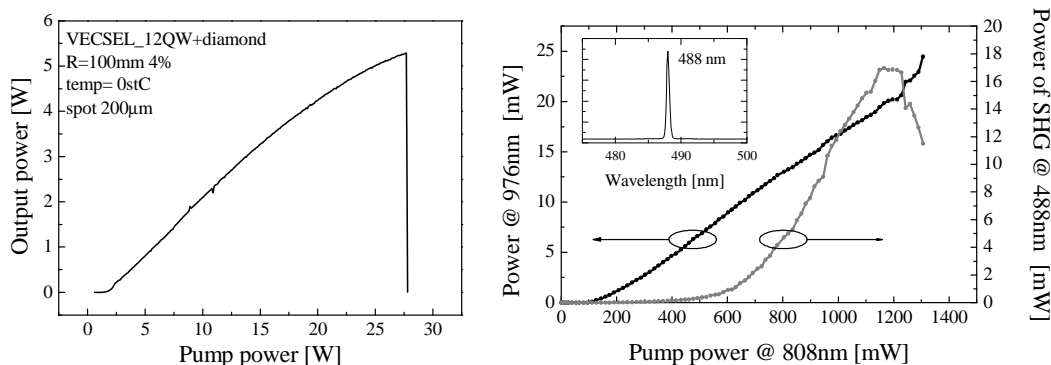
Do obliczeń charakterystyk mocy wyjściowej laserów od mocy pompującej użyto samouzgodnionego (self-consistent) modelu numerycznego. Model ten składa się z czterech ściśle powiązanych modułów do obliczania wzmocnienia, temperatury i rozkładu pola, które są opisane w [20]. W obliczeniach zmiennym parametrem był monomolekularny współczynnik rekombinacji niepromienistej A. Jest on zależny od gęstości centrów rekombinacji niepromienistej, a przez to od stopnia relaksacji lasera.



Rys. 17 Charakterystyki mocy zmierzone dla badanych struktur as-grown. Symbol b oznacza mnożnik w formule $A=b \cdot 10^8 (T/300)^4 \text{ s}^{-1}$ dla materiału $\text{In}_{0.18}\text{Ga}_{0.82}\text{As}/\text{GaAs}$.

Przy założeniu, że relaksacja jest stała i gęstość centrów rekombinacji niepromienistej jest taka sama we wszystkich strukturach (współczynnik A stały), nie otrzymamy zgodności pomiędzy policzonymi i zmierzonymi charakterystykami mocy (krzywa przerywana). Jeśli założymy, że wartość współczynnik A rośnie wraz z liczbą studni, wówczas otrzymamy dobrą zgodność wyliczonych (krzywa z symbolem kółka) i eksperymentalnych danych. To oznacza, że dłuższy obszar aktywny charakteryzuje się silniejszym rozpraszaniem niepromienistym, co jest związane z większą gęstością dyslokacji niedopasowania.

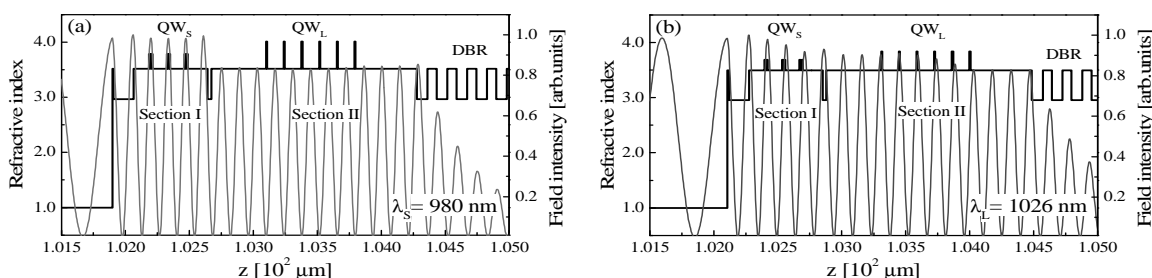
Z przedstawionych danych wynika, że optymalna – ze względu na maksymalną moc – liczba studni, która jest powiązana ze stopniem relaksacji struktury wynosi 8÷12. Biorąc za kryterium maksymalną moc zewnętrzną, zbadano laser VECSEL z 12QW z chłodnicą diamentową na powierzchni struktury. Uzyskano ok. 5.3 W mocy emisji na fali ciągłej (Rys. 18a). Dalsza poprawa charakterystyk mocy może być uzyskana poprzez usunięcie podłoża GaAs.



Rys. 18 Charakterystyki mocy lasera VECSEL z 12×QWs i diamentową chłodnicą na powierzchni struktury (lewy) i podstawowa i druga harmoniczna promieniowania laserowego w funkcji mocy pompy. Widmo fali 488 nm zostało przedstawione na wewnętrznym rysunku (prawy).

Wykorzystując strukturę VECSELa z 12QW, na skutek generacji drugiej harmonicznej promieniowania o długości fali 976 nm w kryształach nieliniowym trójboranu litu LiB_3O_5 , otrzymaliśmy promieniowanie o długości fali 488 nm i mocy zewnętrznej 20 mW (Rys. 18b). Zaobserwowaliśmy spontaniczną polaryzację światła wzdłuż jednego z kierunków krystalicznych w naszej strukturze. Stosunek polaryzacji w dwóch ortogonalnych kierunkach wynosił 1000:1.

Ze względu na konstrukcję mikrownęki wspólnej dla dwóch długości fali ok. 980 nm i 1030 nm, zarówno projektowanie jak i wzrost epitaksjalny laserów VECSEL generujących promieniowanie jednocześnie na dwóch długościach fali DW VECSEL (*ang. dual wavelength VECSEL*) są dużo bardziej skomplikowane niż w przypadku typowych struktur VECSEL. Prezentowana poniżej konstrukcja będąca wynikiem pracy naszego zespołu jest prostsza niż publikowane dotychczas [21, 22]. Na Rys. 19 przedstawiono przebieg współczynnika załamania i natężenia pola elektromagnetycznego w naszej strukturze DW VECSEL.



Rys.19 Współczynnik załamania (czarna krzywa) i natężenie pola (szara krzywa) dla dwóch długości fali $\lambda_S = 980$ nm (a) i $\lambda_L = 1026$ nm (b) w strukturze DW VECSEL. QW_S – płytka studnia kwantowa emitująca promieniowanie na krótszej długości fali, QW_L – głęboka studnia kwantowa emitująca promieniowanie na dłuższej długości fali.

Optyczne długości mikrownęki dla krótkiej i długiej długości fali wynoszą odpowiednio $8.5 \times \lambda_S$ i $8.0 \times \lambda_L$. Warstwa o szerokiej przerwie energetycznej dzieli obszar aktywny na dwie sekcje – krótko i długofalową. Warunek równej absorpcji promieniowania pompującego w obydwu sekcjach oraz założenie, że promieniowanie pompujące zanika wykładniczo w głąb struktury powoduje, że obszar aktywny, w którym umieszczone są płytke QW znajduje się przy powierzchni i jest krótszy niż obszar długofalowy. Aby liczba QW w obydwu sekcjach była równa, płytke studnie muszą być umieszczone po dwie w kolejnych trzech strzałkach fali stojącej $\lambda_S = 980$ nm. W sekcji II głębokie QW rozmieszczone są równomiernie w kolejnych sześciu strzałkach fali $\lambda_L = 1026$ nm. W celu zwiększenia współczynnika wzmocnienia, wszystkie QWs zostały umieszczone w pobliżu strzałek odpowiednich fali stojących. Ponadto by zmniejszyć absorpcję promieniowania o krótszej długości fali w głębokich QWs, studnie QW_L zostały umieszczone w pobliżu węzłów krótkiej fali λ_S . Płytkie

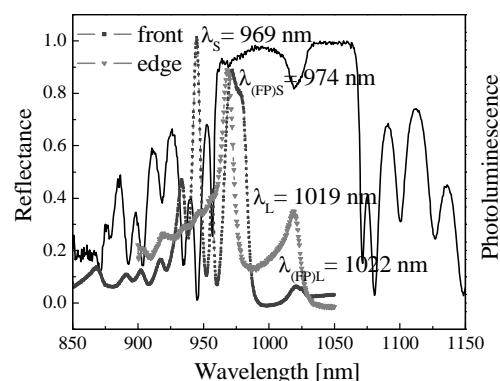
studnie zostały jedynie wysunięte ze strzałek fali stojącej λ_L , ponieważ promieniowanie długofalowe jest nieznacznie absorbowane przez płytkie studnie o większej przerwie energetycznej.

Warstwa blokująca wykonana z materiału AIAs o grubości 30 nm jest przezroczysta zarówno dla długości fali pompującej jak i dla długości fali lasera, natomiast nieprzepuszczalna dla nośników. To umożliwia oddzielne pompowanie każdej sekcji i zapobiega dyfuzji nośników generowanych w barierach płytkich QW w kierunku studni głębokich. Optymalne położenie studni kwantowych i warstwy blokującej AIAs zapewnia porównywalny poziom mocy progowej dla dwóch długości fali emitowanego promieniowania.

Struktura DW VECSEL'a ma tylko dwie sekcje, nie wykorzystuje filtra optycznego i ma porównywalne moce progowe dla obydwu długości fali. To oznacza, że od publikowanych struktur różni się prostszą konstrukcją. Dzięki temu możliwe jest powtarzalne wytwarzanie takich laserów, gdyż odpada wymóg rygorystycznej kontroli komórki In i/lub długoczasowej stabilności procesu wzrostu. Tym niemniej wzrost DW VECSEL wymaga dużej precyzji wykonania. Z danych przedstawionych przez Y.A. Morozov'a i współautorów w [23] wynika, że przesunięcie każdej studni o 6 nm z właściwych pozycji skutkuje niestabilnością generacji promieniowania. To oznacza, że zarówno projekt jak i wzrost struktury muszą być wykonane z dokładnością do 0.5%, co jest absolutnym limitem w technologii MBE wynikającym z niestabilności termicznej komórek dla gr. III. Oznacza to, że kontrola szybkości wzrostu jest najważniejszym zagadnieniem w technologii tego typu struktur.

Przed przystąpieniem do wzrostu struktur laserów, skupiłam się na opracowaniu metodyki kontroli precyzji wykonania struktur. Jeżeli wszystkie pozostałe parametry wzrostu są stałe, to szybkość wzrostu zależy od strumieni pierwiastków gr. III. Po otwarciu przesłony komórki, obserwowany jest "wybuch" nadmiarowej ilości materiału, po czym strumień stabilizuje się. W konsekwencji szybkość wzrostu dla warstw kilku nanometrowych i kilkudziesięciu nanometrowych jest różna. Struktura lasera DW VECSEL zawiera warstwy GaAs i AIAs o różnej grubości. Precyzja ich wykonania wymaga określenia szybkości wzrostu w funkcji grubości warstw. Do określania grubości warstw została wykorzystana dyfrakcja rentgenowska. Ponieważ pojedyncze warstwy o grubości kilku nm są za cienkie do badań tą metodą, wytworzyłam trzy struktury periodyczne GaAs/AIAs o różnej grubości warstw: 10/10 nm, 30/30 nm and 50/50 nm. Grubość warstw otrzymana na drodze symulacji krzywych dyfrakcyjnych otrzymanych eksperymentalnie pozwoliła stworzyć zależność szybkości wzrostu od grubości dla każdego materiału. Największa różnica 7.1% występuje dla AIAs pomiędzy szybkością wzrostu dla cienkiej i grubej warstwy.

