

การจัดเรียงตัวของควอนตัมดอทอินเดียมอาร์เซไนด์แบบประกอบตนเองบนแผ่นฐานลายตาราง
แกลเลียมอาร์เซไนด์/อินเดียมแกลเลียมอาร์เซไนด์/แกลเลียมอาร์เซไนด์



นาย มติพนธ์ ไมตรีบริรักษ์

ศูนย์วิทยทรัพยากร จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2553

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ALIGNMENT OF SELF-ASSEMBLED InAs QUANTUM DOTS GROWN
ON GaAs/InGaAs/GaAs CROSS-HATCH TEMPLATES



Mr. Matinon Maitreeboriraks

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements
for the Degree of Master of Engineering Program in Electrical Engineering

Department of Electrical Engineering

Faculty of Engineering

Chulalongkorn University

Academic Year 2010

Copyright of Chulalongkorn University

หัวข้อวิทยานิพนธ์

การจัดเรียงตัวของควอนตัมดอทอินเดียมอาร์เซไนด์แบบ
ประกอบตนเองบนแผ่นฐานลายตารางแกเลียมอาร์เซไนด์/
อินเดียมแกเลียมอาร์เซไนด์/แกเลียมอาร์เซไนด์

โดย

นายมตินนท์ ไม้ตรีบริษัท

สาขาวิชา

วิศวกรรมไฟฟ้า


อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

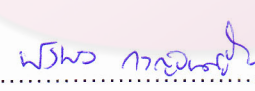
รองศาสตราจารย์ ดร. ทรงพล กาญจนชูชัย


คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้หัวข้อวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วน
หนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาโทบริหารธุรกิจ


.....  คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์
(รองศาสตราจารย์ ดร. บุญสม เลิศศิริวงค์)

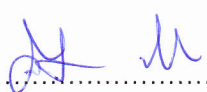
คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

.....  ประธานกรรมการ
(ศาสตราจารย์ ดร. สมศักดิ์ บัญญาแก้ว)

.....  อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก
(รองศาสตราจารย์ ดร. ทรงพล กาญจนชูชัย)

.....  กรรมการ
(รองศาสตราจารย์ ดร. ชุมพล อันตรเสน)

.....  กรรมการ
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. สุกลธรรม เสนาะพิมพ์)

.....  กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย
(ดร. สิริพัฒน์ ประโชนเทพ)

มตินนท์ ไมตรีบริรักษ์ : การจัดเรียงตัวของควอนตัมดอตอินเดียมอาร์เซไนด์แบบประกอบตนเองบนแผ่นฐานลายตารางเกล็ดอินเดียมอาร์เซไนด์/อินเดียมเกล็ดอินเดียมอาร์เซไนด์/เกล็ดอินเดียมอาร์เซไนด์. (ALIGNMENT OF SELF-ASSEMBLED InAs QUANTUM DOTS GROWN ON GaAs/InGaAs/GaAs CROSS-HATCH TEMPLATES) อ. ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก : รองศาสตราจารย์ ดร.ทรงพล กาญจนชูชัย, 71 หน้า.

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้รายงานผลการศึกษการจัดเรียง InAs ควอนตัมดอตบนแผ่นฐาน GaAs/In_{0.15}Ga_{0.85}As/GaAs โดยทั่วไป InAs ควอนตัมดอตที่ประกอบตนเองบนแผ่นฐานลายตาราง In_{0.15}Ga_{0.85}As/GaAs จะจัดเรียงตัวเป็นเส้นยาวในทิศ [110] และ [1-10] ตามลักษณะของผิวหน้าลายตารางที่เกิดขึ้น การกลบทับชั้นลายตารางด้วยชั้น GaAs spacer ที่หนา 50-250 nm กลายเป็น GaAs/In_{0.15}Ga_{0.85}As/GaAs ส่งผลให้ผิวหน้ากลายเป็นแถบกว้างในทิศ [110] และเส้นยาวในทิศ [1-10] ความกว้างแถบในทิศ [110] แปรตามความหนาของชั้น GaAs spacer แถบที่กว้างขึ้นเป็นผลจากความสูงต่ำของพื้นผิวที่เกิดจากการเลื่อนระนาบผลึกโดย Misfit dislocation ซึ่ง Misfit dislocation ดังกล่าวเปลี่ยนแปลงไปเมื่อความหนาของชั้น GaAs ด้านบนเพิ่มขึ้น การปลูกควอนตัมดอตลงบนผิวหน้าดังกล่าวส่งผลให้ควอนตัมดอตเรียงตัวกันอย่างโดดเด่น ณ ขอบของแถบในทิศ [110] โดยจะสังเกตเห็นอย่างชัดเจนในชั้นงานที่ชั้น GaAs หนา 250 nm เมื่อเทคนิคการปลูกควอนตัมดอตเปลี่ยนจากแบบที่ชัดเจนของ As₄ เปิดตลอดเวลาไปเป็นแบบ Migration enhance epitaxy (MEE) ซึ่งชัดเจนของธาตุกลุ่ม III และ V สลับกันเปิด-ปิด ผลปรากฏว่าการจัดเรียงควอนตัมดอตเกิดการสลับทิศ จากที่เรียงตัวกันโดดเด่น ณ ขอบของเส้นแถบในทิศ [110] ไปเป็นเรียงตัวกันบนเส้นยาวในทิศ [1-10] ผลดังกล่าวเกิดจากความไม่เท่ากันของพื้นผิวในทิศ [110] และ [1-10] และความแตกต่างกันของอัตราส่วนในการเคลื่อนที่ของอะตอม In จากเทคนิคการปลูกทั้งสองวิธี การแปลงแสงของชั้นงานเกิดขึ้นในย่านอินฟราเรดและด้วยความเข้มที่ไม่ค่อยไปกว่าควอนตัมดอตที่ปลูกบนแผ่นฐาน GaAs ซึ่งให้เห็นว่า ควอนตัมดอตมีความสมบูรณ์เชิงผลึก อีกทั้ง dislocation ในชั้น InGaAs ไม่มีผลกระทบต่อสมบัติทางแสงของควอนตัมดอต นอกจากนี้แสงที่ได้จากควอนตัมดอตยังเป็นแสงโพลาไรซ์ซึ่งเกิดจากการจัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบของควอนตัมดอตบนชั้นงาน

ภาควิชา.....วิศวกรรมไฟฟ้า.....ลายมือชื่อนิสิต.....มตินนท์ ไมตรีบริรักษ์.....
 สาขาวิชา.....วิศวกรรมไฟฟ้า.....ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก.....รองศาสตราจารย์ ดร.ทรงพล กาญจนชูชัย.....
 ปีการศึกษา.....2553.....

5070598921 : MAJOR ELECTRICAL ENGINEERING

KEYWORDS : MBE / SELF-ASSEMBLED / InAs QUANTUM DOTS / CROSS-HATCH /
DISLOCATION / GaAs SPACER / ALIGNMENT

MATINON MAITREEBORIRAKS : ALIGNMENT OF SELF-ASSEMBLED InAs
QUANTUM DOTS GROWN ON GaAs/InGaAs/GaAs CROSS-HATCH
TEMPLATES. THESIS ADVISOR : ASSOC. PROF. SONGPHOL

KANJANACHUCHAI Ph.D., 71 pp.

This thesis presents the results of the alignment of InAs quantum dots (QDs) on GaAs/In_{0.15}Ga_{0.85}As/GaAs substrates. In general, self-assembled InAs quantum dot on the cross-hatch In_{0.15}Ga_{0.85}As/GaAs substrate align in long lines along [110] and [1-10] direction, which follows the characteristics of the surface. When adding 50-250 nm GaAs spacer layer on the top, resulting in GaAs/In_{0.15}Ga_{0.85}As/GaAs structure, the surface structure was changed. The new surface was composed of the wide stripes align along [110] direction and parallel lines along [1-10] direction. The width of the [110] stripes depends on the thickness of the GaAs spacer due to the surface undulation from the misfit dislocations which changed during the growth of the GaAs spacer layer. By using this new surface as template, the QDs were formed at the edge of the stripes, resulting in predominant QD alignment along the [110] direction. However, when the QD growth process changed from standard epitaxy where the As₄ shutter is always on to migration-enhance epitaxy (MEE) where the In and As cell shutters are alternately opened, the QD predominant alignment changed from [110] to [1-10] direction. This result was caused by the anisotropic surface between [110] and [1-10] direction, and the difference in In atoms migration. Photoluminescent (PL) measurement show that the sample emits the light in the infrared region, similar to InAs QDs grown on standard (100)-GaAs substrates, indicating that QDs have a good crystallinity and that dislocations from InGaAs layer do not adversely affect QD optical properties. The lights emitted from QDs also have the polarization property which is caused by QDs alignment.

Department : ..ELECTRICAL ENGINEERING

Student's Signature

อินนท ไชยวิจิตร

Field of Study : ..ELECTRICAL ENGINEERING

Advisor's Signature

พงษ์ งามกุล

Academic Year : ..2010.....

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้มีโอกาสจะสำเร็จลุล่วงไปได้ หากขาดเครื่องมือที่ใช้ในการทดลองวิจัย และขาดความช่วยเหลือเกื้อกูลจากผู้มีพระคุณทั้งหลายเป็นจำนวนมาก โดยเฉพาะอย่างยิ่งภายในในห้องปฏิบัติการวิจัยสารกึ่งตัวนำ ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ผู้เขียนขอขอบพระคุณอาจารย์ที่ปรึกษา รศ.ดร.ทรงพล กาญจนชูชัย ที่สละเวลาอันมีค่าของท่าน คอยดูแล คอยกำกับ และให้คำปรึกษาอันมีประโยชน์ยิ่งแก่ข้าพเจ้าตลอดระยะเวลาที่ผ่านมา ความช่วยเหลือหลัก ๆ ของผู้เขียนโดยมากได้จากท่าน จนอาจกล่าวได้ว่า วิทยานิพนธ์เล่มนี้ไม่อาจจะสำเร็จไปได้โดยไม่มีท่าน

ผู้เขียนขอขอบพระคุณคณะกรรมการสอบอนุมัติหัวข้อวิทยานิพนธ์และสอบสำเร็จการศึกษา ประกอบไปด้วย ศาสตราจารย์ ดร.สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว, รองศาสตราจารย์ ดร.ชุมพล อันตรเสน, ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สกุลธรรม เสนาะพิมพ์ และดร.สิรพัฒน์ ประโทนเทพ

ผู้เขียนขอขอบพระคุณเจ้าหน้าที่ในห้องปฏิบัติการวิจัยสารกึ่งตัวนำทุกท่านที่คอยช่วยเหลือทางเทคนิคและทางด้านเครื่องมือในการทดลองต่าง ๆ ในห้องปฏิบัติการ