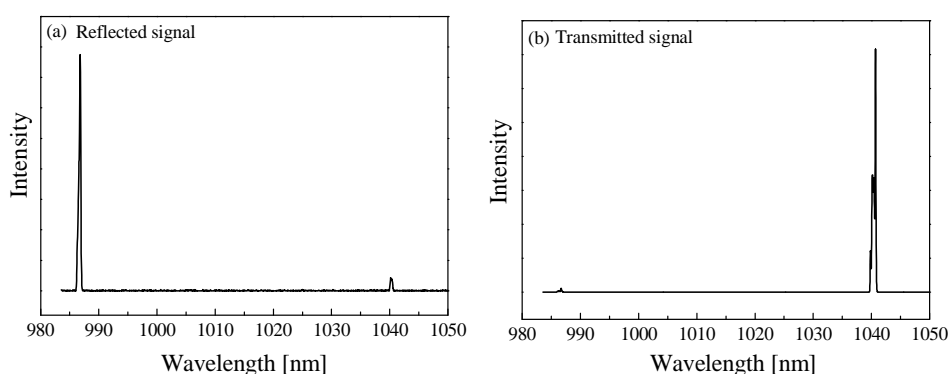
W oparciu o powyższe zależności, określono precyzyjnie czas osadzania poszczególnych warstw struktury DW VECSEL. To pozwoliło wykrystalizować strukturę zgodną z projektem, co zostało potwierdzone badaniami R i PL (Rys. 20).



Rys. 20 Spektralna zależność współczynnika odbicia i natężenia PL zmierzona dla DW VECSEL. PL zmierzono przez powierzchnię (kwadraty) struktury i z jej krawędzi (trójkąty). $\lambda_S = 969$ nm i $\lambda_L = 1019$ nm – długość fali emisji pochodząca odpowiednio z płytkich i głębokich QWs. Rezonans F-P wystąpił przy długościach fal $\lambda_{(F-P)_S} = 974$ nm i $\lambda_{(F-P)_L} = 1022$ nm.

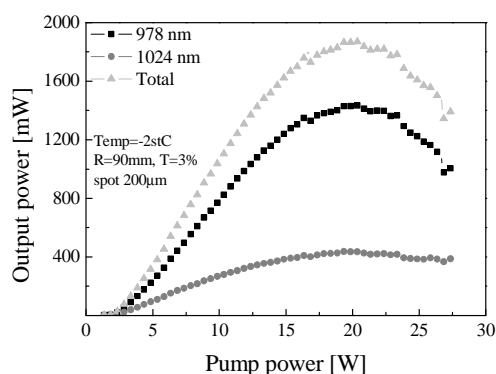
Zarówno piki natężenia PL zmierzone przez powierzchnię jak i minima na plateau spektrum współczynnika odbicia wskazują spektralną pozycję rezonansów F-P $\lambda_{(F-P)S} = 974$ nm and $\lambda_{(F-P)L} = 1022$ nm, natomiast PL zmierzone z krawędzi struktury wskazują długość fali emisji z płytkich i głębokich QWs: $\lambda_S = 969$ nm and $\lambda_L = 1019$ nm. To oznacza, że struktura została wykonana z dokładnością ok. 0.5%, czyli na tyle dokładnie, na ile pozwala metoda MBE.

Do zbadania emisji lasera niezależnie na każdej z dwóch długości fali (987 nm i 1040 nm) wykorzystano lustro Bragga jako filtr i rozdzielono przestrzennie dwie długości fali. Określono kąt padania równy 26° , przy którym lustro charakteryzuje się wysokim współczynnikiem odbicia dla krótkiej fali 987 nm (plateau) i wysoką transmisją dla długiej fali 1040 nm (pierwsze minimum). Strukturę DBR wstawiono do układu lasera tak, by wiązka lasera DW VECSEL padała na DBR pod kątem 26° . Wówczas była ona rozdzielona na dwie składowe: odbitą (987 nm) i przechodzącą (1040 nm) (Rys. 21). Laser emitował promieniowanie na fali ciągłej na obydwu częstościach. Tak duża spektralna separacja fal wynosząca 53 nm nie jest możliwa do uzyskania za pomocą żadnej innej techniki wykorzystującej zewnętrzny rezonator [24]. Nie zaobserwowano przełączania pomiędzy częstościami (w przeciwieństwie do innych doniesień literaturowych [25]).



Rys. 21 Widmo emisji lasera DW VECSEL: odbite (a) i transmitowane (b). Zwierciadło odsprężające: $R=70$ mm, $T=2\%$. Temperatura na chłodnicy wynosiła 10°C .

Laser był również charakteryzowany w układzie z diamentową chłodnicą przymocowaną do powierzchni struktury. Zmierzone charakterystyki mocy przedstawione są na Rys. 22.



Rys. 22 Charakterystyki mocy lasera DW VECSEL z diamentową chłodnicą na powierzchni.

Wart odnotowania jest fakt, że akcja laserowa została uzyskana przy tej samej mocy progowej równej 2.4 W dla dwóch długości fali. Dla tej samej mocy pompowania równej 20.0 W uzyskano maksima mocy wyjściowej dla obydwu fal - $P_{out} = 1.43$ W dla λ_S i 0.44 W dla λ_L , co oznacza, że całkowitą moc wynosi 1.87 W. Są to wyniki porównywalne z publikowanymi danymi (2.13 W przy mocy pompy 21.2 W) [22].

Oceniam, że ważną cechą omawianej struktury jest możliwość jej strojenia w stosunkowo szerokim zakresie spektralnym. Jeśli grubość mikrownęki zostanie jednorodnie pocieniona i emisja ze QWs zostanie dopasowana do nowej długości fali rezonansu, akcja laserowa

będzie nadal możliwa. Zgodnie z powyższym, projekt wyjściowy struktury został zmodyfikowany, struktura pocieniona o 3% i 5%, co dało w wyniku dwie nowe struktury DW VECSEL. Pierwsza z nich emitowała promieniowanie na długościach fal 958 nm i 1011 nm, druga ze struktur – na długościach fal 928 nm i 977 nm. Struktura może być skalowana w zakresie do -5% (ujemna wartość oznacza pocienienie). Pogrubianie struktury może powodować relaksację struktury i pogorszenie własności lasera.

PODSUMOWANIE:

Pogłębiona wiedza na temat mechanizmów rządzących wzrostem zarówno naprężonych MQW ze związków $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ oraz luster Bragga ze związków AlAs/GaAs uzupełniona zależnościami opisującymi kinetykę wzrostu warstw w zależności od ich grubości pozwoliła z sukcesem wykonać lasery typu VECSEL i DW VECSEL.

Badania nad wpływem naprężenia/zrelaksowania sieci struktury na charakterystyki mocy lasera pokazały, że głównym mechanizmem rekombinacji niepromienistej w laserze są dyslokacje niedopasowania. Możliwe jest uwzględnienie tych dyslokacji w symulacjach charakterystyk mocy za pomocą monomolekularnego współczynnika rekombinacji niepromienistej. Zależność monomolekularnego współczynnika rekombinacji niepromienistej od stopnia zrelaksowania sieci może być stosowana podczas projektowania przyrządów opartych o system materiałowy $\text{In}_{0.18}\text{Ga}_{0.82}\text{As}/\text{GaAs}$.

Została rozpoznana kinetyka wzrostu warstw o różnych grubościach, określono zależności szybkości wzrostu od grubości materiału, które pozwalają na kontrolę wzrostu z dokładnością do 0.5%.

Zaproponowano również projekt lasera mniej skomplikowany niż znane z literatury. Heterostruktura jest cieńsza, nie zawiera filtra optycznego, ma dwusekcyjny obszar aktywny zamiast trójsekcyjnego. Zaletą tego projektu jest spektralna skalowalność laserów. Pocienienie struktury w dwóch etapach do -0.5% pozwoliło uzyskać dwie dodatkowe struktury laserów generujące promieniowanie na następujących parach długości fal: 928/977 nm i 958/1011 nm.

Wymiernym wynikiem badań jest:

1) laser VECSEL o mocy wyjściowej 5.3W – moc uzyskano po zastosowaniu chłodnicy diamentowej na powierzchni lasera z 12 x QW. Dalsze zwiększenie mocy wymaga usunięcia podłoża ze struktury lasera.

2) laser generujący promieniowanie o długości fali 488 nm – dzięki zastosowaniu kryształu nieliniowego z trójbortanu litu LiB_3O_5 (ang. lithium triborate LBO) w zewnętrznym rezonatorze as-grown VECSEL'a uzyskano drugą harmoniczną,

3) laser DW VECSEL generujący promieniowanie na fali ciągłej jednocześnie na dwóch długościach fal odseparowanych od siebie o 53 nm, bez przełączania pomiędzy częstotliwościami generowanego promieniowania i o tej samej mocy progowej. Po zastosowaniu chłodnicy diamentowej na powierzchni struktury uzyskano sumaryczną moc wyjściową równą 1.87 W.

(HII-5 ÷ HII-7) Zastosowanie niskotemperaturowych QW $\text{LT-In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ i luster Bragga AlAs/GaAs w modulatorach SESAM.

W czasie ostatniej dekady półprzewodnikowe nasycalne absorbery SESAM (*ang. semiconductor saturable absorber mirrors*) stały się kluczowymi komponentami laserów impulsowych z pasywną synchronizacją modów. Ze względu na ich swobodę projektowania w szerokim zakresie spektralnym, modulatory SESAM są stosowane zarówno w laserach na ciele stałym, na włóknach optycznych jak i w układach laserów półprzewodnikowych. W przeciwieństwie do synchronizacji modów za pomocą efektu Kerra, SESAM inicjuje generację impulsów, stabilizuje režim pracy, co pozwala na większą swobodę w projektowaniu wnętrza lasera.

Podstawową cechą modulatora SESAM jest nasycenie przy stosunkowo dużych energiach impulsu, co redukuje absorpcję i zwiększa efektywność odbicia promieniowania od przyrządu. SESAM charakteryzuje się następującymi parametrami: głębokością modulacji,

rozumianą jako różnica we współczynniku odbicia dla w pełni nasyconego i nienasyconego modulatora, nienasycalnymi stratami i gęstością energii nasycenia.

Parametry modulatora SESAM muszą odpowiadać wymogom danego rezonatora, dlatego kontrolowane są te z nich, które wpływają na charakterystyki dynamiczne przyrządu: dyspersja prędkości grupowej GDD (*ang. group delay dispersion*) i współczynnik wzmocnienia ξ . Aby uniknąć zwiększenia dyspersji w rezonatorze lasera i uzyskać generację krótkich impulsów ograniczonych transformatą Fouriera, GDD powinno być stałe w analizowanym zakresie spektralnym. Współczynnik wzmocnienia ξ , rozumiany jako maksimum natężenia pola w strukturze w stosunku do natężenia pola wchodzącego do struktury, definiuje gęstość energii nasycenia i głębokość modulacji.

Struktura modulatora SESAM zawiera lustro Bragga i umieszczoną przy powierzchni struktury warstwę absorbującą z LT-InGaAs. Pomiędzy DBR i granicą rozdziału półprzewodnik-powietrze tworzy się mikrownęka. Do generacji ultrakrótkich impulsów konieczne jest szerokie spektralnie *plateau* (*ang. stop-band*) DBR'a, wzmocnianie promieniowania we wnęce i niezależna od długości fali GDD. Lustra DBR z AlAs/GaAs spełniają pierwszy z wymienionych warunków – szerokość *plateau* wynosi ponad 100 nm. Wartość współczynnika wzmocnienia i charakter GDD zależą od typu mikrownęki. Wnękę anty-rezonansową charakteryzuje dyspersja niezależna od długości fali w istotnym zakresie spektralnym i bliski zera współczynnik wzmocnienia w warstwie absorbującej, który wyklucza wnękę anty-rezonansową z zastosowania w modulatorze. W przypadku wnęki rezonansowej – współczynnik wzmocnienia w warstwie absorbującej jest duży, ale GDD jest zmienną funkcją długości fali, co wyklucza również tę wnękę. Konieczna zatem jest taka modyfikacja wnęki, która będzie skutkować niezależną od długości fali GDD i zwiększy wartość współczynnika wzmocnienia w warstwie absorbującej.

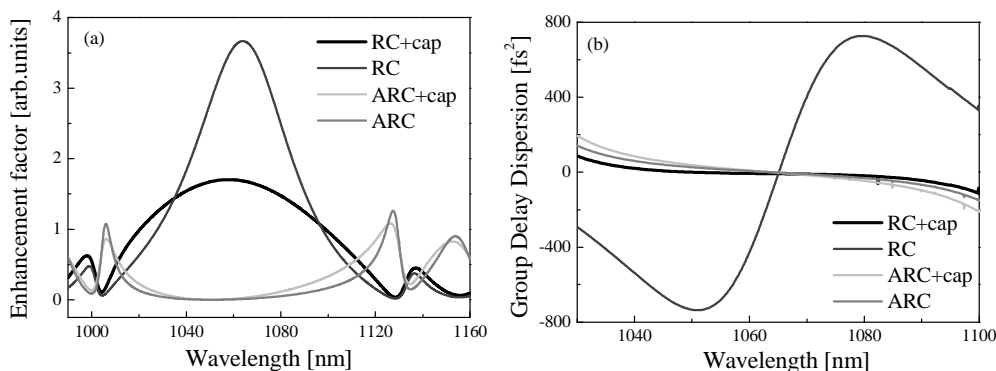
Celem umieszczenia warstwy absorbującej LT-In_xGa_{1-x}As przy powierzchni struktury jest zwiększenie efektywności rozpraszania nośników na stanach przypowierzchniowych i skrócenie ich czasu życia, co skróci czas powrotu przyrządu do stanu równowagi. To pociąga za sobą konieczność zabezpieczenia stanów powierzchniowych przed ich wysycaniem, czyli określenie efektywności pasywacji materiałów przezroczystych dla promieniowania lasera, w rezonatorze którego zostanie wykorzystany SESAM.

Dzięki zastosowaniu wyników uzyskanych podczas badań nad lustrami Bragga oraz nad niskotemperaturowym wzrostem, możliwe było takie zdefiniowanie badań nad modulatorami, które wynikają ze złożoności struktury. W związku z powyższym, określiłam dwa cele badawcze:

1. zaprojektowanie wnęki o niezależnej spektralnie GDD i jak największym współczynniku wzmocnienia w projektowanym zakresie spektralnym,
2. określenie efektywności pasywacji powierzchni modulatorów.

Modyfikacja mikrownęki możliwa jest poprzez dodanie do struktury modulatora warstwy przezroczystej dla promieniowania lasera (1030 nm), np. SiO₂. Wspomniana warstwa w różny sposób wpłynęła na własności wnęki w zależności od jej typu:

1. wnęki anty-rezonansowa: zarówno GDD jak i ξ nie uległy zmianie (krzywe ARC + cap w porównaniu do krzywych ARC na [Rys. 23](#)),
2. wnęki rezonansowa: GDD stało się niezależne od długości fali, współczynnik wzmocnienia zwiększył się do 1.67 (krzywe RC + cap w porównaniu do krzywych RC na [Rys. 23](#)).



Rys. 23 Spektralna zależność wyliczonego współczynnika wzmocnienia ξ (a) i GDD (b) dla czterech struktur SESAM: z wnęką rezonansową i warstwą AR z SiO_2 (RC+cap), z wnęką rezonansową (RC), z wnęką anty-rezonansową i warstwą AR z SiO_2 (ARC+cap) oraz z wnęką anty-rezonansową (ARC).

Określenie efektywności pasywacji powierzchni modulatorów wykonane zostało dla trzech materiałów pasywujących: tlenków rodzimych, SiN_x i SiO_2 . Ocena pasywacji polegała na pomiarze czasu życia nośników w QW umieszczonej przy powierzchni modulatora. Nośniki ze studni dyfundują do powierzchni i rekombinują niepromieniście na stanach powierzchniowych. Czas odpowiedzi przyrządu jest proporcjonalny do gęstości stanów powierzchniowych.

Dielektryki zostały osadzone metodą chemicznego osadzania z fazy gazowej ze wspomaganie plazmowym. Za pomocą techniki pompa-sonda wykonano pomiary czasowych charakterystyk transmisji, które zanalizowano za pomocą dopasowywania krzywych teoretycznych opisanych przez dwie stałe czasowe. Zebrane wyniki zostały przedstawione w Tabeli II.

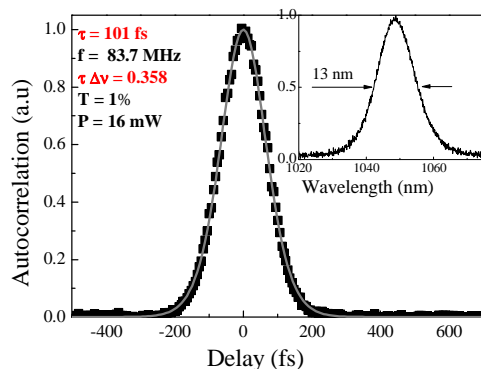
Tabela II. Stałe czasowe charakterystyk transmisji zmierzonych techniką pompa-sonda.

Warstwa przykrywająca	τ_1 [fs]	τ_2 [ps]
Tlenek rodzimy	621	25
SiN_x	410	11
SiO_2	266	2.6

Stała czasowa krótka τ_1 [fs] jest związana z przejściami termicznymi wewnątrz pasm i wpływa na czas trwania impulsu, natomiast stała czasowa długa τ_2 [ps] opisuje przejścia rekombinacyjne pomiędzy pasmami. Zgodnie z oczekiwaniem, czas powrotu do równowagi struktury SESAM z warstwą tlenków rodzimych na powierzchni jest najdłuższy, mimo iż gęstość centrów rekombinacji niepromienistej (stanów powierzchniowych) jest największa. Na wydłużenie czasu relaksacji ma silniejszy wpływ zależność GDD od długości fali niż gęstość centrów rekombinacji. W przypadku osadzania warstwy SiN_x , atomy wodoru usuwają atomy arsenu i As_2O_3 z powierzchni struktury, co powoduje redukcję arsenowych defektów podstawieniowych i zmniejszenie gęstości stanów na międzypowierzchni GaAs/ SiN_x . Ponadto wodór atomowy może nasycać wiązania atomowe i pasywować powierzchnię również zmniejszając gęstość stanów powierzchniowych. Najkrótszy czas życia nośników zmierzony został dla struktury z SiO_2 .

Z pomiarów nieliniowego współczynnika odbicia wykonanego dla struktury modulatora z warstwą antyrefleksyjną z SiO_2 określono głębokość modulacji równą 1.48%, gęstość energii nasycenia – $27 \mu\text{J}/\text{cm}^2$ i nienasycałne straty równe 1.94%, które są dużo niższe niż straty w warstwach InGaAs otrzymanych w niskich temperaturach, bez wygrzewania i z porównywalnym czasem pułapkowania nośników [26]. To oznacza, że optymalizacja warunków wzrostu odgrywa istotną rolę w redukcji nienasycałnych strat i może być alternatywą dla wygrzewania po zakończonym procesie wzrostu poza komorą wzrostu.

Praca lasera w reżimie synchronizacji modów była testowana w typowym Z-kształtnym rezonatorze. Eksperyment został przeprowadzony z wykorzystaniem kryształu aktywnego z tlenku potasowo-ityrowego domieszkowanego jonami iterbu Yb:KY(WO₄)₂ (Yb:KYW).



Rys. 24 Autokorelacja natężenia i widmo spektralne (rys. wewnętrzny) lasera Yb:KYW z modulatorem SESAM otrzymanym w zoptymalizowanych warunkach wzrostu.

Wykorzystując zwierciadło odsprężające o transmisji 1%, uzyskano impulsy o kształcie sech^2 i długości 101 fs na długości fali 1049 nm. Szerokość FWHM widma PL wynosiła 13 nm. To pozwala oszacować parametr *ang. time-bandwidth product* (iloczyn szerokości linii widmowej wyrażony w Hz i czasu trwania impulsu w s) równy 0.358 (blisko limitu teoretycznego (Rys. 24)). W przypadku zastosowania zwierciadła o transmisji 3%, średnia moc zewnętrzna wynosiła 150 mW, szybkość powtórzeń 83.7 MHz, co daje energię impulsu równą 1.8 nJ i maksymalną moc impulsu 14.5 kW. Moc pompy była równa 1.1 W, co daje efektywność konwersji mocy równą 14%.