ผู้เขียนขอขอบคุณรุ่นพี่ปริญญาเอกทุกคนที่ให้คำปรึกษาและช่วยเหลือในเหตุการณ์ต่าง ๆ อย่างดีตลอดมา รวมถึงต้องขอขอบคุณรุ่นน้องทั้งปริญญาโทและปริญญาตรีที่ให้กำลังใจ ความสุข และความสนุกสนานตลอดมา ผู้เขียนขอเก็บเรื่องราวที่ได้ใช้ชีวิตร่วมกันไว้เป็นความทรงจำที่ดีตลอดไป

ผู้เขียนขอขอบพระคุณพี่ ๆ ห้องธุรการที่คอยอำนวยความสะดวกและให้คำปรึกษาในการดำเนินเรื่องการศึกษาต่าง ๆ ตั้งแต่เริ่มเข้าศึกษาจนจบการศึกษา

สุดท้ายนี้ผู้เขียนขอขอบพระคุณบิดาและมารดา รวมถึงทุกคนในครอบครัวที่ได้ให้การสนับสนุนผู้เขียนในทุก ๆ เรื่องอย่างดีมากมายโดยตลอด

สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ญ
สารบัญภาพ.....	ฎ
บทที่ 1 บทนำ.....	1
บทที่ 2 ทฤษฎีและความรู้พื้นฐาน.....	5
2.1 ควอนตัมดอต.....	7
2.2 การปลูกควอนตัมดอต.....	8
2.2.1 การปลูกควอนตัมดอตโดยวิธี Stanski-Krastranow.....	8
2.3 การกำหนดตำแหน่งของควอนตัมดอต.....	10
2.3.1 การใช้แม่พิมพ์บังคับให้เรียง (Force alignment template).....	10
2.3.1.1 ชั้นสเตรตที่มีลวดลายล่วงหน้า (Pre-patterned substrate).....	10
2.3.1.2 ชั้นสเตรตดัชนีสูง (High index substrate).....	11
2.3.2 การจัดเรียงตนเองด้วยลวดลายวิศวกรรมความเครียด (Self-alignment strain engineering pattern).....	13
2.3.2.1 แม่พิมพ์ซูเปอร์แลตทิซ (Superlattice templates).....	13
2.3.2.2 ลวดลายตาราง (Cross-hatch patterns): InGaAs/GaAs.....	14
2.3.2.2.1 ลักษณะโดยทั่วไป.....	14
2.3.2.2.2 กลไกการเกิดลายตาราง.....	15
2.3.3.2.3 การปรับปรุงลายตารางของโครงสร้าง In _{0.15} Ga _{0.85} As/GaAs โดยการใช้ GaAs spacer layer.....	19

บทที่ 4 ผลการทดลองและการวิเคราะห์.....	41
4.1 โครงสร้างของชิ้นงาน.....	41
4.2 ผิวหน้าของชั้น GaAs spacer และการจัดเรียงควอนตัมดอตบนผิวหน้า.....	42
4.2.1 ผิวหน้าของชั้น GaAs spacer.....	43
4.2.2 ควอนตัมดอตบนผิวหน้าของชั้น GaAs spacer.....	45
ก) การจัดเรียงตัวควอนตัมดอตบนผิวหน้าของ GaAs spacer.....	45
ข) ลักษณะทางกายภาพของควอนตัมดอตบนผิวหน้าของชั้น GaAs spacer.....	47
ค) การจัดเรียงควอนตัมดอตแบบ SK ในรูปแบบ MEE.....	48
4.3 สมบัติทางแสงของชิ้นงาน.....	50
4.3.1 ลักษณะโดยทั่วไปของการเปล่งแสงของชิ้นงาน.....	51
4.3.2 ผลของกำลังแสงเลเซอร์กระตุ้นต่อการเปล่งแสง.....	54
4.3.3 ผลของอุณหภูมิต่อการเปล่งแสง.....	55
4.3.4 ผลของโพลาไรเซชัน (Polarization).....	58
บทที่ 5 สรุปผลการทดลอง.....	60
รายการอ้างอิง.....	62
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์.....	71

สารบัญญัตินำ

ตารางที่		หน้า
4.1	ชิ้นงานทั้งหมดที่ได้จากการทดลอง แบ่งออกเป็น 2 ส่วนคือ ชิ้นงานสำหรับศึกษาภาพของผิวหน้าและชิ้นงานสำหรับวัดทางแสงโดยเทคนิค PL	42
4.2	ความกว้างของเนินและความลึกจากยอดถึงพื้นในทิศ [110] และ [1-10] ของโครงสร้าง $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ และชิ้นงาน D.....	44
4.3	ค่าความสูง ความหนาแน่นของควอนตัมดอต และขนาดของแนวนอน ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานที่ปลูก InAs ควอนตัมดอตแบบ SK บนชิ้นงาน A, B และ C ตามลำดับ โดยเปรียบเทียบกับข้อมูลของชิ้นงานที่ปลูก InAs ควอนตัมดอตแบบเดียวกันบนผิวหน้าของ GaAs โดยตรงของ S.Kiravittaya [79] และบน $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ของ C C Thet [80].....	48

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

สารบัญภาพ

รูปที่	หน้า
2.1	โครงสร้างและ DOS ของ ก) ก้อนผลึก ข) บ่อควอนตัม ค) ลวดควอนตัม และ ง) ควอนตัมดอต [38]..... 6
2.2	วิธีการปลูกควอนตัมดอตในหลายวิธี ก) การสร้างผลึกขนาดเล็ก (microcrystallites) บนแก้ว ข) การใช้แบบพิมพ์เทียม ค) การเกิดควอนตัมดอตแบบประกอบตนเอง [39,40, 41]..... 8
2.3	โหมดที่เป็นไปได้ของการปลูกผลึกในการปลูกแบบเอพิแทกซี [41]..... 9
2.4	แสดงขั้นตอนการเกิดควอนตัมดอตแบบ SK ในการปลูกแบบเอพิแทกซี โดยควอนตัมดอตมีการเกิดแบบสุ่ม (random) [13]..... 10
2.5	ตัวอย่างขั้นตอนการทำ pre-pattern substrate ด้วยลำอิเล็กตรอนเพื่อทำแม่พิมพ์สำหรับเรียงควอนตัมดอต โดยเริ่มต้นจากรูป ก) ปลูก AlGaAs ลงบน GaAs (001) ชั้นสเตรต ข) ใช้ลิโทกราฟีและการกัดออกเพื่อให้ได้ผิวเรียบและโครงสร้างที่ต้องการ ค) เคลือบผิวด้วยสาร PMMA ซึ่งเป็นโฟโตรีซิสชนิดหนึ่ง ง) ทำลวดลายบนผิวหน้าด้วยลิโทกราฟีแบบลำอิเล็กตรอน จ) กัดออกด้วยสารกัด (etchant) SiCl ₄ ฉ) โครงสร้างที่สมบูรณ์พร้อมลวดลายสำหรับปลูกควอนตัมดอต ข) ภาพ AFM ลวดลายที่ได้จากการเตรียมในขั้นตอน ก-ฉ และ ช) ภาพแสดงการเรียงตัวของควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นบนแม่พิมพ์ [48]..... 11
2.6	ภาพตัวอย่างลักษณะของชั้นงานที่เกิดจากการ miscut ทำให้เกิด surface step ขึ้น [50]..... 12
2.7	ภาพ AFM ของควอนตัมดอตซึ่งปลูกบน GaAs (n11) ได้แก่ ก) GaAs (911) B, ข) GaAs (711) B, ค) GaAs (511) B, ง) GaAs (411) B และ จ) GaAs (311) B [50]..... 12
2.8	ภาพ AFM ของชั้นงาน ก) 17 ชั้นของ In _{0.5} Ga _{0.5} As ในการเกิดควอนตัมดอตแบบโซ่ยาว รวมถึง ข) ภาพตัดขวาง TEM ของชั้นงานในแต่ละด้าน [51]..... 14
2.9	แผนภาพแสดงการเกิดความเครียดแบบอัดเมื่อปลูกชั้น InGaAs บนชั้น GaAs... 15
2.10	กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความหนาวิกฤติ (h _{c60}) กับค่าสัดส่วน In(x) ใน In _{1-x} Ga _x As ตามสมการที่ 2.6..... 17

รูปที่		หน้า
2.11	ระนาบการเคลื่อนที่ทั้งหมดของ 60° type dislocation บนระนาบ $\{111\}$ พร้อมแกนระบุทิศทาง โดย \vec{b} แสดงถึงเวกเตอร์หนึ่งของ dislocation ชนิดนี้ ซึ่ง $\vec{b} = \frac{1}{2}[0-11]$ อยู่ในระนาบ (111) [57].....	18
2.12	ลักษณะเวกเตอร์การเคลื่อนที่ของ dislocation ที่ทำให้เกิด up step และ down step โดยเมื่อโปรเจค เวกเตอร์ในทิศทาง $[110]$ โดย $\vec{b} = \frac{1}{2}[10-1]$ ทำให้เกิดการเลื่อนในระนาบ (1-11) เกิด down-step และ $\vec{b} = \frac{1}{2}[0-11]$ ทำให้เกิดการเลื่อนในระนาบ (-111) เกิด up-step [57].....	19
2.13	ขั้นตอนการเกิด surface step elimination โดยเรียงจาก ก) ขณะเริ่มเกิด surface step ขึ้น จาก dislocation ข) ลักษณะของชั้นฟิล์มเมื่อเกิดการเลื่อนของผลึกจาก dislocation ค) ลักษณะการก่อตัวของชั้นฟิล์มจากการเลือกเกิดบริเวณขอบของ step ก่อนบริเวณอื่น จนเกิดการหล่นลงมาของชั้นผลึกเมื่อมีความหนาพอ ง) ผิวหน้ารูปแบบของลายตารางที่สมบูรณ์โดยพื้นผิวมีความโค้งและเรียบ [56].....	19
2.14	ก) ลักษณะของโครงสร้าง $\text{GaAs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ซึ่งมีลักษณะคล้ายบ่อควอนตัมแคบๆ ข) แสดงลักษณะการถูกบีบบังคับจาก GaAs ทั้งสองด้านของชั้น InGaAs เนื่องจากความไม่เข้ากันของโครงผลึก.....	20
2.15	ภาพ bright-field พร้อมกับลูกศรบ่งชี้ทิศทางตามระนาบของชั้นงานที่ถูกตัดขวาง โดยภาพประกอบด้วย $\text{GaAs}/\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}/\text{GaAs}$ ที่มีชั้นกลบทับ GaAs ที่มีความหนา ก) 10 nm และ ข) 100 nm [58].....	20
2.16	ภาพ TEM แสดง ก) การแตกออกของ dislocation ในทิศทาง $[-110]$ ข) ลักษณะของเส้นซิกแซกที่เกิดขึ้นขณะกลบทับด้วยชั้น GaAs ที่มีความหนา 100 nm ค) ลักษณะการจัดเรียงของเส้นซิกแซก [58].....	21
2.17	ลักษณะของผิวหน้าเมื่อทำการปลูก InAs QDs บนชั้นความเครียด เมื่อมีจำนวนของชั้น SL ก) 10 nm ข) 15 nm และ ค) 30 nm [60].....	22
3.1	ก) ภาพตัดขวางแสดงส่วนประกอบภายในห้องปลูกผลึก และ ข) หลักการทำงานโดยคร่าวของเครื่อง MBE [59].....	23
3.2	ก) ภาพถ่าย และ ข) โครงสร้างระบบปลูกผลึกของเครื่องปลูกลำไมเลกุล RIBER รุ่น 32P.....	24
3.3	ก) ภาพเครื่องปั๊มโมเลกุลเทอร์โบ และ ข) หลักการทำงานเบื้องต้น [62].....	25

รูปที่		หน้า
3.4	ลักษณะทั่วไปของซึบสเตรตมานิพูเลเตอร์ [63].....	26
3.5	ลักษณะทั่วไปของ Effusion cell [64].....	26
3.6	ลักษณะทั่วไปของ hot filament ionization gauge ประกอบไปด้วยแท่งโลหะ 3 ชนิด ฟิลาเมนต์, กริด และคอลเลกเตอร์ [65].....	28
3.7	โครงสร้างของระบบ RHEED [66].....	28
3.8	ก) โครงสร้างและการทำงานโดยย่อของ Quadruple mass spectrometer และ ข) วงจรการทำงานแท่งโลหะ 4 แท่งใน Quadruple mass spectrometer [67,68].....	29
3.9	ก) รูปถ่ายของระบบวัด PL ข) Schematic ของระบบวัด PL [69].....	30
3.10	ภาพถ่ายของเครื่อง SEIKO SPA 400-AFM.....	30
3.11	ภาพแสดงการทำงานอย่างง่ายของ AFM [70].....	31
3.12	โพรไฟล์อุณหภูมิ (Temperature profile) ของกระบวนการทำ pre-heat.....	32
3.13	โพรไฟล์อุณหภูมิของขั้นตอนการทำการ De-Ox พร้อมกระบวนการเปิดปิดชัตเตอร์.....	33
3.14	ภาพ RHEED patterns ที่ได้จาก RHEED Screen ของการเปลี่ยนแปลง RHEED pattern จาก C(2x4) ไปเป็น C(4x4) ของพื้นผิว GaAs ในการหาค่าอุณหภูมิ transition โดยเรียงลำดับจากรูป ก-จ.....	34
3.15	ตำแหน่งของ zero-order diffracted RHEED (00) beam บน RHEED Screen.	35
3.16	ลำดับขั้นต่างๆของการเกิดเกาะสองมิติ (2D islands) ของการปลูกชั้นต่อชั้นของ SrTiO ₃ และความเข้มของ zero-order diffracted RHEED beam ที่เปลี่ยนแปลงไป [72].....	35
3.17	ลักษณะการเปิดและปิดชัตเตอร์ของ In และ As ของการปลูก InAs ควอนตัมดอตแบบ SK แบบปกติและ SK แบบ MEE.....	38
3.18	แผนภาพเฟสสมดุล (Equilibrium phase diagram) ในรูปของฟังก์ชันระหว่าง H กับ ϵ โดยภาพประกอบด้านบนและล่างแสดงถึงลักษณะของผิวน้ำของโหมดต่างๆทั้ง 6 โหมด สามเหลี่ยมเล็กสีขาวแทนโครงสร้างเกาะสามมิติที่มีเสถียรภาพ สามเหลี่ยมใหญ่ระบายสีข้างในแทนโครงสร้างเกาะสามมิติที่โตเต็มที่ (Ripening island) เฟสแต่ละรูปแบบถูกแบ่งด้วยเส้นขอบเขต H _{c1} (ϵ): FM-R1, FM-SK1; H _{c2} (ϵ): SK1-R2; H _{c3} (ϵ): SK2-SK1; H _{c4} (ϵ): VW-SK2, VW-R3 [74].....	39

รูปที่	หน้า
3.19	ภาพจาก RHEED screen ขณะปลูกควอนตัมดอต InAs บนแผ่นฐานลายตาราง $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ก) เมื่อเริ่มเกิดควอนตัมดอต ข) เกิดควอนตัมดอตแล้ว ค) Chevron pattern [34]..... 39
3.20	ความสัมพันธ์ของ Chevron pattern ต่อลักษณะทางกายภาพของควอนตัมดอต [75]..... 40
3.21	ก) การกลบทับเพื่อทำ Nanohole ข) การกลบทับแบบบางสำหรับปลูก โครงสร้างควอนตัมดอตความหนาแน่นสูง [76]..... 40
4.1	ภาพตัดขวางของชั้นงานในการทดลอง ก) โครงสร้างสำหรับศึกษาสมบัติทาง กายภาพของผิวหน้าด้วยเทคนิค AFM ข) โครงสร้างสำหรับศึกษาสมบัติทางแสง ด้วยเทคนิค PL 41
4.2	ภาพ AFM ขนาด $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ แสดงลักษณะผิวหน้าที่ยังไม่ได้ปลูกควอนตัมดอต ก) โครงสร้าง 50 nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ [33] และ ข) ชั้นงาน D ซึ่งมี โครงสร้าง 250 nm GaAs Spacer/ 50 nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ และ ค) line scan ของชั้นงาน D ตามตำแหน่งในรูป b)..... 43
4.3	ลำดับของการเปลี่ยนแปลงผิวหน้าในการสร้างแม่พิมพ์สำหรับการก่อตัว ควอนตัมดอตใหม่ โดยแสดงกลไกพร้อมลักษณะการก่อตัวของผิวหน้าของ ชั้นงาน ก) การเกิดลายตารางขึ้นจากการเลื่อนของระนาบผลึกเนื่องจาก misfit และ threading dislocation ของชั้น $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ข) การเพิ่มขึ้น GaAs spacer ทำให้แนวของ dislocation เปลี่ยนแปลงไป โดยมีบางส่วนหยุดหรือ เบี่ยงเบนไปจากทิศทางเดิม ในขณะที่มีบางส่วนผ่านขึ้นยังผิวหน้าได้ และ ค) แสดงการเกิดของแนวเนินขนาดต่างๆ ซึ่งเป็นผลจากการเลื่อนของระนาบบน ผิวหน้าและการเกิด surface step elimination..... 45
4.4	ภาพ AFM ของการปลูก 1.8 ML InAs QDs บน ก) $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ข) GaAs (100) ชั้นสเตรตพร้อมความสูง [77,79]..... 46
4.5	ภาพ AFM ขนาด $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ แสดงลักษณะการก่อตัวของ InAs ควอนตัมดอต ที่ปลูกด้วยวิธีแบบ SK ของ ก) ชั้นงาน $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ข) ชั้นงาน A ค) ชั้นงาน B และ ง) ชั้นงาน C ตามลำดับโดยในแต่ละรูปทางด้านมุมขวาบนมีรูป ขยายขนาด $0.5 \times 0.5 \mu\text{m}^2$ ในบริเวณตำแหน่งที่สนใจและลูกศรสีขาวแสดง ทิศทาง [1-10]..... 47

รูปที่		หน้า
4.6	ลักษณะการเปิดปิดชัตเตอร์ In และ As ในชั้นงาน E และ F.....	49
4.7	ภาพ AFM ขนาด 10x10 μm^2 ของชั้นงาน F และ G ซึ่งปลูกควอนตัมดอตแบบ MEE โดย over growth ก) 0% และ ข) 50% ตามลำดับ โดยในแต่ละรูปทางด้านมุมขวามือมีรูปขยายขนาด 0.5x0.5 μm^2 ในบริเวณที่สนใจ และลูกศรสีขาวแสดงถึงทิศทาง [1-10].....	49
4.8	สเปกตรัมการเปล่งแสงโดยทั่วไปของชั้นงาน G โดยระบุตำแหน่งของยอดพลังงานหลักที่เกิดขึ้น 4 ค่า ด้วย สัญลักษณ์ I , II , III และ IV ตามลำดับ.....	51
4.9	กราฟแสดงผลของการเปล่งในการทดลองของ S.J.LEE [83].....	52
4.10	กราฟแสดงการกระจายตัว ก) ความสูงของควอนตัมดอตและความกว้างในทิศทาง ข) [1-10] และ ค) [110] ของชั้นงาน C.....	53
4.11	สเปกตรัมการเปล่งแสงของชั้นงาน G เมื่อเปลี่ยนแปลงกำลังเลเซอร์ที่ใช้ในการกระตุ้นที่กำลังแสงเลเซอร์กระตุ้นที่อุณหภูมิ 20 K.....	54
4.12	สเปกตรัมการเปล่งแสงของชั้นงาน G การเปล่งแสงเมื่อเปลี่ยนแปลงกำลังเลเซอร์ที่ใช้ในการกระตุ้นที่กำลังแสงเลเซอร์กระตุ้น 20 mW พร้อมเส้นกราฟภายในแสดงยอดพลังงาน Gaussian ทั้ง 3 ค่ายอด.....	55
4.13	สเปกตรัมของแสงที่เปล่งออกจากชั้นงาน G ที่อุณหภูมิต่างๆ (กราฟถูก offset เพื่อความกระจ่าง).....	56
4.14	ค่าความความเข้มแสงที่เปล่งออกจากค่ายอดพลังงานต่าง ๆ ของชั้นงาน G เมื่อเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ.....	57
4.15	ตำแหน่งของค่ายอดพลังงานของชั้นงาน G ที่เปลี่ยนไปเมื่อเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ.....	57
4.16	เปรียบเทียบค่ายอดพลังงานที่เปลี่ยนไปของยอดพลังงานที่ I และ II กับค่าที่ได้จากสมการ Varshni พร้อมกับเส้นประที่ได้จากการปรับค่า E_0 ในสมการ Varshni.....	58
4.17	ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเข้มกับมุมโพลารไรส์ของยอดพลังงานทั้งสิ้นที่ปรากฏในรูปที่ 4.8.....	59