Stopień zrozumienia i kontroli mechanizmów odpowiedzialnych za wzrost struktur modulatorów SESAM można ocenić poprzez porównanie ich do analogów komercyjnych. Badaniami porównawczymi objętych zostało kilka konfiguracji rezonatorów laserów femtosekundowych z kryształem wzmacniającym Yb:KYW i przetestowano wszystkie możliwe kombinacje pięciu różnych modulatorów i sześciu lusterek odsprężających (z transmisją 0.5, 1.5, 2.5, 5, 8 i 10%). Trzy modulatory były produktami komercyjnymi, zostały zakupione w firmie Batop GmbH [27], jeden wykonany był z grafenu otrzymanego metodą chemicznego osadzania z fazy gazowej na folii miedzianej i przeniesiony na dielektryczne lustro o wysokim współczynniku odbicia i małej dyspersji. Dla dwóch z trzech produktów komercyjnych nie zaobserwowano synchronizacji modów nawet dla zwierciadła odsprężającego o małej transmisji ($T=1.5\%$). Dla trzeciego modulatora Batop nie zaobserwowano synchronizacji modów dla lustra odsprężającego o transmisji 10%, dla modulatora grafenowego – powyżej 5%, natomiast SESAM wykonany przez mnie cały czas utrzymywał femtosekundowe impulsy. **Największa maksymalna moc wynosiła 10 kW i przewyższała dwukrotnie maksymalną moc komercyjnego modulatora.**

Podjęta została również próba wykonania modulatora SESAM dla lasera tytanowo-szafirowego pracującego na długości fali 808 nm. Na drodze eksperymentu określone zostały zależności pomiędzy warunkami wzrostu i parametrami optycznymi absorberów. Typowa wartość temperatury wzrostu wynosząca 530°C i wyższy V/III równy 9 zapewniły najlepsze, ale jeszcze nie optymalne parametry modulatora: głębokość modulacji równa 3.29% i gęstość energii nasycenia – 350 $\mu\text{J}/\text{cm}^2$.

PODSUMOWANIE:

Zmodyfikowano, opracowano i zweryfikowano technologię niskotemperaturową wzrostu warstw epitaksjalnych. Różni się ona od opisanej w literaturze brakiem wygrzewania struktury po zakończonym procesie wzrostu, stosunkowo wysoką temperaturą wzrostu i niskim V/III. Po raz pierwszy zostało pokazane, że redukcja defektów sieci tworzących się

podczas niskotemperaturowego wzrostu i będących źródłem strat nienasycających w absorberze, może nastąpić na drodze optymalizacji warunków tego wzrostu i bez konieczności wygrzewania struktur *ex situ*.

Na międzypowierzchni GaAs-SiO₂ znajduje się więcej wiszących (niezwiązanych) wiązań atomowych w porównaniu do międzypowierzchni GaAs-SiN_x (gorsze własności pasywujące SiO₂). Z pomiarów czasu powrotu do stanu równowagi modulatora SESAM wynika, że w przypadku warstwy AR z SiO₂ ma on czterokrotnie krótszy czas niż modulator z warstwą SiN_x.

Projekt struktury modulatora z rezonansową mikrowną i warstwą AR o grubości 1/4n zapewnia niezależność spektralną dyspersji prędkości grupowej, wysoki współczynnik wzmocnienia oraz redukcję czasu odpowiedzi przyrządu poprzez usytuowanie warstwy absorbującej przy powierzchni struktury.

Wymiernym efektem wykonanych badań jest modulator SESAM. Parametry SESAM'a zmierzone w oscylatorze KYW kilka miesięcy po jego wytworzeniu są utrzymane do dnia dzisiejszego: przy mocy pompy 1.1 W otrzymana moc średnia wynosi 150 mW promieniowania generowanego impulsowo o długości 110 fs. Efektywność konwersji mocy optycznej wynosi 14% przy nienasycających stratach ok. 2%.

(HII-8 ÷ HII-12) Zastosowanie struktur AIAs/GaAs w SDCMs.

Dalszy rozwój laserów femtosekundowych na ciele stałym wymaga zwiększenia stabilności i zmniejszenia przestrzennych parametrów lasera. Modulatory SESAM inicjują i stabilizują synchronizację modów. Generacja ultrakrótkich impulsów wymaga również kompensacji dyspersji wnęki, do czego najczęściej stosowane są lustra dyspersyjne. Skutkuje to mniejszą wrażliwością lasera na błędy wyjustowania zarówno wnęki jak i wiązki pompującej.

Rekordowa wartość dyspersji prędkości grupowej GDD (*ang. group delay dispersion*) uzyskana dla lustra dielektrycznego wynosi $-4000 \pm 300 \text{ fs}^2$ w zakresie spektralnym 1027÷1033 nm [28]. Dla interferometru Gires-Tournois'a uzyskano jeszcze wyższą wartość dyspersji równą -7000 fs^2 jednakże w węższym zakresie spektralnym [29]. Półprzewodnikowe lustra dyspersyjne SDCM (*ang. semiconductor double chirped mirror*) są szczególnie ciekawe ze względu na możliwość zintegrowania w jednym przyrządzie z absorberem SESAM [30]. Mała różnica we współczynnikach załamania materiałów półprzewodnikowych z jednej strony pociąga za sobą konieczność tworzenia lustra z dużej liczby periodów w celu zapewnienia wysokiego współczynnika odbicia, z drugiej jednak strony, grubsza struktura daje możliwość uzyskania większych różnic w głębokości propagacji różnych fal w głąb struktury, co skutkuje większą dyspersją struktury. Trudnością tych struktur jest bardzo mała tolerancja na błędy wykonania, w tym na odchylenie od zadanej grubości warstw oraz – w przypadku struktur AIAs/GaAs – wysokie powinowactwo elektronowe do tlenu.

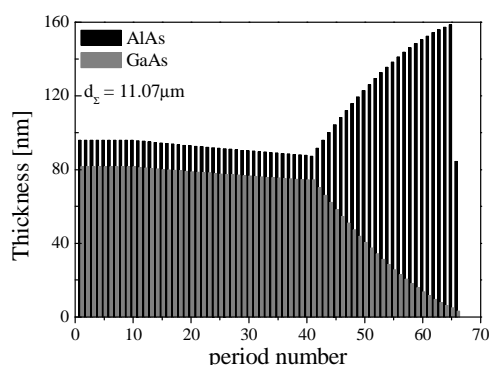
Badania nad wzrostem struktur DBR AIAs/GaAs sprawiły, że otworzyły się nowe możliwości dla technologii na bazie tych materiałów w postaci złożonych struktur lusterek dyspersyjnych SDCM będących uzupełnieniem lusterek absorbujących SESAM w rezonatorach femtosekundowych. Podjęłam próbę wykonania struktur tych lusterek ze szczególnym uwzględnieniem precyzji wykonania wielogodzinnego procesu wzrostu oraz obróbki po zakończonym procesie wzrostu. Fluktuacje chropowatości powyżej 1ML i zmiany w grubościach warstw względem projektu skutkują fluktuacjami na spektralnej charakterystyce GDD, co dyskwalifikuje lustra do pracy w laserach femtosekundowych. Obróbka lustra po procesie wzrostu musi uwzględniać wysokie powinowactwo elektronowe Al do tlenu.

Zaplanowany eksperyment, w oparciu o pogłębioną wiedzę na temat mechanizmów wzrostu naprężonych struktur AIAs/GaAs, miał na celu:

- 1) stabilizację mechanizmów rządzących wielogodzinnym wzrostem,
- 2) określenie grubości warstwy GaAs odpornej na utlenianie w zadanej jednostce czasu.

Lustra SDCM, które były obiektem moich badań zaprojektowano używając uproszczonej metoda transferu odbijalności w rozwinięciu fal płaskich [31]. Projekt struktury zawiera trzy części: klasyczne lustro Bragga, obszar pierwszego i drugiego chirpu. W pierwszym chirpie wprowadzana jest stopniowo zmiana rezonansowej długości fali Bragga w głąb struktury i jednocześnie poprawiana wartość współczynnika odbicia dla długości fali lustra. W obszarze drugiego chirpu, grubość warstw GaAs w 25 parach zmienia się zgodnie z $m^{1.7}$, gdzie m – numer pary warstw. Grubość warstwy AIAs jest dopełnieniem do wartości uwarunkowanej niezmienną wartością długości fali lustra Bragga. Ostatecznie struktura jest optymalizowana numerycznie tak, by uzyskać maksymalną bezwzględną wartość GDD.

Struktura lustra SDCM (Rys. 25) została zaprojektowana na długość fali równą 1060 nm, ma grubość ponad 11.0 μm , tj. 66 par warstw AIAs/GaAs przykrytych warstwą GaAs o grubości 3 nm. Obliczona wartość GDD i współczynnika odbicia wynoszą odpowiednio: $\text{GDD} = -3150 \pm 100 \text{ fs}^2$ w obszarze spektralnym o szerokości 5 nm oraz $R = 99.8\%$.



Rys. 25 Diagram blokowy lustra dyspersyjnego SDCM AIAs/GaAs.

Wzrost luster SDCM przeprowadziłam w warunkach zoptymalizowanych podczas badań nad lustrami DBR oraz laserami VECSEL. Wykorzystałam zarówno optymalne warunki dla wzrostu heterostruktury AIAs/GaAs jak i zależności kinetyki wzrostu materiału o różnych grubościach. Nowym zagadnieniem do zbadania, podyktowanym przez grubość struktury lustra SDCM była niestabilność wzrostu podczas wielogodzinnego procesu technologicznego (ok. 15h). Identyfikacja rodzaju niestabilności procesu jako przyczyny odpowiedzialnej za fluktuacje na spektralnej charakterystyce GDD była utrudniona ze względu na bark periodyczności w strukturach SDCM, co uniemożliwiało ich charakteryzację za pomocą HR XRD i precyzyjne ustalenie grubości poszczególnych warstw. Po przeprowadzeniu wielu procesów wzrostu testowych struktur periodycznych i ich charakteryzacji, przyczyną fluktuacji GDD okazała się być niezgodność z projektem grubości warstw w drugiej części struktury. Spowodowane to było zmienną w czasie szybkością wzrostu warstw, za co odpowiedzialna była niestabilność strumieni pierwiastków gr.III. Na drodze kolejnych przybliżeń i procesów testowych zostały określone rampy temperaturowe dla każdej z komórek efuzyjnych. Po ich zastosowaniu uzyskałam dokładność wzrostu równą 0.5%. Zastosowanie ramp temperaturowych, szczególnie dla komórki Al okazało się być krokiem milowym w technologii wzrostu luster SDCM.

Z zasady działania luster SDCM wynika, że ostatnia warstwa półprzewodnika powinna mieć mały współczynnik załamania by zminimalizować ilość światła odbitego od struktury. W przypadku pary materiałów AIAs/GaAs powinna to być warstwa AIAs. Jednakże materiał ten charakteryzuje się dużym powinowactwem elektronowym do tlenu i musi być chroniony warstwą GaAs, która jest bardziej odporna na utlenianie. Warstwa ta, ze względu na interferencję światła odbitego i padającego powinna być jak najcieńsza. Z drugiej strony, powinna być wystarczająco gruba, by ochronić strukturę przed utlenianiem w czasie transferu z komory epitaksjalnej do reaktora, w którym osadzane są tlenkowe warstwy antyrefleksyjne. W drugim chirpie w strukturze SDCM dominuje materiał AIAs. Szybciej ulegnie utlenieniu warstwa GaAs osadzona na warstwie AIAs niż na innym materiale nie

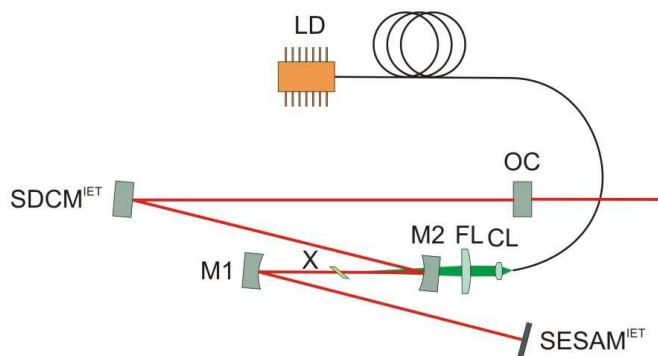
zawierającym Al. Ponadto warstwa AR osadzona bezpośrednio na cienkiej warstwie GaAs nie może zawierać w swym składzie tlenu.