บทที่ 1

บทนำ

ความก้าวหน้าทางวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีในไม่กี่สิบปีที่ผ่านมา กล่าวได้ว่าสารกึ่งตัวนำมีความสำคัญเป็นอย่างยิ่ง การพัฒนาที่เกิดขึ้นในแต่ละครั้งของสารกึ่งตัวนำก่อให้เกิดการเปลี่ยนแปลงอย่างมากโดยเฉพาะทางด้านอิเล็กทรอนิกส์ ในช่วงแรกๆของการพัฒนา สารกึ่งตัวนำชนิดแรกที่มีบทบาทสำคัญคือ ซิลิคอน (silicon) อุตสาหกรรมรวมถึงเทคโนโลยีในระยะแรก จึงมุ่งความสนใจไปยังคุณสมบัติต่างๆของซิลิคอน ทำให้เกิดสิ่งประดิษฐ์ต่างๆมากมาย ยกตัวอย่างเช่น ทรานซิสเตอร์ (transistor) ซึ่งเป็นหนึ่งในสิ่งประดิษฐ์พื้นฐานที่มีความสำคัญ เป็นต้น ซิลิคอนแทบจะตอบสนองความต้องการทุกอย่างที่มีได้สำหรับนักประดิษฐ์ในขณะนั้น อีกทั้งยังมีข้อดีที่สามารถ หาได้ง่ายและมีอยู่เป็นจำนวนมาก แต่ต่อมาเมื่อเทคโนโลยีโดยเฉพาะทางด้านการสื่อสารมีการพัฒนามากยิ่งขึ้น ความต้องการความเร็วในด้านการรับส่งข้อมูลจึงเพิ่มสูงตาม อุปกรณ์ไฟฟ้าเริ่มที่จะถูกแทนที่ด้วยอุปกรณ์ทางแสง ทำให้ซิลิคอนไม่อาจที่จะใช้งานได้อีกต่อไป เนื่องจากมีค่าสภาพคล่องตัว (mobility) ที่ต่ำและเป็นสารจำพวกแบนด์แกปไม่ตรง (Indirect bandgap) ทำให้การเปล่งแสงไม่ดีขึ้น จึงไม่เหมาะแก่การนำมาใช้ทำอุปกรณ์จำพวกแสง ซิลิคอนจึงถูกแทนที่ด้วยสารกึ่งตัวนำชนิดใหม่ ซึ่งเป็นสารประกอบของธาตุหมู่ III-V อาทิเช่น GaAs, InAs หรือ InP สารเหล่านี้เป็นสารแบนด์แกปตรง (Direct bandgap) จึงให้ประสิทธิภาพทางแสงที่ดีกว่า รวมถึงมีค่าความคล่องตัว (mobility) ที่มากขึ้นด้วย แต่ยังคงมีปัญหาในเรื่องของความยาวคลื่น เนื่องจากในระบบสื่อสารจำเป็นต้องใช้แสงที่มีความยาวคลื่นบางค่า [1] เช่น 850, 1300 และ 1550 nm เพื่อที่จะสามารถเปลี่ยนความยาวคลื่นให้ได้ตามที่ต้องการ จึงมีการปรับปรุงสารประกอบ III-V ไปเป็นสารประกอบจำพวกอัลลอยด์ เช่น $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_y\text{P}_{1-y}$ ซึ่งมี lattice match กับ InP [2] หรือ GaAlAs ที่มีค่าโครงสร้างตรงกัน (lattice match) กับ GaAs [3] ใช้ในการทำ เลเซอร์ (Laser) หรือ ไดโอดเปล่งแสง (LED) เป็นต้น สารเหล่านี้มีค่าความยาวคลื่นของแสงที่เปลี่ยนไปเมื่อสัดส่วนของสารประกอบเปลี่ยนแปลง ทำให้สามารถแก้ไขปัญหาในเรื่องของความยาวคลื่นได้โดยไม่ต้องค้นหาสารชนิดใหม่

เทคโนโลยีทางด้านการปลูกก็มีส่วนสำคัญ เบื้องหลังความสำเร็จของสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำที่เกิดขึ้นส่วนหนึ่งเป็นผลมาจากการพัฒนาทางด้านการปลูก เทคโนโลยีทางด้านปลูกในปัจจุบันพัฒนาก้าวหน้าไปมาก ทำให้สามารถกำหนดค่าต่างๆ เช่น ปริมาณของสาร ที่น้อยมากๆได้อย่างแม่นยำ [4-5] รวมถึงความสามารถในการศึกษาและวิเคราะห์โครงสร้างได้ละเอียดในระดับอะตอม [6-8] ทำให้เพิ่มขีด

ความสามารถไปอีกระดับหนึ่งคือสามารถออกแบบโครงสร้างของชิ้นงานในลักษณะต่างๆได้ คุณสมบัติของชิ้นงานจึงมีความหลากหลายมากขึ้น ถึงแม้จะใช้สารชนิดเดียวกันในการปลูกเพราะมีโครงสร้างที่แตกต่างกัน การพัฒนาในปัจจุบันจึงเริ่มที่จะให้ความสนใจในเรื่องของการออกแบบโครงสร้างและขนาด ซึ่งเป็นผลพลอยได้จากการพัฒนาเทคโนโลยีทางการปลูก สิ่งประดิษฐ์ต่างๆในปัจจุบัน นอกจากที่จะต้องใช้งานได้ดีแล้ว จำเป็นที่จะต้องมีขนาดที่เล็กลงและประหยัดพลังงานมากขึ้น นาโนเทคโนโลยีจึงเข้ามามีบทบาทสำคัญ โครงสร้างของสารกึ่งตัวนำที่มีขนาดใหญ่ (bulk) ในอดีตถูกลดขนาดลงมาในระดับนาโนเมตร (nm) เกิดเป็นโครงสร้างชนิดใหม่ เช่น บ่อควอนตัม (Quantum well), ลวดควอนตัม (Quantum wire) และควอนตัมดอต (Quantum Dot)

ควอนตัมดอตเป็นโครงสร้างหนึ่งที่ได้รับ ความสนใจมาก เนื่องจากมีคุณสมบัติคล้ายกับอะตอมเทียม อาทิเช่น มีระดับพลังงานเป็นขั้นๆเหมือนอะตอมเนื่องจากมีโครงสร้างที่เกิดการจำกัด (confinement) ใน 3 มิติ เป็นต้น ควอนตัมดอตจึงถูกนำไปประยุกต์ใช้ในหลายๆด้าน เช่น ใช้ในการทำเลเซอร์ที่มีค่า threshold current ต่ำ [9-10] การสร้างหรือปลูกควอนตัมดอตสามารถทำได้ในสองรูปแบบคือแบบล่างขึ้นบน (Bottom-up) และแบบบนลงล่าง (Top-down) แบบบนลงล่าง คือการสร้างควอนตัมดอตโดยตรง เช่น หรือการใช้กระบวนการลิโธกราฟี (lithography) [11] หรือกระบวนการกัดออก (etching) [12] ข้อดีในแบบบนลงล่าง คือสามารถกำหนดการเกิดควอนตัมดอตได้อย่างแน่นอน แต่มีปัญหาในเรื่องของ สถานะผิว (surface state) หรือ กับดัก (trap) บนชิ้นงาน ทำให้คุณภาพของชิ้นงานที่ได้ไม่ดีนัก อีกวิธีหนึ่งคือแบบล่างขึ้นบนคือ การเกิดควอนตัมดอตแบบเกิดขึ้นเองโดยอาศัยความเครียดที่เกิดจากความไม่เข้ากันของโครงผลึก ซึ่งเกิดได้ในสารกึ่งตัวนำหลายระบบ เช่น InAs/GaAs [13-15], Ge/Si [16], CdSe/ZnSe [17,18], CdS/Zn(S)Se [19], PbSe/PbEuTe [20], (InGa)As/(AlGa)As [21], AlInAs/AlGaAs [27], GaN/AlN [24,25], InGaN/GaN [26], InP/InGaP [27] และ GaSb/GaAs [28] มีจุดเด่นในเรื่องของ defect ที่มีน้อยมาก แต่มีปัญหาในเรื่องของการจัดเรียงตัวของควอนตัมดอตเนื่องจากควอนตัมเกิดขึ้นเองในลักษณะสุ่มทั่วบริเวณผิวหน้า ซึ่งถ้าปราศจากปัญหาดังกล่าวจะทำให้ได้ชิ้นงานที่มีควอนตัมดอตที่มีความสมบูรณ์และมีความหลากหลายมากขึ้นในการใช้งาน

ปัญหาในเรื่องการจัดเรียงตัวของควอนตัมดอตแบบเกิดขึ้นเองจึงเป็นเรื่องที่น่าสนใจเป็นอย่างยิ่ง มีหลายๆกลุ่มวิจัยได้พยายามศึกษาและใช้วิธีต่างๆเพื่อที่จะจัดเรียงควอนตัมดอตแบบเกิดขึ้นเองให้มีระเบียบ มีรูปแบบที่แน่นอน เช่น ควอนตัมดอตแบบไซ [29], ควอนตัมดอตแบบแหวน [30], ควอนตัมดอตแบบลายตาราง [31,32] ฯลฯ

สำหรับในกลุ่มวิจัยห้องปฏิบัติการวิจัยสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำ (SDRL) ได้ทำการศึกษาการจัดเรียงตัวของควอนตัมดอตเช่นกันโดยอาศัยชั้นลายตารางซึ่งเกิดจากการปลูกชั้นของ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ลงบนแผ่นฐาน GaAs ชั้นลายตารางดังกล่าวทำให้เกิดการจัดเรียงของควอนตัมดอตแบบเส้นในทิศ [110] และทิศ [1-10] โดยในกลุ่มวิจัย SDRL ได้พยายามศึกษาและพัฒนาอย่างต่อเนื่องเพื่อให้เกิดชั้นลายตารางที่ดีที่สุดในการจัดเรียงควอนตัมดอต เริ่มต้นจากการศึกษาถึงผลของความหนาและค่าสัดส่วนของ In ในชั้นลายตารางที่มีต่อรูปแบบการเกิดลวดลายตารางด้านบน โดยจากการทดลองโดย C.C. Thet [33] พบว่ายิ่งค่าความหนาและค่าสัดส่วน In เพิ่มมากขึ้น ยิ่งทำให้เกิดการผ่อนคลายของพลังงานความเครียดในระบบ ในระบบที่มีการผ่อนคลายความเครียดน้อย ลวดลายตารางที่เกิดขึ้นจะเกิดเป็นเนินขนาดเล็กที่เรียงตัวเป็นเส้นยาวในทิศ [110] และทิศ [1-10] เนินแต่ละเนินมีระยะห่างกันอย่างชัดเจนและมีจำนวนของเส้นเนินน้อย ในระบบที่มีการผ่อนคลายความเครียดสูง เนินที่เกิดขึ้นจะมีความสูงและจำนวนที่มากขึ้น พร้อมกันนี้ยังสังเกตเห็นการซ้อนทับกัน ทำให้เกิดแนวของเนินขนาดใหญ่ขึ้นทั้งสองทิศทาง ต่อมาเมื่อทำการปลูกควอนตัมดอตลงไปยังแนวของเนินลายตารางที่เกิดขึ้นจะเกิดการก่อตัวของควอนตัมดอตแบบเส้นบนแนวของแนวเนินดังกล่าว แต่จากการศึกษาเพิ่มเติมโดย T. Limwongse [34] พบว่า ในความเป็นจริงควอนตัมดอตจะเริ่มก่อตัวบนบริเวณ threading dislocation ก่อนบริเวณอื่น จากนั้นจึงเกิดขึ้นบริเวณจุดตัดกันของแนวเนิน ตามด้วยเกิดบนแนวเนินในทิศ [1-10] และทิศ [110] ตามลำดับก่อนที่จะเกิดในบริเวณพื้นเรียบนอกแนวเนิน เมื่อทราบถึงพฤติกรรมของการก่อตัวของควอนตัมดอตและผลของการเปลี่ยนแปลงรูปแบบของลวดลายตารางจึงทำให้สามารถกำหนดแม่แบบในการจัดเรียงตัวควอนตัมที่เหมาะสมได้ตามที่ต้องการ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นการศึกษาการปรับปรุงชั้นของแผ่นฐานเสมือนลายตารางด้วยชั้น GaAs spacer โดยอาศัยแผ่นฐานเสมือนลายตารางประกอบด้วยชั้นของ $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ บนแผ่นฐาน GaAs ระบาย (100) ((100) – GaAs) โดยอาศัยเงื่อนไขการปรับเปลี่ยนการปลูกของชั้นลายตารางตามที่ได้กล่าวถึงของ Cho Cho Thet และนายธีรวัฒน์ ลิ้มวงศ์ แผ่นฐานลายตารางจะต่างจากแผ่นฐานทั่วไปคือภายในแผ่นฐานลายตารางจะมีความผิดปกติทางตำแหน่งของอะตอม ส่งผลต่อเนื่องไปยังผิวหน้าด้วยมุม 60° จากแนวระนาบ ความผิดปกติของโครงผลึกมีสองรูปแบบ คือ threading dislocations และ misfit dislocation [35,36] ก่อให้เกิดเนิน (ridge) เรียงเป็นแนวยาวในทิศ [110] และทิศ [1-10] บนผิวหน้าของชั้นงาน ลักษณะที่เกิดขึ้นเกิดจากการผ่อนคลาย (relax) ความเครียดบางส่วนที่สะสมจากความไม่เข้ากันของโครงผลึก InGaAs กับ GaAs การปรับปรุงโครงสร้างดังกล่าวโดยการเพิ่มชั้นของ GaAs ที่มีความหนาหลงไป จะทำให้เกิดโครงสร้างที่มีลักษณะคล้ายๆ ปรอทควอนตัมขึ้น ส่งผลให้แนวของ

dislocation ที่มีอยู่เกิดการเปลี่ยนแปลงไปจากเดิม และในขั้นสุดท้ายจึงทำการปลูกควอนตัมลงไปบนชั้น GaAs ที่หนานี้เพื่อศึกษาการจัดเรียงตัวของควอนตัมดอตและผลทางแสง

ประโยชน์ที่ได้จากการศึกษาปรับปรุงแผ่นฐานเสมือนลายตารางนี้ คือความเป็นไปได้ที่จะควบคุมและเปลี่ยนแปลงทิศการเกิดขึ้นของควอนตัมดอตในรูปแบบใหม่ เช่นการเรียงตัวของควอนตัมดอตแบบเส้นในทิศเดียว เนื่องจากแนวของ dislocation ที่เปลี่ยนแปลงด้วยผลของชั้น GaAs ที่เพิ่มขึ้น นอกจากนี้ยังมีความเป็นไปได้ที่จะปรับปรุงคุณภาพทางแสงของชั้นงานในโครงสร้างของแผ่นฐานลายตารางเสมือนเดิมเนื่องจากการลดลงของผลจาก dislocation

เนื้อหาในบทต่อไปของวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ประกอบไปด้วย บทที่ 2 ทฤษฎีและความรู้พื้นฐานเกี่ยวกับควอนตัมดอต ชั้นลายตาราง และชั้น GaAs spacer บทที่ 3 การปลูกโครงสร้างและการวัดลักษณะสมบัติ ซึ่งจะอธิบายรายละเอียดในการปลูกโครงสร้างด้วยเทคนิคอีพิแทกซ์ลำโมเลกุล หรือ MBE รวมทั้งระบบวัดลักษณะสมบัติและระบบตรวจวัดขณะปลูกโครงสร้างทั้งแบบติดตั้งภายในและภายนอกเครื่องปลูกผลึก บทที่ 4 ผลการทดลองและการวิเคราะห์ ซึ่งจะกล่าวถึงวิวัฒนาการการเกิดควอนตัมดอตบนลายตารางและความสำคัญของข้อมูลดังกล่าว และบทที่ 5 สรุปผลการทดลอง



ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

บทที่ 2

ทฤษฎีและความรู้พื้นฐาน

2.1 ควอนตัมดอต

ขนาดมีผลต่อสมบัติของสารกึ่งตัวนำ โดยทั่วไปสมบัติต่างๆของสารกึ่งตัวนำเช่น สมบัติการนำไฟฟ้า สมบัติการนำความร้อน สามารถอธิบายได้โดยใช้อิเล็กตรอนเป็นหลัก อิเล็กตรอนในที่นี่จะพิจารณาเป็นอนุภาคขนาดเล็กที่มีประจุลบ แต่เมื่อสารมีขนาดเล็กลงมาก อิเล็กตรอนซึ่งเป็นอนุภาคพื้นฐานของทุกอะตอมจะประพฤติตัวคล้ายคลื่นตามกลศาสตร์ควอนตัม ทำให้สมบัติของสารกึ่งตัวนำเปลี่ยนแปลงไปเดิม สารทุกชนิดสามารถประพฤติตัวเป็นคลื่นได้เมื่อมีขนาดที่เหมาะสมตามหลักทวิภาพของอนุภาค-คลื่น (wave-particle duality) ของหลุยส์ เดอ บรอยล์ (Louis de Broglie) โดยยังมีขนาดใหญ่เท่าใดโอกาสที่จะแสดงคุณสมบัติแบบคลื่นก็มีน้อยลง เนื่องจากความยาวคลื่นของเดอบรอยล์มีขนาดที่เล็กมาก แต่สำหรับอนุภาคขนาดเล็กมาก เช่น อิเล็กตรอน ค่าความยาวคลื่นของเดอบรอยล์จะอยู่ในระดับนาโนเมตร อิเล็กตรอนจึงแสดงพฤติกรรมคล้ายคลื่นได้โดยเฉพาะในโครงสร้างนาโน เช่น บ่อควอนตัม เส้นควอนตัม และควอนตัมดอต เป็นต้น อิเล็กตรอนในโครงสร้างขนาดเล็กจะเกิดควอนตัมคอนไฟน์เมนต์ (Quantum confinement) คือ ความมีอิสระในการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนจะถูกจำกัด อิเล็กตรอนจะถูกบังคับให้อยู่สถานะพลังงานบางสถานะ (state) เท่านั้น ผลที่ตามมาคือระดับชั้นพลังงานของอิเล็กตรอนจะไม่ต่อเนื่อง (discrete energy level) สามารถอธิบายได้ตามหลักกลศาสตร์ควอนตัม เช่น ในกรณีของอนุภาคในกล่อง ลักษณะของความหนาแน่นของสถานะ (Density of State) หรือ DOS ของโครงสร้างต่างๆในฟังก์ชันของพลังงานแสดงดังรูป 2.1 ความแตกต่างของ DOS ในแต่ละโครงสร้างขึ้นอยู่กับระดับการถูกจำกัดของอิเล็กตรอน ในโครงสร้างที่มีขนาดใหญ่ (bulk) อิเล็กตรอนมีอิสระในการเคลื่อนที่มาก DOS ปรากฏในลักษณะที่ต่อเนื่อง ในขณะที่ DOS ของโครงสร้างนาโนจะปรากฏในลักษณะที่ไม่ต่อเนื่อง เนื่องจากอิเล็กตรอนถูกจำกัดอิสระในการเคลื่อนที่ในแต่ละมิติ โดยถูกจำกัด 1 มิติในบ่อควอนตัมหรือฟิล์มควอนตัม ถูกจำกัด 2 มิติในลวดควอนตัม และถูกจำกัดทั้ง 3 มิติในควอนตัมดอต ซึ่งเป็นการถูกจำกัดโดยสมบูรณ์คล้ายกับอิเล็กตรอนในอะตอม ควอนตัมดอตในบางครั้งจึงถูกเรียกว่าอะตอมเทียม และเป็นในโครงสร้างที่ได้รับความสนใจมากในปัจจุบัน

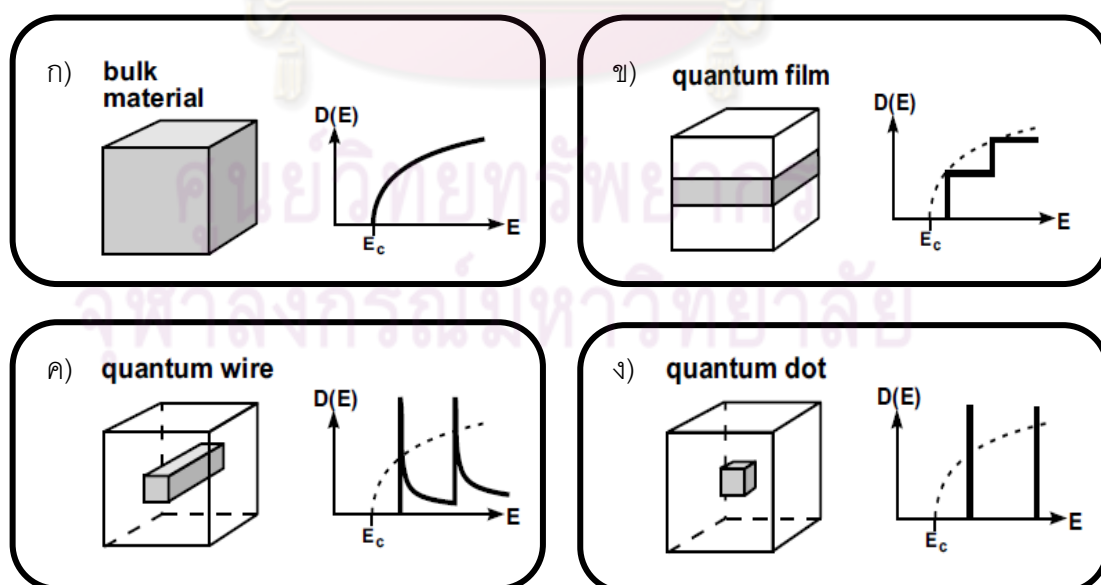
ควอนตัมดอตเป็นโครงสร้างขนาดนาโนเมตรทุกมิติประกอบขึ้นจากอะตอมของสาร มีคุณสมบัติเฉพาะตัวทั้งด้านการเปล่งแสงและการนำไฟฟ้า ตามลักษณะของ DOS และระดับพลังงานของอิเล็กตรอนในโครงสร้าง DOS ของควอนตัมดอตในกรณีอย่างง่ายที่สุดโดยคิดควอนตัมดอตเป็นกล่องทรงสี่เหลี่ยมขนาดเล็ก ทำให้สามารถเขียนสมการ Schrödinger และใช้เงื่อนไขขอบเขตของรูปทรงร่วมกับการแก้สมการอนุพันธ์กำลังสอง ถูกแสดงได้ในสมการ 2.1 [37]

$$D_{QD}(E) = 2 \sum_{l,m,n} \delta \left\{ E - \frac{\hbar^2 \pi^2}{2m^*} \left[\left(\frac{n_x}{L_x} \right)^2 + \left(\frac{n_y}{L_y} \right)^2 + \left(\frac{n_z}{L_z} \right)^2 \right] \right\} \quad 2.1$$