Zaplanowałam eksperyment mający na celu określenie szybkości utleniania warstwy GaAs i jej minimalnej grubości, która efektywnie ochroni strukturę przed utlenieniem. Wykonałam kilka warstw AIAs przykrytych warstwą GaAs o różnej grubości i warstwą AR SiN_x o stałej grubości. Po upływie dwóch tygodni stan powierzchni był weryfikowany pod mikroskopem optycznym. Wybrano próbki o niezmienionej powierzchni, a wśród nich za optymalną uznano warstwę najcieńszą o grubości 3 nm.

Mając wiedzę na temat wzrostu warstw naprężonych AIAs na GaAs oraz znajomość mechanizmów wynikających ze wzrostu złożonej heterostrukury, przeprowadziłam wzrost struktur SDCM predysponowanych do pracy z dwoma różnymi oscylatorami femtosekundowymi:

1. SDCM1: GDD równe $-3800 \pm 100 \text{ fs}^2$ i współczynnik odbicia wynoszący 99.1 % – zmierzone w zakresie spektralnym o szerokości 6 nm wokół długości fali dla lustra równej 1060 nm. Zastosowanie – w oscylatorze z kryształem aktywnym z Nd:LuAG.
2. SDCM2: GDD równe $-2450 \pm 100 \text{ fs}^2$ i współczynnik odbicia wynoszący 99.8 % – zmierzone w zakresie spektralnym o szerokości 8 nm wokół długości fali dla lustra równej 1030 nm. Zastosowanie – w oscylatorze z kryształem aktywnym Yb:KYW (Rys. 26).

Niedokładność wykonania obydwu struktur wynosiła 5 nm (0.2% centralnej długości fali dla lustra). Dyspersja wnęki lasera fs-owego jest zwykle kompensowana za pomocą kilku dielektrycznych lusterek dyspersyjnych. W wykorzystywanym do badań oscylatorze wszystkie lustra dielektryczne zostały zastąpione pojedynczym lustrem SDCM, co pozwoliło uprościć układ optyczny oscylatora i zwiększyć jego stabilność (Rys. 26). Przy mocy pobudzenia równej 490 mW, laser samoczynnie wchodził (i wchodzi) w reżim synchronizacji modów, osiągając średnią moc 110 mW przy częstotliwości 125 MHz. Impulsy mają długość 240 fs, szerokość spektralną 4.5 nm i są fourierowsko ograniczone (iloczyn czasu trwania i szerokości spektralnej jest stały).



Rys. 26 Laser femtosekundowy Yb:KYW pompowany diodą z półprzewodnikowym lustrem dyspersyjnym (SDCM^{IET}) modulatorem ($\text{SESAM}^{\text{IET}}$). OC – lustro odprzegające ($T=8\%$), M1, M2 – $r = 50 \text{ mm}$ zwierciadła dielektryczne, CL – $f = 15 \text{ mm}$ asferyczne soczewki kolimujące, FL – $f = 63 \text{ mm}$ soczewki skupiające, X – 1.0 mm Yb:KYW kryształ, LD – dioda laserowa sprzężona ze światłowodem.

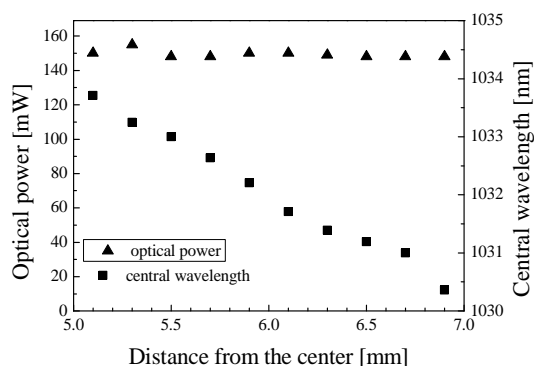
Korzystając z doświadczenia zdobytego w trakcie przeprowadzania opisanych dotychczas badań nad wzrostem naprężonych i grubych struktur AIAs/GaAs, na które składa się głównie wysoka precyzja wykonania (zależność kinetyki wzrostu od grubości materiału) i kontrola stabilności procesu (rampy termiczne), podjęłam próbę wykonania nowatorskiego strojonego zwierciadła SDCM. Lustra dyspersyjne są zwykle projektowane pod konkretne układy optyczne z określonym kryształem aktywnym. Aby zmienić dyspersję wnęki, a tym samym szerokość spektralną impulsu, stosowane są elementy strojące dyspersję (pryzmaty) lub lustra dyspersyjne. Nowym rozwiązaniem jest półprzewodnikowe lustro dyspersyjne o wysokiej dyspersji strojone w szerokim zakresie spektralnym $1000 \div 1080 \text{ nm}$ z GDD

zmieniającym się w sposób ciągły wraz ze zmianą położenia na powierzchni lustra. Wykorzystując takie lustro przekrywające spektralnie pasmo emisji kryształu aktywnego, dyspersja wewnątrz, a co za tym idzie długość fali emisji lasera i/lub czas trwania impulsu mogą być zmieniane/strojone poprzez przesuwanie lustra w rezonatorze i zmianę miejsca na jego powierzchni, na które pada wiązka światła.

Wytworzenie strojonego lustra SDCM wykonałam w urządzeniu RIBER 32P, w którym przy odpowiednim wzajemnym położeniu podłoża i strumieni pierwiastków mogłam uzyskać gradient parametrów struktury w kierunku lateralnym (podłoże odchylone o 21° względem pozycji właściwej dla jednorodnego wzrostu). Zwiększenie gradientu grubości uzyskałam w stanie stacjonarnym podłoża.

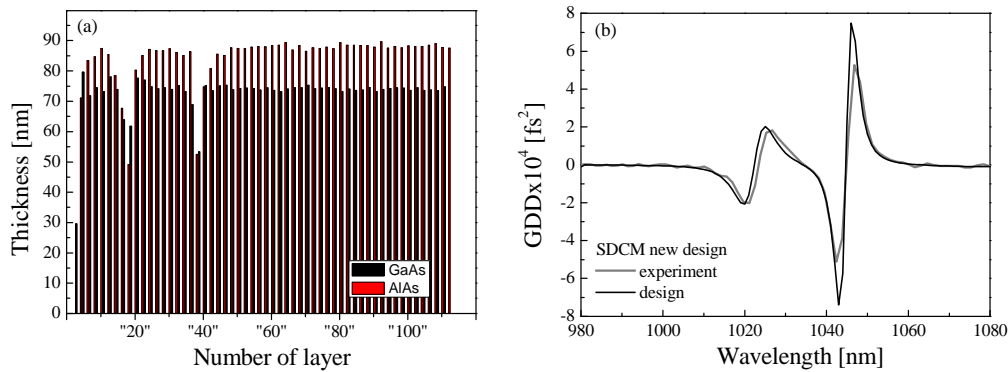
Struktura SDCM została zaprojektowana na centralną długość fali równą 1080 nm, GDD równe $-4000 \pm 100 \text{ fs}^2$ w zakresie spektralnym o szerokości 7 nm i współczynnikiem odbicia bliskim jedności. Wartość GDD zmierzona w trzech punktach na promieniu struktury maleje w kierunku brzegu struktury zaczynając od $-3850 \pm 100 \text{ fs}^2$ w zakresie 6 nm wokół centralnej długości fali lustra równej 1080 nm do wartości $-2200 \pm 100 \text{ fs}^2$ w zakresie 13 nm wokół długości fali równej 1000 nm. Współczynnik odbicia w tym zakresie zmian mieści się w przedziale $99 \div 99.2\%$ i jest mniejszy niż wartość wyliczona za względu na rozproszenie światła na defektach galowych na powierzchni struktury lustra.

Strojone lustro SDCM przeszło weryfikację w laserze femtosekundowym z kryształem aktywnym z Yb:KYW (Rys. 26). Długość fali emisji lasera pracującego w reżimie synchronizacji modów była strojona przesuwając SDCM umieszczone na statywie. Wyniki zostały pokazane na Rys. 27. Średnia moc lasera wynosiła ok. 150 mW przy mocy pompy równej 580 mW a czas trwania impulsu był równy 550 fs w całym zakresie strojenia. Zakres strojenia lasera, mniejszy niż oczekiwano biorąc pod uwagę szerokość spektralną linii emisji ośrodka aktywnego (KYW) sugeruje istnienie dodatkowego czynnika ograniczającego zakres strojenia. Prawdopodobna przyczyna tkwi raczej w parametrach spektralnych lustra dichroicznego niż w odbijalności i dyspersji SESAM'a.



Rys. 27 Moc średnia lasera (trójkąty, lewa oś) i długość fali impulsów (kwadraty, prawa oś) dla różnych pozycji wiązki lasera na powierzchni strojonego lustra SDCM.

Największą trudnością w wytworzeniu lusterek SDCM jest wysoka wrażliwość na niedoskonałości wzrostu zarówno warstw półprzewodnikowych jak i dielektrycznych oraz mała odporność na utlenianie. Zmniejszenie skali tych trudności możliwe było dzięki zastosowaniu technik ewolucyjnych do projektowania struktur. Zostały zadane kryteria, które upraszczają zarówno procesy wzrostu i samo lustro. Dzięki temu powstała nowa struktura SDCM przedstawiona w formie schematu blokowego na Rys. 28. Idąc od powierzchni, struktura składa się z 3 par warstw SiO_2 i TiO_2 , następnie warstwy przykrywającej GaAs o grubości 30 nm i 60 par warstw AlAs/GaAs.



Rys. 28 Schemat blokowy lustra SDCM z AIAs/GaAs i warstwami AR (a), oraz wyliczone i zmierzone spektralne charakterystyki GDD (b).

Z porównania schematów lusterek SDCM zamieszczonych na Rys. 25 i Rys. 28a można wnioskować o zaletach nowego rozwiązania: warstwy półprzewodnikowe mają porównywalną grubość zawierającą się w zakresie $70 \div 90$ nm, struktura przykryta jest grubszą warstwą GaAs o grubości 30 nm, całkowita grubość struktury nie przekracza $10 \mu\text{m}$. Zoptymalizowany wzrost grubych struktur periodycznych z AIAs/GaAs (DBR) przeprowadzany z precyzją do 0.5%, pozwolił precyzyjnie wykonać strukturę SDCM według nowego projektu. Na Rys. 28b zamieszczono teoretyczny i zmierzony przebieg GDD dla struktury bez warstwy AR. Różnica pomiędzy tymi dwiema krzywymi wynosi mniej niż 1 nm (mierzone w krótkofalowym minimum). Osadzenie warstw AR zgodnie z projektem jest niezwykle ważne i proces ten jest ciągle optymalizowany.

PODSUMOWANIE:

Badania wskazały dwa kroki milowe w procesach technologii złożonych i grubych (ponad $10.0 \mu\text{m}$) heterostruktur ze związków AIAs/GaAs:

- 1) zależność kinetyki wzrostu materiału od jego grubości (szybkość wzrostu od grubości materiału),
- 2) kontrola stabilności przebiegu procesów kinetycznych na powierzchni rosnącego kryształu podczas wielogodzinnego procesu wzrostu (określenie i zastosowanie ramp temperatur komórek efuzyjnych).

Dzięki wykorzystaniu tych dwóch kroków możliwe było wytworzenie SDCM, które skompensowało całkowitą dyspersję wnęki lasera femtosekundowego z kryształem Yb:KYW. Otrzymana efektywność konwersji mocy wynosi 22% i jest porównywalna do wartości otrzymywanych w laserach, w rezonatorach których wykorzystano pryzmaty [32]. Warto podkreślić, że przrządy półprzewodnikowe poprawiły jakość oscylatora femtosekundowego czyniąc go bardziej zwartym w znaczeniu zajmowanej powierzchni i liczby elementów (SDCM) i stabilnym w sensie niezawodności pracy lasera (SESAM). Fakt wykorzystania do wytworzenia obydwu przrządów tej samej technologii epitaksjalnej oraz technik ewolucyjnych do symulacji struktur pozwala myśleć o wytworzeniu struktury zintegrowanej, mającej własności lustro dyspersyjnego SDCM i modulatora SESAM.

GŁÓWNE OSIĄGNIĘCIA OTRZYMANE W WYNIKU PRZEPROWADZONYCH BADAŃ

Parametry przyrządów uzyskanych w trakcie przeprowadzonych badań są porównywalne do danych prezentowanych w literaturze, tak więc są dowodem na pogłębienie wiedzy w zakresie fundamentalnych mechanizmów rządzących wzrostem epitaksjalnym warstw naprężonych i ich wzajemnych zależności występujących podczas wytwarzania złożonych heterostruktur przyrządowych z materiałów (LT) $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ i AlAs/GaAs . Poniżej zostały zebrane najważniejsze według mnie wyniki przeprowadzonych badań.

- osiągnięcia badań, gdy obiektem były naprężone warstwy:

A. InGaAs/GaAs

1. W zakresie temperatur od 520°C do 540°C wzrost warstw naprężonych następuje w modzie 2D poprzez łączenie się wysp o wysokości 1ML i wymiarach lateralnych porównywalnych ze średnicą ekscytynu.

2. Określono optymalną wartość szybkości wzrostu warstw, poniżej której następuje efektywne wbudowanie się zanieczyszczeń do sieci krystalicznej, natomiast przy większych wartościach – zaburzenie procesów kinetycznych na powierzchni rosnącego kryształu prowadzących do pogorszenia struktury krystalicznej materiału (powstawania defektów wzrostu).

3. Zwiększanie ciśnienia atomów gr.V skutkuje spowalnianiem migracji atomów In, a w konsekwencji zmniejszaniem zakresu jego segregacji, co znajduje odzwierciedlenie w bardziej prostokątnym kształcie studni potencjału. Przy dalszym zwiększaniu ciśnienia As, nadmiar atomów arsenu jest wbudowywany do sieci w postaci defektów międzywęzłowych.

Wymiernym wynikiem są optymalne wartości czterech głównych parametrów wzrostu warstw naprężonych $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$: temperatura wzrostu od 520°C do 540°C, szybkość wzrostu 3.81 Å/s, V/III = 4.2, $t_i = 30$ s.

B. AlAs/GaAs

1. Gęstość defektów jak i chropowatość (między)powierzchni w naprężonych strukturach wielowarstwowych zależą wprost proporcjonalnie od liczby periodów (liczby międzypowierzchni), co w przypadku luster DBR wpływa na zmniejszenie odbijalności.

2. Szybkość obrotów podłoża wpływa na jednorodność własności luster DBR w kierunku wzrostu. Zwiększenie szybkości obrotów zwiększa jednorodność rozkładu temperatury na powierzchni podczas wzrostu warstw. Po raz pierwszy zaobserwowano odwrotną zależność pomiędzy gęstością dyslokacji niedopasowania a szybkością obrotów podłoża w technologii MBE.

Wymiernym wynikiem badań jest lustro DBR AlAs/GaAs bez śladów dyslokacji niedopasowania do grubości o 15 periodów. Grubość krytyczna warstwy AlAs (z M&B wynosi 488 nm) została przekroczona prawie trzykrotnie.

C. LT-InGaAs/GaAs

Opracowana została zmodyfikowana technologia wzrostu niskotemperaturowego, która polega na:

1. przyśpieszeniu procesów kinetycznych przebiegających na powierzchni rosnącego kryształu

Wzrost przebiega w wyższej temperaturze niż wartości typowe (ok. 420°C, typowe to do 350°C). Skutkuje to zmniejszeniem gęstości defektów niskotemperaturowych będących źródłem nienasycalnej absorpcji w materiale.

2. zmniejszeniu efektywności wbudowywania się atomów As do sieci

Wzrost przebiega przy niższym ciśnieniu pierwiastka z gr. V. Skutkuje to zmniejszeniem gęstości defektów podstawieniowych As_{Ga}^0 , będących źródłem nienasycalnej absorpcji w materiale.

3. wydłużeniu czasu tworzenia obszaru międzyfazowego po zakończonym wzroście warstwy LT-InGaAs, rezygnacja z wygrzewania ex situ

Skutkuje to porządkowaniem się sieci krystalicznej warstwy $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, co prowadzi do trwałego łączenia się defektów międzywęzłowych arsenowych i tworzenia mikrowydzieleń efektywniej pułapujących nośniki niż jony As_{Ga}^+ , co z kolei wpływa na skrócenie ich czasu życia.

Mierzalnym efektem zastosowania tak zmodyfikowanego niskotemperaturowego wzrostu jest krótki czas powrotu materiału do stanu równowagi po usunięciu pobudzenia optycznego równy 8 ps oraz stabilne w czasie parametry materiału i charakterystyki przyrządu wytworzonego z niego.

- osiągnięcia badań, gdy obiektem były naprężone heterostruktury:

D. lasery (DW) VECSEL

1. Badania nad wpływem stopnia zrelaksowania sieci struktury na charakterystyki mocy lasera pokazały, że głównym mechanizmem rekombinacji niepromienistej w materiale są dyslokacje niedopasowania i mogą one być opisane w modelowaniu charakterystyk za pomocą monomolekularnego współczynnika rekombinacji niepromienistej.

2. Określona w trakcie badań zależność monomolekularnego współczynnika od stopnia zrelaksowania sieci może być stosowana podczas projektowania przyrządów opartych o system materiałowy $\text{In}_{0.18}\text{Ga}_{0.82}\text{As}/\text{GaAs}$.

3. Określona została kinetyka wzrostu warstw o różnych grubościach, która pozwala na kontrolę wzrostu z dokładnością do 0.5%. Badania pokazały, że szybszy wzrost cienkich warstw uzależniony jest od dwóch czynników:

- a) tzw. wybuchu strumienia pierwiastków,
- b) efektywność nukleacji i koalescencji wysp dwuwymiarowych.

4. Zaproponowano projekt lasera DW VECSEL dwusekcyjnego, bez filtra optycznego, o konstrukcji, która pozwala na spektralne skalowanie charakterystyk pracy – pocienienie struktury pozwoliło uzyskać dwie dodatkowe struktury laserów generujące promieniowanie na następujących parach długości fal: 928/977 nm i 958/1011 nm.

Wymiernym wynikiem badań są:

5. laser VECSEL z zamontowaną na powierzchni chłodnicą diamentową generujący promieniowanie o mocy 5.3 W. Dalsze zwiększenie mocy jest możliwe po usunięciu podłoża ze struktury lasera.

6. generacja drugiej harmonicznej – dzięki zastosowaniu kryształu nieliniowego z trójboranu litu LiB_3O_5 (ang. lithum triborate LBO) w zewnętrznym rezonatorze as-grown VECSEL'a i na skutek generacji drugiej harmonicznej uzyskanie promieniowanie o długości fali 488 nm.

7. laser DW VECSEL generujący promieniowanie CW jednocześnie na dwóch długościach fal odseparowanych od siebie o 53 nm, bez przełączania pomiędzy częstościami generowanego promieniowania i o tej samej mocy progowej. Po zastosowaniu chłodnicy diamentowej na powierzchni struktury uzyskano sumaryczną moc wyjściową równą 1.87 W.

E. lustra absorbujące SESAM

1. Uzyskano czterokrotne skrócenie czasu powrotu do stanu równowagi w modulatorze z warstwą AR wykonaną z SiO_2 w porównaniu do struktury z warstwą SiN_x . Wnioskujemy, że warstwa SiN_x jest lepszym materiałem pasywowującym dla związku GaAs i materiałów pochodnych niż warstwa SiO_2 . Na międzypowierzchni SiN_x/GaAs pozostaje większa liczba wiszących wiązań atomowych.

2. Zaproponowana modyfikacja niskotemperaturowego wzrostu (brak wygrzewania struktury po zakończonym procesie wzrostu, stosunkowo wysoką temperaturą wzrostu i niski V/III) skutkuje stabilnymi w czasie parametrami przyrządu. Parametry SESAM'a zmierzone w oscylatorze KYW kilka miesięcy po jego wytworzeniu są niezmiennie stabilne do dnia dzisiejszego (ok. 7 lat).

Efekt wymierny przeprowadzonych badań to:

3. Projekt struktury modulatora SESAM z mikrowną rezonansową i warstwą AR o grubości $1/4n$, która zapewnia niezależność spektralną dyspersji prędkości grupowej w analizowanym zakresie długości fal, wysoki współczynnik wzmocnienia oraz redukcję czasu odpowiedzi przyrządu poprzez usytuowanie warstwy absorbującej przy powierzchni struktury.

4. Modulator SESAM wykorzystywany w oscylatorach femtosekundowych z kryształem aktywnym Yb:KYW na Uniwersytecie Warszawskim i w Instytucie Maszyn Przepływowych PAN. Laser pracuje w reżimie pasywnej synchronizacji modów na długości fali ok. 1049 nm. Przy mocy pompy 1.1 W, moc średnią wynosi 150 mW promieniowania generowanego impulsowo o długości 110 fs. Efektywność konwersji mocy optycznej wynosi 14% przy nienasycalnych stratach ok. 2%.