โดย m^* คือมวลประสิทธิผลของอิเล็กตรอนใน conduction band, L_x , L_y และ L_z คือขนาดของ ควอนตัมดอตในแนวแกน x , y และ z ตามลำดับ, n_x , n_y และ n_z คือเลขควอนตัมหลัก (Principal quantum number) และ E คือ ระดับพลังงานของอิเล็กตรอนดังสมการที่ 2.2

$$E = \frac{\hbar^2 \pi^2}{2m^*} \left[\left(\frac{n_x}{L_x} \right)^2 + \left(\frac{n_y}{L_y} \right)^2 + \left(\frac{n_z}{L_z} \right)^2 \right] \quad 2.2$$

ค่า $D(E)$ ของควอนตัมดอตในรูปที่ 2.1 d) จะแตกต่างจากโครงสร้างอื่นในรูป 2.1 ก) - ค) คือ มีลักษณะเป็นดิแรกเดลตาฟังก์ชัน (Dirac delta function) คือไม่มีโค้งการกระจาย (dispersion curve) ที่บ่งบอกการมีอยู่ของสถานะในระดับพลังงานอื่นใกล้เคียง ลักษณะดังกล่าวแสดงให้เห็นถึงความไม่มีอิสระในการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนทั้งสามมิติ นอกจากนี้ยังมีควอนตัมดอตในรูปทรงอื่นๆ เช่น รูปทรงกลม รูปพีระมิด



รูปที่ 2.1 โครงสร้างและ DOS ของ ก) ก้อนผลึก ข) บ่อควอนตัม ค) ลวดควอนตัม และ ง) ควอนตัมดอต [38]

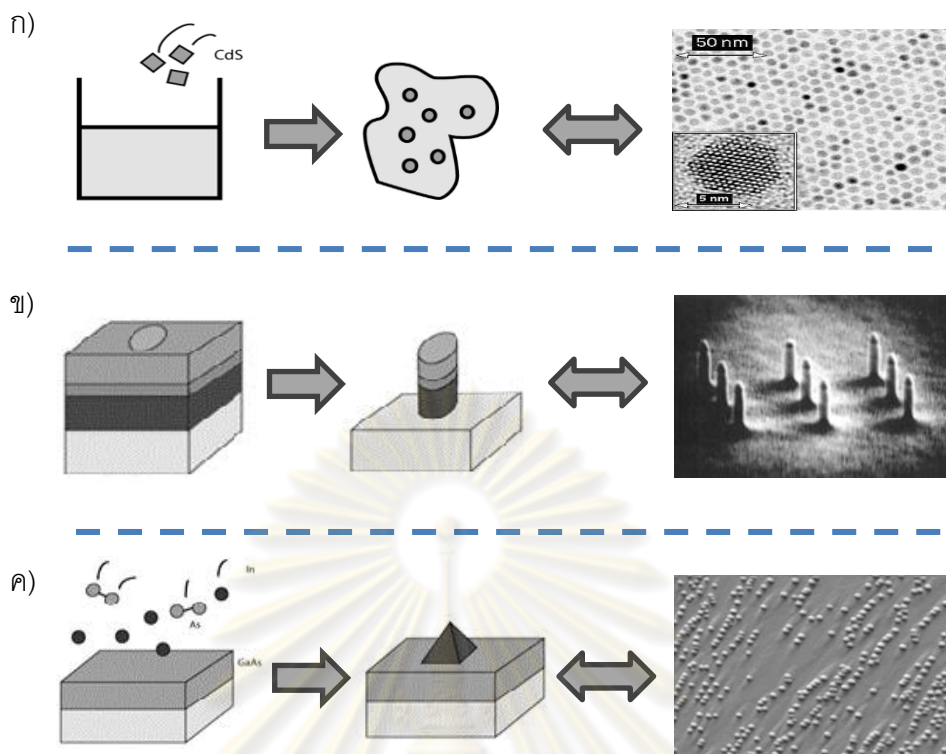
(pyramid) หรือรูปทรงเลนส์ (lens) การคำนวณจะมีความซับซ้อนมากขึ้นและมีเงื่อนไขขอบเขตที่แตกต่างกันออกไป

ระดับพลังงานที่ไม่ต่อเนื่องรวมถึงการมีอยู่อย่างชัดเจนของอิเล็กตรอนในบางระดับพลังงานของควอนตัมดอท การกระตุ้นโดยศักย์ไฟฟ้าหรือแสงเพียงเล็กน้อยก็ทำให้เกิดการนำไฟฟ้าหรือการเปล่งแสงขึ้น โดยแสงที่ได้เป็นแสงที่มีความเข้มสูง ควอนตัมดอทจึงมีค่าความไวไฟฟ้าและการเปล่งแสงที่ดี คุณสมบัติที่สำคัญอีกประการของควอนตัมดอทคือการปรับเปลี่ยนค่าช่องว่างแถบพลังงาน (band gap) โดยทั่วไปการนำไฟฟ้าจะเกิดขึ้นเมื่ออิเล็กตรอนจากวาเลนซ์แบนด์กระโดดขึ้นไปยังชั้นว่างเปล่าที่เรียกว่าแถบตัวนำ (conduction band) ซึ่งทำให้เกิดโฮล (hole) ในแถบเวเลนซ์ (valence band) และอิเล็กตรอนเพิ่มขึ้นในชั้นแถบการนำ ระยะห่างระหว่างคู่อิเล็กตรอนและหลุมที่เกิดขึ้นเรียกว่า "รัศมีเอกซิโตนบอร์" (exciton bohr radius) ค่านี้เป็นตัวกำหนดสมบัติการนำไฟฟ้าวจนถึงสมบัติการเปล่งแสง ซึ่งค่านี้เองก็ขึ้นอยู่กับขนาดและสัดส่วนของสารในควอนตัมดอท

จากคุณสมบัติที่กล่าวมาควอนตัมดอทจึงสามารถนำไปใช้งานทางด้านอิเล็กทรอนิกส์อย่างหลากหลาย เช่น ตัวตรวจจับกระแสที่มีความไวสูง ทำแหล่งกำเนิดแสงเลเซอร์ หรือใช้ในการพัฒนาประสิทธิภาพของเซลล์สุริยะ เป็นต้น ซึ่งมีใช้งานอยู่จริงในปัจจุบัน

2.2 การปลูกควอนตัมดอท

การสร้างหรือปลูกควอนตัมดอททำได้ในหลายวิธี เช่น การสังเคราะห์โดยปฏิกิริยาทางเคมี เช่น การเกิดผลึกขนาดเล็กของ CdSe บนแก้วดังรูปที่ 2.2 ก), การสร้างควอนตัมดอท จากแม่พิมพ์เทียมโดยกระบวนการลิโทกราฟีของโครงสร้างฟิล์มบางแล้วทำการกัดออก เช่น ควอนตัมดอทแนวตั้งจาก AlGaAs/InGaAs/AlGaAs double barrier heterostructure (รูปที่ 2.2 ข)) และการเกิดขึ้นเองของควอนตัมดอทในกระบวนการเกิดแบบประกอบด้วยตัวเอง (self-assembled) ในรูปที่ 2.3 ค) โดยแต่ละวิธีที่กล่าวมามีข้อดีและข้อเสียที่แตกต่างกัน สำหรับการศึกษานี้ในวิทยานิพนธ์ฉบับนี้จะใช้วิธีการเกิดขึ้นเองของควอนตัมดอทแบบประกอบตนเองแบบ Stranski-Krastanow (SK) เป็นหลัก



รูปที่ 2.2 วิธีการปลูกควอนตัมดอตในหลายวิธี ก) การสร้างผลึกขนาดเล็ก (microcrystallinities) บนแก้ว ข) การใช้แบบพิมพ์เทียม ค) การเกิดควอนตัมดอตแบบประกอบตนเอง [39, 40, 41]

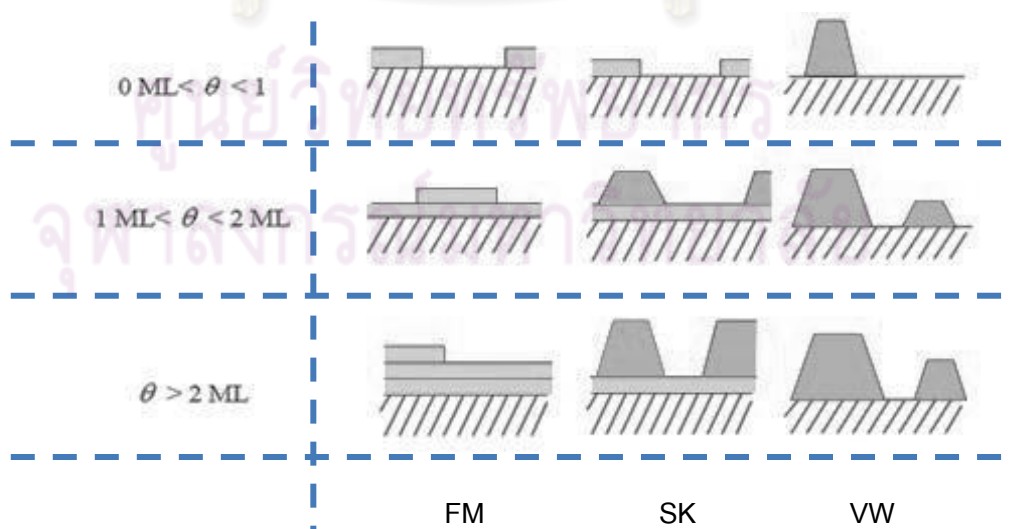
2.2.1 การปลูกควอนตัมดอต โดยวิธี Stranski-Krastanow