F. lustra dyspersyjne SDCM

Uzyskano stabilizację procesów kinetycznych na powierzchni rosnącego kryształu podczas wielogodzinnego wzrostu (określenie i zastosowanie ramp temperatur komórek efuzyjnych), co pozwala precyzyjnie odtwarzać projekty struktur o grubościach powyżej 10.0 μm . Jest to krok milowy w technologii wytwarzania grubych, wielowarstwowych heterostruktur.

Wymiernym efektem prac jest lustro SDCM, które skompensowało całkowitą dyspersję wnęki lasera femtosekundowego z kryształem Yb:KYW. Otrzymana efektywność konwersji mocy wynosi 22% i jest porównywalna do wartości otrzymywanych w laserach, w rezonatorach których wykorzystano pryzmaty [32].

Warto podkreślić, że **laser femtosekundowym z Yb:KYW wykorzystujący elementy półprzewodnikowe wytworzone w ramach realizacji opisanych badań pracuje na UW do dnia dzisiejszego**. Do inicjacji i stabilizacji femtosekundowych impulsów wykorzystywany jest SESAM, do kompensacji dyspersji wnęki - lustro SDCM (jedeny element dyspersyjny we wnęcie lasera). Przyrządy te poprawiły jakość oscylatora femtosekundowego czyniąc go bardziej zwartym w sensie zajmowanej powierzchni i liczby elementów (pryzmaty zastąpione przez SDCM) i stabilnym w sensie niezawodności pracy lasera (efekt Kerra zastąpiony przez pracę modulatora SESAM).

IDEA DALSZEGO ROZWOJU

Wykorzystanie tej samej technologii do wytworzenia obydwu przyrządów oraz zastosowanie technik ewolucyjnych do symulacji struktur pozwala myśleć o wytworzeniu struktury zintegrowanej, mającej własności lustra dyspersyjnego SDCM i modulatora SESAM. Możliwe byłoby wówczas podjęcie badań nad laserami femtosekundowymi o gigahercowej częstotliwości repetycji. Idea takiego lustra, głęboko osadzona w doświadczeniach zdobytych w trakcie realizacji opisanych badań, będzie stanowić jeden z głównych kierunków mojego dalszego rozwoju. Drugim kierunkiem będzie rozwój technologii supersieci II rodzaju InAs/GaSb i detektorów pracujących w zakresie podczerwieni.

References:

- [1] J.H. Van der Merwe, *Journal of Applied Physics* 34 (1963) 117.
- [2] J.W. Matthews, A.E. Blakeslee, *Journal of Crystal Growth* 27 (1974) 118.
- [3] P.L. Gourley, I.J. Fritz and L.R. Dawson, *Applied Physics Letters* 52 (1988) 377.
- [4] A.Jasik, PhD thesis entitled "Epitaxial growth and characterisation of InAlAs/InGaAs/InP pseudomorphic heterojunction structure applied in HEMT transistors", supervisor dr hab. inż. Jerzy Kruszewski.
- [5] A. Jasik, K. Kosiel, W. Strupinski, M. Wesolowski, *Thin Solid Films* 412 (2002) 50.
- [6] J. Tersoff and F.K. LeGoues, *Physical Review Letters* 72 (1994) 3570.
- [7] M. Bugajski, M. Godlewski, J.P. Bergman, B. Monemar, K. Regiński, M. Kaniewska, *Thin Solid Films* , 267(1–2) (1995) 84.
- [8] U. Keller, K.J. Weingarten, F.X. Kartner, D. Kopf, B. Braun, I.D. Jung, R. Fluck, C. Honninger, N. Matuschek, J. Aus der Au, *IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics* 2(3) (1996), 435.
- [9] A. Patane, A. Polimeni, M. Capizzi, F. Martelli, *Physics Review B* 52(4) (1995) 2785.
- [10] F.E.G. Guimaraes, P.P. Gonzalez-Borrero, D. Lubyshev, P. Basmaji, *Solid State Electronics* 40(1–8) (1996) 659.
- [11] K. Muraki, S. Fukatsu, Y. Shiraki, R. Ito, *Journal of Crystal Growth* 127 (1993) 546.
- [12] H. Yu, C. Roberts, R. Murray, *Applied Physics Letters* 66(17) (1995) 2253.
- [13] J. Gaca, M. Wojcik, A. Jasik, K. Pierścinski, M. Kosmala, A. Turos, and A.M. Abdul-Kader, *Optoelectronics Review* 16(1) (2008) 12.
- [14] K. Muraki, S. Fukatsu, Y. Shiraki, R. Ito, *Applied Physics Letters* 61(5) (1992) 557.
- [15] G.B. Stringfellow, *Organometallic Vapour Phase Epitaxy: Theory and Practice*, Academic Press, Inc., Utah, 1989.
- [16] A. Mazuelas, R. Hey, M. Wassermeier, H.T. Grahn, *Journal of Crystal Growth* 175/176 (1997) 383.
- [17] K.S. Kim, J.R. Yoo, S.M. Lee, S.J. Lim, J.Y. Kim, J.H. Lee, S.H. Cho, T. Kim, Y.J. Park, *Journal of Crystal Growth* 287 (2006) 629.
- [18] H. Ruda and A. Shik, *Physics Review B* 63, 085203, 2001
- [19] P. A. Loukakos, C. Kalpouzos, I. E. Perakis, Z. Hatzopoulos, M. Logaki, C. Fotakis, *Applied Physics Letters* 79 (2001) 2883.
- [20] A. K. Sokół, and R. P. Sarzała, *Proc. SPIE* 8702 (2013) 870209.
- [21] M.Y. Morozov, Y.A. Morozov, and V.V. Popov, *Semiconductors* 43(3) (2009) 382.
- [22] T. Leinonen, S. Ranta, A. Laakso, Y.A. Morozov, M. Saarinen, M. Pessa, *Optics Express* 15(20) (2007) 13451.
- [23] Y.A. Morozov, I.S. Nefedov, T. Leinonen, and M.Y. Morozov, *Semiconductors* 42(4) (2008) 463.
- [24] L. Fan, M. Fallahi, J. Hader, A.R. Zakharian, J.V. Moloney, W. Stolz, S.W. Koch, R. Bedford, J.T. Murray, *Applied Physics Letters* 90 (2007) 181124.
- [25] T. Leinonen, Y. A. Morozov, A. Harkonen, M. Pessa, *IEEE Photonics Technology Letters* 17(2) (2005) 2508.
- [26] M. Haiml, U. Siegner, F. Morier-Genoud, U. Keller, M. Luysberg, P. Specht, E. R. Weber, *Applied Physics Letters* 74(9) (1999) 1269.
- [27] <http://www.batop.de/products/saturable-absorber/saturable-absorber-mirror/saturable-absorber-mirror-1040nm.html>
- [28] V. Pervak, O. Pronin, O. Razskazovskaya, J. Brons, I.B. Angelov, M.K. Trubetskov, A.V. Tikhonravov, F. Krausz, *Optics Express* 20 (2012) 4503.
- [29] M. Hoffmann, O.D. Sieber, D.J.H.C. Maas, V.J. Wittwer, M. Golling, T. Sudmeyer, U. Keller, *Optics Express* 18 (2010) 10143.
- [30] M. Moenster, U. Griebner, W. Richter, G. Steinmeyer, *IEEE Journal of Quantum Electronics* 43 (2007) 174.
- [31] M. Dems, *Opto-Electronics Review* 19 (2011) 340.
- [32] S.A. Meyer, J.A. Squier and S.A. Diddams, *European Physics Journal D* 48 (2008) 19.

5. Omówienie pozostałych osiągnięć naukowo-badawczych*

Moją aktywność po doktoracie, w innych tematykach niż ta przedstawiona w punkcie 4, można podzielić na kilka zagadnień:

- 1) badanie wzrostu warstw GaN i związków pochodnych na podłożach z Al_2O_3 otrzymanych za pomocą epitaksji MOCVD (A3, A7, E1, J2);
- 2) badanie wzrostu naprężonych wielokrotnych studni kwantowych MQW $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{InP}$ otrzymanych za pomocą epitaksji MOCVD i wykorzystywanych w technologii diod rezonansowych (A1, A5) i tranzystorów (A2, A4, A6, A8, A10, J1, J3);
- 3) badanie wzrostu naprężonych studni kwantowych SQW $\text{GaAsP}/(\text{Al})\text{GaAs}$ otrzymanych za pomocą epitaksji MOCVD i wykorzystywanych w technologii diod laserowych (A9, E3, J4);
- 4) badanie wzrostu naprężonych wielokrotnych studni kwantowych MQW $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ i luster Bragga AlAs/GaAs otrzymanych za pomocą epitaksji MOCVD [HI-1÷HI-4, E2].
- 5) badanie wzrostu struktur detektorów podczerwieni w oparciu o supersieci II rodzaju InAs/GaSb otrzymanych za pomocą epitaksji MBE (A11 ÷ A17, E4 ÷ E6, E8 ÷ E17, J7, J10 ÷ J12).

Ad.1 Badania prowadzone częściowo w ramach projektu [J2] dotyczyły wpływu głównych parametrów technologicznych na parametry warstw GaN osadzanych na podłożu szafirowym metodą MOCVD. Jedno z ważnych zagadnień badawczych dotyczyło wpływu strumienia prekursora Ga na jakość warstw. Zmniejszenie stopnia pęknięcia warstw AlGaIn osiągnęliśmy dzięki precyzyjnej kontroli szybkości i temperatury wzrostu. Ostatni aspekt dotyczył aktywacji domieszki typu p podczas wygrzewania przeprowadzonego po zakończonym wzroście. Osiągnięte wyniki zostały opublikowane w [A3, A7, E1].

Ad.2 W ramach m.in. projektów [J1, J3], rozwinięta została technologia wzrostu naprężonych wielokrotnych studni kwantowych osadzanych na podłożach z InP metodą MOCVD i wykorzystywanych w przyrządach optoelektronicznych (diod z wnęką rezonansową, tunelowych diod rezonansowych) i mikroelektronicznych (tranzystory z dwuwymiarowym gazem elektronowym). Zbadano wpływ warunków wzrostu na parametry pseudomorficznym warstw $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$. Zwiększenie grubości warstw ze zredukowaną gęstością dyslokacji niedopasowania był jednym z głównych zagadnień badawczych obok problematyki ostrości obszarów przejściowych pomiędzy studnią $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ a barierą z InP lub InAlAs . Na ostrość obszarów międzyfazowych najsilniej oddziaływał stosunek V/III i czas, na który zatrzymano wzrost w obszarze przejściowym. Weryfikacja zoptymalizowanych parametrów wzrostu pseudomorficznym warstw $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{InP}/\text{In}_y\text{Al}_{1-y}\text{As}$ nastąpiła poprzez analizę charakterystyk przyrządowych. Wyniki badań zostały opublikowane w [A1, A2, A4, A5, A6, A8, A10].

Ad.3 Badania prowadzone m.in. w ramach projektu [J4] dotyczyły struktur laserów krawędziowych emitujących promieniowanie na długości fali 800 nm. Najważniejsze zagadnienia dotyczyły precyzyjnego wykonania warstw AlGaAs pod względem składu chemicznego i grubości, a przede wszystkim składu i naprężenia sieci warstwy GaAsP będącej obszarem aktywnym lasera. Kontrola stechiometrii warstwy GaAsP nastręczała wiele trudności ze względu na niedokładność kontroli strumieni prekursorów pierwiastków gr.V. Zanieczyszczenie warstw tlenem, szczególnie warstw mających w swym składzie Al, zostało zmniejszone dzięki zastosowaniu wysokiej temperatury i szybkości wzrostu. Na drodze wielu prób, badając wpływ wielu parametrów technologicznych, zostały określone warunki wzrostu, które skutkują lustrzaną morfologią warstw. Wyniki badań opublikowano w [A9, E3].

* Organizacja doniesień literaturowych:

[A1] do [A14], [E1] do [E15], [HI-1] do [HI-4] i [J1] do [J12] - zgodnie z "Wykaz opublikowanych prac naukowych"

Ad.4 Ważne odnotowania są badania dotyczące porównania dwóch technik epitaksjalnych: MBE i MOCVD wykonane dla struktur wielokrotnych studni kwantowych $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ i luster Bragga. Zbadany został wpływ warunków wzrostu na parametry struktur, ze szczególnym uwzględnieniem obszarów międzyfazowych. Szczegółowe wyniki zostały przedstawione w pracach [HI-1÷HI-4, E2].

Wartości zoptymalizowanych parametrów technologicznych dla struktur MQW wykonanych metodą MOCVD są następujące: temperatura wzrostu równa 700°C , czas, na który przerwano wzrost w obszarze międzyfazowym wynosi 7.0s, szybkość wzrostu 2.5 \AA/s i V/III równe 9.6. Precyzyjny wzrost z zastosowaniem zoptymalizowanych warunków technologicznych w obydwu metodach pozwolił otrzymać porównywalną jakość warstw: FWHM=3.6 meV dla struktur MBE i 3.8 meV dla struktur MOCVD przy porównywalnym natężeniu linii PL. Dla obydwu struktur otrzymano podobny profil składu: z lewej strony QW skład zmienił się skokowo, z prawej – stopniowo w obszarze o szerokości ok. 4 nm (w kierunku wzrostu).

Najważniejsze wnioski wyciągnięte z badań nad lustrami Bragga wykonanymi w technologii MOCVD są podobne do tych uzyskanych w technologii MBE. Wyjątek stanowi wpływ szybkości obrotów na jednorodność własności luster w kierunku lateralnym. W technologii MBE rozkład własności w kierunku poziomym jest wymuszany przez wzajemny układ komórek efuzyjnych i podłoża w czasie wzrostu, natomiast w technologii MOCVD jednorodność rozkładu parametrów na powierzchni struktury można poprawić optymalizując liczbę obrotów podłoża w jednostce czasu.

Ad.5 Przytoczone trzy projekty [J10 ÷ J12] były poświęcone nowej generacji detektorów średniej podczerwieni wykorzystujących supersieci II rodzaju. Pierwszy etap badań dotyczył zagadnień wzrostu warstw GaSb o atomowo gładkich powierzchniach. Opracowana została procedura otrzymywania warstw homogenicznych GaSb: desorpcja tlenków rodzimych przebiega bez stabilizacji powierzchni strumieniem antymonu (i), temperatura wygrzewania, przeprowadzanego przed etapem właściwego wzrostu, jest 15°C wyższa od temperatury desorpcji tlenków (ii), chłodzenie struktury po zakończeniu jej wzrostu odbywa się bez strumienia Sb (iii). Postępując zgodnie z jej wytycznymi, otrzymane warstwy GaSb mają lustrzaną morfologię.

Wzrost i charakterystyka supersieci II rodzaju InAs/GaSb zostały poprzedzone obliczeniami struktury pasmowej SL za pomocą metody k-p. Obliczenia przeprowadzono dla SLs o symetrycznych obszarach przejściowych z InSb. Dla kilku SLs o różnych periodach obliczono przekrycie się całek funkcji falowych dla elektronów i dziur oraz różnicę pomiędzy energiami: dno pasma przewodnictwa - ciężkie dziury HH1-CB i ciężkie dziury - lekkie dziury HH1-LH1. Największe przekrycie funkcji falowych otrzymano dla grubości warstw poniżej 8.5 ML, natomiast najbardziej rozseparowane poziomy energetyczne HH1-CB i HH1-LH1 występują w SLs z warstwami grubszymi niż 10 ML. Jeśli jeden z obszarów przejściowych InSb zastąpimy materiałem GaAs, wówczas efektywna przerwa energetyczna zwiększy się o 25 meV. Wyliczenia pokazują, że naprężenia wprowadzone do SL przez 1 ML materiału GaAs mogą zostać zbilansowane przez 3 ML materiału InSb. Ustalenie wpływu strumienia As i czasu zatrzymania wzrostu w obszarze międzyfazowym t_i na efektywność usuwania atomów Sb z powierzchni GaSb posłużyło do precyzyjnej kontroli typu i grubości obszarów przejściowych. Badania przeprowadzono na serii SLs złożonych z 30 periodów warstw InAs/GaSb o grubości 10/10 ML. Zaobserwowano jednakowy charakter wpływu zarówno czasu t_i jak i strumienia As na koncentrację atomów Sb na powierzchni rosnącego kryształu w czasie tworzenia się obszaru międzyfazowego. Duży strumień As i długi czas t_i sprzyjają formowaniu się grubego obszaru GaAs, natomiast małe wartości tych parametrów - obszaru trójskładnikowego InAsSb. To oznacza, że zmieniając strumień As i czas t_i , można zmieniać zarówno wartość naprężenia sieci jak i jego typ - od rozciągającego do ściskającego.

W różnych warunkach wzrostu wykonane zostały dwie grupy supersieci o zbilansowanych naprężeniach. Supersieci wykonane przy zastosowaniu długiego czasu, na który zatrzymano wzrost $t_i=12 \text{ s}$ i dużego stosunku V/III=10 charakteryzują się wysoką jakością krystaliczną,

jednakże z wyraźnym wskazaniem na obecność kanałów rekombinacji niepromienistej. Supersieci wykonane przy krótszym $t_i=2.8$ s i mniejszym stosunku $V/III=5.6$ zachowały wysoką jakość krystaliczną przy jednoczesnej poprawie jakości optycznej. Głównymi centrami rekombinacji są ekscytyny. Trzykrotne zwiększenie grubości obszaru międzyfazowy z GaAs z 0.4 ML na 1.2 ML skutkuje zwiększeniem przerwy energetycznej o 23 meV. To potwierdza nasze wcześniejsze obliczenia i może być wyjaśnione podniesieniem na skali energii najniższego poziomu elektronowego w węższym minipaśmie przewodnictwa na skutek słabszego przekrywania się funkcji elektronowych w strukturze SL z grubszą barierą złożoną z dwóch materiałów GaAs-GaSb.

W trakcie badań zauważono, że domieszkowanie SL jest istotne nie tylko ze względu na elektryczne parametry detektorów, ale również ze względu na ich jakość krystaliczną. Zbadany został wpływ domieszkowania berylem w zakresie koncentracji od $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ do $2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ na naprężenie sieci w supersieci InAs/GaSb wywołane obecnością atomów Be wykorzystując metodę HR XRD. W przypadku domieszkowanych struktur zaobserwowano rozszczepienie pików satelitarnych, które było tym większe, im większa była koncentracja atomów Be. Wykluczone zostały inne przyczyny rozszczepienia pików, takie jak zmiana periodu SL czy częściowa jej relaksacja. Obecność atomów Be w SL powoduje zmianę średniej wartości stałej sieci SL, co zostało potwierdzone wyliczeniami.

Wynikiem przeprowadzonych badań jest wiedza na temat warunków technologicznych wzrostu struktur detektorów na bazie SL II rodzaju InAs/GaSb. Takie struktury zostały wykonane ze szczególnym uwzględnieniem długoczasowej termicznej stabilności komórek efuzyjnych. Wykonano struktury detektora typu p-i-n i barierowe (jedna bariera). Charakterystyki detektorów p-i-n (prądy ciemne) są porównywalne z publikowanymi danymi dla tego typu detektorów przez wiodące grupy badawcze w tej dziedzinie. Parametry detektorów zostaną poprawione poprzez zastosowanie dwóch barier dla nośników mniejszościowych. Podjęte zostały również próby mające na celu opracowanie pasywacji mogącej wydłużyć czas pracy detektorów. W ich wyniku ustaliliśmy, że roztwory na bazie $(\text{NH}_4)_2\text{S}$ są obiecującymi pasywatorami.

Dodatkowym zagadnieniem podjętym w ramach prac nad materiałami antymonkowymi było opracowanie metodyki określania składu chemicznego wieloskładnikowych warstw antymonkowych z dwoma pierwiastkami z gr.V w składzie. Zagadnienie jeszcze bardziej komplikuje się, gdy wzrost antymonków zachodzi w tym samym reaktorze MBE co wzrost arsenków. Zbadano skład chemiczny warstw AlGaAsSb ze szczególnym uwzględnieniem zanieczyszczania ich arsenem na poziomie zmieniającym skład. Kontrola koncentracji As i określenie składu warstwy AlGaSb wydały się być kluczowe przy dokładnym określaniu składu warstw AlGaAsSb. Dokładność metody HR XRD określania As w materiale AlGaSb wynosi 0.087%. To pozwoliło określić zawartość Al w badanych warstwach trójskładnikowych równą 61.0%. Posiłkując się pomiarem referencyjnym wykonanym dla warstw GaSb metodą SIMS, można było zwiększyć dokładność określania składu, co zmodyfikowało wartość Al na 60.52%. W ten sposób określony został skład wyjściowy dla określania współczynnika stechiometrii warstw czteroskładnikowych (zawartości As) – założenie, że stosunek Al/Ga nie ulegnie zmianie przy zachowaniu tych samych warunków wzrostu warstw czteroskładnikowych, jakie były zastosowane dla warstw trójskładnikowych. W oparciu o wyniki tego eksperymentu zaproponowana została metodyka postępowania przy określaniu składu warstw czteroskładnikowych antymonkowych (zmienny skład As). Wyniki badań zostały opublikowane w (A11 ÷ A17, E4 ÷ E6, E8 ÷ E17, J7, J10 ÷ J12).

Rozwój technologii MBE supersieci II rodzaju InAs/GaSb i detektorów pracujących w zakresie podczerwieni będzie drugim celem mojego dalszego rozwoju zawodowego. Pierwszym celem będzie technologia heterostruktur łączących własności luster SESAM i SDCM.