การปลูกชั้นของสารชนิดหนึ่งลงบนสารอีกชนิดหนึ่งโดยวิธีเอพิแทกซี (epitaxy) หรือ เฮเทอโรเอพิแทกซี (heteroepitaxy) ความแตกต่างของค่าคงที่โครงผลึก (lattice constant) เป็นปัจจัยสำคัญที่ต้องคำนึงถึงแสดงในรูปที่ 2.3 การปลูกชั้นของสารที่มีค่าคงที่โครงผลึกต่างกัน (น้อยกว่าหรือเท่ากับ 2 %) การปลูกชั้นของสารจะเป็นแบบ 2 มิติโดยตลอด กล่าวคือ ผลึกจะก่อตัวแบบชั้นต่อชั้น (layer to layer) หรือการปลูกแบบ Frank-van der Merwe (FM) บนชั้นของสารอีกชนิดหนึ่ง สำหรับสารที่มีค่าคงที่โครงผลึกต่างกัน (มากกว่า 10%) ชั้นของสารที่เกิดขึ้นจะเป็นในลักษณะ 3 มิติ หรือเกาะ (island) ตั้งแต่เริ่มแรกของการปลูก การปลูกชนิดนี้เรียกว่าการปลูกแบบ Volmer-Weber (VM) ในกรณีที่สามารถกำหนดความแตกต่างให้พอดีไม่มากหรือน้อยเกินไป ($5\% < \epsilon < 10\%$) การปลูกจะปรากฏในรูปแบบผสมคือ เริ่มแรกจะเป็นแบบ 2 มิติและพัฒนาต่อไปเป็นแบบ 3 มิติ เรียกว่า การปลูกแบบ Stranski-Krastanow (SK)

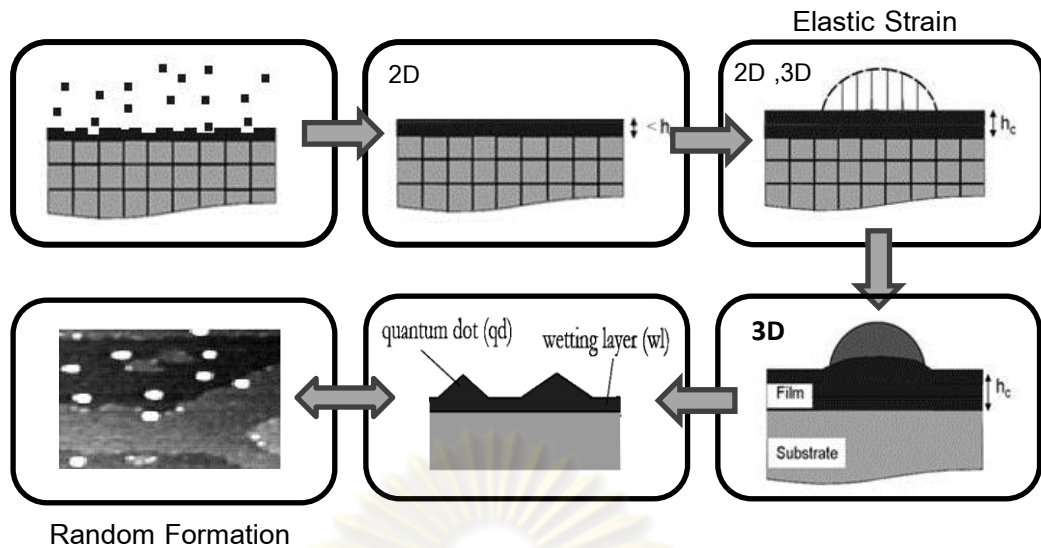
กลไกของการเกิดควอนตัมดอตในแบบ SK ดังแสดงในรูป 2.4 เริ่มต้นจากการปลูกสารชนิดหนึ่งลงบนสารอีกชนิดหนึ่ง ในที่นี้คือการปลูก InAs บน GaAs เนื่องจากเป็นโครงสร้างที่ให้ความสนใจในการ

เกิดควอนตัมดอต ค่าคงที่ผลึกของ InAs และ GaAs จะแตกต่างกันประมาณ 7 % ในชั้นแรกๆของการปลูกจะเป็นการปลูกแบบ 2 มิติ สารที่ทำการปลูกคือ InAs จะถูกบังคับให้การก่อตัวเป็นไปในแนวเดียวกับ GaAs ผลที่ได้คือเกิดความเครียดขึ้นในชั้นสาร InAs ซึ่งในที่นี้คือความเครียดแบบอัด (compressive strain) เมื่อความหนาของชั้นสารเพิ่มขึ้นเรื่อยๆความเครียดก็จะเพิ่มขึ้นและสะสมในรูปแบบของพลังงานความเครียดยืดหยุ่น (elastic strain energy) จนถึงความหนาค่าหนึ่งซึ่งเรียกว่า ค่าความหนาวิกฤติ (critical thickness) ค่าความเครียดจะเริ่มถึงจุดอิ่มตัวและเกิดการผ่นคลายขึ้นเมื่อความหนาเพิ่มขึ้นอีกในลักษณะของการก่อตัวของเกาะเล็ก ๆ ซึ่งคือ ควอนตัมดอตแบบประกอบตนเอง (Self-Assembled Quantum Dot)

ควอนตัมดอตแบบประกอบตนเองสามารถสร้างได้โดยการอาศัยเครื่อง MBE หรือเครื่อง Metal Organic Chemical Vapor Deposition (MOCVD) พร้อมกันนี้ยังสามารถเลือกใช้ระบบของสารที่จะเกิดได้หลายรูปแบบ ไม่ว่าจะเป็น III-V, II-VI และ IV-IV ในส่วนของคุณสมบัติของดอตทางด้านขนาด, รูปร่าง, ส่วนประกอบและความหนาแน่นสามารถกำหนดได้อย่างยืดหยุ่นโดยอาศัยเงื่อนไขการปลูก เช่น อุณหภูมิชั้นสเตรต, อัตราส่วนฟลักซ์ของสารหมู่ III และสารหมู่ V, ความหนาชั้นสารที่ปกคลุม (monolayer coverage) [42] รวมถึงอัตราการปลูกในการปลูก InAs ควอนตัมดอต และ InGaAs ควอนตัมดอต [43] ล้วนมีผลต่อขนาดและความหนาแน่นของควอนตัมดอตทั้งสิ้น โดยสามารถอธิบายปรากฏการณ์ดังกล่าวได้โดยอาศัยปฏิกิริยาการแลกเปลี่ยนของผิวหน้าและกระบวนการแพร่ซึม (diffusion) นอกจากนี้การกลบทับ(capping) [44] รวมถึงการปลูกเกินปกติ (overgrowth) [45] ก็ส่งผลต่อคุณสมบัติของควอนตัมดอตเช่นกัน



รูปที่ 2.3 โหมดที่เป็นไปได้ของการปลูกผลึกในการปลูกแบบเอพิแทกซี [41]



รูปที่ 2.4 แสดงขั้นตอนการเกิดควอนตัมดอตแบบ SK ในการปลูกแบบเอพิแทกซี โดยควอนตัมดอตมีการเกิดแบบสุ่ม (random) [13]

2.3 การกำหนดตำแหน่งของควอนตัมดอต

ข้อจำกัดที่สำคัญของควอนตัมดอตแบบประกอบตัวเองคือ การเกิดขึ้นมาอย่างไม่เป็นระเบียบ การประยุกต์ใช้ในงานบางอย่าง เช่น Single electron transistor [46], Quantum cellular automata [47] จำเป็นต้องใช้ควอนตัมดอตที่เรียงตัวอย่างเป็นระเบียบ ความต้องการใช้ควอนตัมดอตให้เกิดประสิทธิภาพสูงสุดจึงนำไปสู่ความพยายามในการควบคุมตำแหน่งควอนตัมดอต

วิธีการจัดเรียงควบคุมตำแหน่งการเกิดของควอนตัมดอตแบ่งออกเป็น 2 ประเภทหลัก คือ

1. การใช้แม่พิมพ์บังคับให้เรียง (Force alignment template)
2. การเรียงด้วยตนเองด้วยแม่พิมพ์วิศวกรรมความเครียด (Self-alignment strain-engineering pattern)

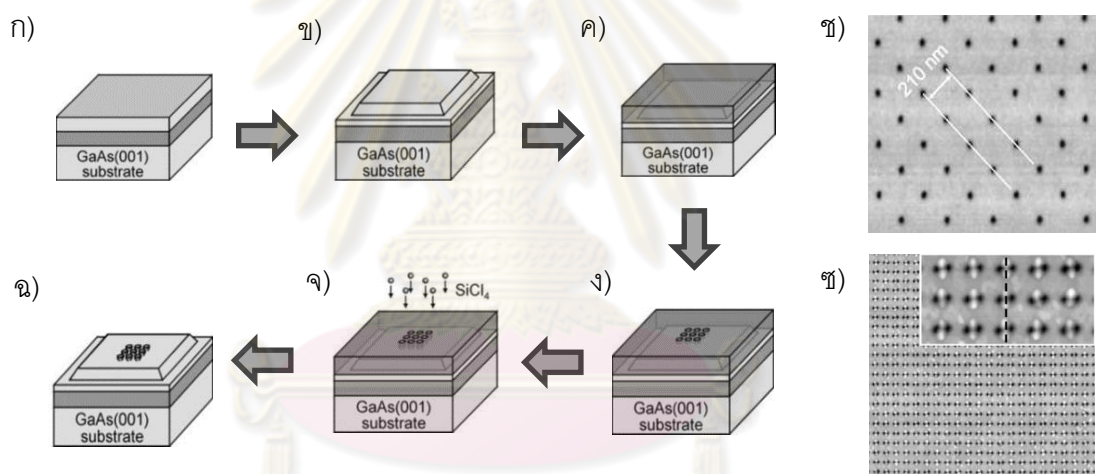
2.3.1 การใช้แม่พิมพ์บังคับให้เรียง (Force alignment template)

การใช้แม่พิมพ์ที่เกิดจากการบังคับให้เรียง คือการทำลวดลายให้ได้ตามที่ต้องการบนชั้นสเตรตก่อนจะทำการปลูกควอนตัมดอต วิธีดังกล่าวได้แก่

2.3.1.1 ชั้นสเตรตที่มีลวดลายเบื้องต้น (Pre-patterned substrate)

การทำชั้นสเตรตที่มีลวดลายก่อนเป็นกระบวนการทำลวดลาย (pattern) บนชั้นสเตรตก่อนที่จะทำการปลูกควอนตัมดอตเพื่อใช้ลวดลายดังกล่าวในการกำหนดตำแหน่งการเกิดของควอนตัมดอต ขั้นตอนทั่วไปสามารถอธิบายได้ดังนี้ เริ่มต้นจากการเคลือบน้ำยาโฟโตเรซิส (photoresist) ไว้ด้านบนของ

ชิ้นงาน จากนั้นจึงอาศัยการทำลิโทกราฟีด้วยลำแสงต่างๆเช่น ลำอิเล็กตรอน (electron beam) [48] หรือ ลำไอออน (ion-beam) [49] ถ่ายทอดและสร้างลวดลายขึ้นบนชิ้นงาน เมื่อผ่านกระบวนการลิโทกราฟี (lithography) คุณสมบัติของโฟโตเรซิสในตำแหน่งที่ถูกแสงและไม่ถูกแสงจะมีคุณสมบัติต่างกัน เช่นในโฟโตเรซิสชนิดลบ (negative) ตำแหน่งที่ถูกแสงจะมีการแข็งตัวขึ้นเมื่อเทียบกับตำแหน่งที่ไม่ถูกแสง ซึ่งตรงข้ามกับโฟโตเรซิสชนิดบวก (positive) จากนั้นจึงกัดออกด้วยน้ำยาเคมีบางชนิดซึ่งจะกัดโฟโตเรซิสออกในบางตำแหน่งคือตำแหน่งของสารที่ไม่แข็งตัวเท่านั้น ทำให้ได้ลวดลายที่เรียงตัวอย่างเป็นระเบียบบนชั้นแผ่นฐาน ดังแสดงในรูป 2.5 ขั้นตอนสุดท้ายจึงทำการปลูกควอนตัมดอตลงไปในชิ้นงานอีกทีหนึ่ง ควอนตัมดอตจะเริ่มก่อตัวอย่างไม่เท่ากันบนชิ้นงาน โดยจะก่อตัวในบริเวณที่ทำลวดลายไว้ก่อนบริเวณอื่น ทำให้ได้ควอนตัมดอตเรียงตัวตามที่ต้องการ วิธีการนี้มีข้อจำกัดในเรื่องความละเอียด ความแม่นยำ ในกระบวนการลิโทกราฟีรวมถึงความสามารถในการถ่ายโอนแม่พิมพ์ เนื่องจากกระบวนการมีความซับซ้อนจึงอาจก่อให้เกิด defect ขึ้นระหว่างขั้นตอนการทำ

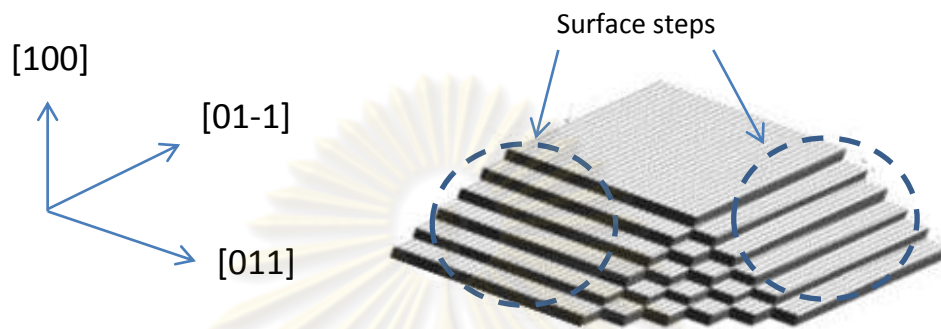


รูปที่ 2.5 ตัวอย่างขั้นตอนการทำ pre-pattern substrate ด้วยลำอิเล็กตรอนเพื่อทำแม่พิมพ์สำหรับเรียงควอนตัมดอต โดยเริ่มต้นจากรูป ก) ปลูก AlGaAs ลงบน GaAs (001) ชั้นสเตรต ข) ใช้ลิโทกราฟีและการกัดออกเพื่อให้ได้ผิวเรียบและโครงสร้างที่ต้องการ ค) เคลือบผิวด้วยสาร PMMA ซึ่งเป็นโฟโตเรซิสชนิดหนึ่ง ง) ทำลวดลายบนผิวหน้าด้วยลิโทกราฟีแบบลำอิเล็กตรอน ฉ) กัดออกด้วยสารกัด (etchant) SiCl₄ ฉ) โครงสร้างที่สมบูรณ์พร้อมลวดลายสำหรับปลูกควอนตัมดอต ข) ภาพ AFM ลวดลายที่ได้จากการเตรียมในขั้นตอน ก-ฉ และ ข) ภาพแสดงการเรียงตัวของควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นบนแม่พิมพ์ [48]

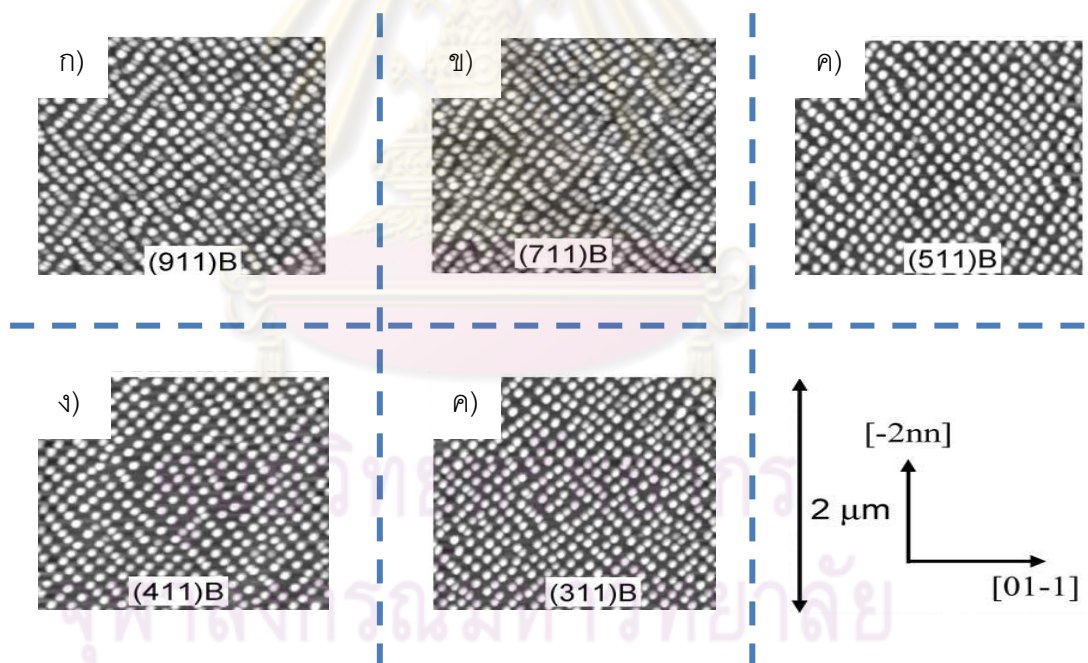
2.3.1.2 ชั้นสเตรตดัชนีสูง (High index substrate)

สำหรับอีกวิธีการหนึ่งที่ใช้ในการจัดเรียงควอนตัมดอตคือการใช้ชั้นสเตรตดัชนีสูง (High index substrate) (n₁₁) เช่น ชั้นสเตรต GaAs (311) B, GaAs (411) B, GaAs (511) B เป็นต้น ชั้นสเตรต

เหล่านี้เป็นซึบสเตอร์ชนิดพิเศษซึ่งมีทิศทางการตัดแผ่นผลึก (wafer) ที่แตกต่างจากแบบทั่วไป ดังแสดงในรูปที่ 2.6 ซึ่งจากรายงานของ Wang และคณะ [50] พบว่าควอนตัมดอตที่เกิดจากการปลูกบนแผ่นซึบสเตอร์เหล่านี้มีการเรียงตัวที่เป็นระเบียบมากยิ่งขึ้น โดยแตกต่างกันตามทิศทางการตัดซึบสเตอร์ ดังแสดงรูปที่ 2.7 ถึงแม้วิธีนี้จะให้ควอนตัมดอตที่มีคุณภาพดีรวมถึงผลการเรียงตัวที่น่าพอใจ แต่เป็นวิธีที่ไม่เป็นที่นิยมมากนักเนื่องจากปัญหาในเรื่องราคาของซึบสเตอร์พิเศษที่ค่อนข้างสูง



รูปที่ 2.6 ภาพตัวอย่างลักษณะของซึบงานที่เกิดจากการ miscut ทำให้เกิด surface step ขึ้น [50]



รูปที่ 2.7 ภาพ AFM ของควอนตัมดอตที่ปลูกบน GaAs (n11) ได้แก่ ก) GaAs (911) B, ข) GaAs (711) B, ค) GaAs (511) B, ง) GaAs (411) B และ จ) GaAs (311) B [50]

2.3.2 การจัดเรียงตนเองด้วยลวดลายวิศวกรรมความเครียด (Self-alignment strain engineering pattern)

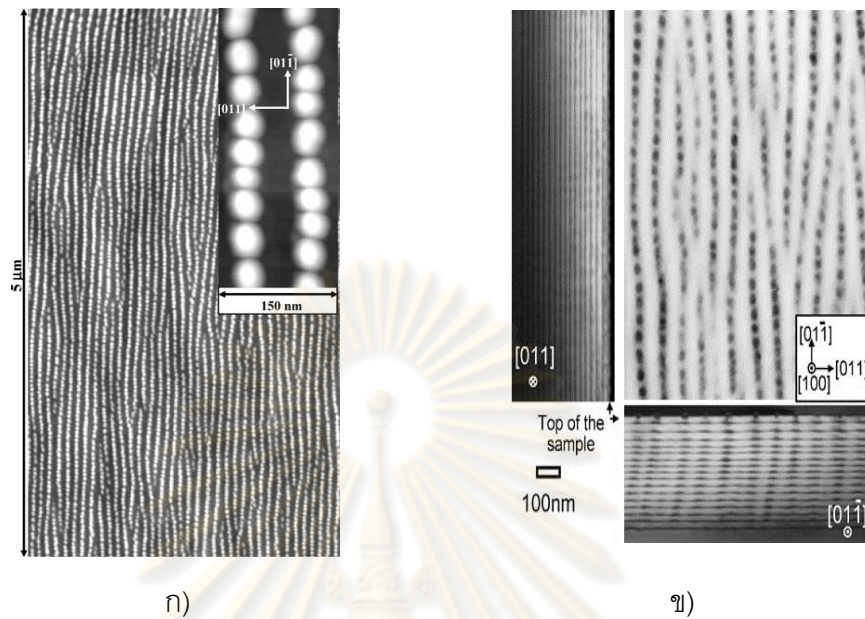
การเรียงตัวของควอนตัมดอตที่กล่าวมาทั้งหมดในข้างต้นเป็นวิธีที่อาศัยขั้นตอนเพิ่มเติมจากภายนอก การเรียงตัวของควอนตัมดอตสามารถทำได้ภายในขั้นตอนการปลูกเช่นกัน วิธีการปลูกชนิดนี้จะอาศัยความเครียดเป็นเครื่องมือสำคัญในการเรียง เนื่องจากความเครียดเป็นปัจจัยหนึ่งที่ทำให้เกิดควอนตัมดอต การกำหนดและออกแบบความเครียดที่เหมาะสมจึงเป็นไปได้ที่จะจัดเรียงควอนตัมดอตให้เป็นไปในรูปแบบที่ต้องการ ด้วยเหตุนี้จึงเป็นที่มาของคำว่าวิศวกรรมความเครียด (strain engineering) ซึ่งคือการออกแบบและจัดการกำหนดความเครียดอย่างเหมาะสมเพื่อให้ควอนตัมดอตเกิดขึ้นในบริเวณที่ต้องการ

วิศวกรรมความเครียดสามารถทำได้โดยอาศัยความเครียดที่เกิดขึ้นบนผิวหน้า เช่นเดียวกับการเกิดควอนตัมดอต โดยอาศัยความไม่เข้ากันของโครงผลึกในระบบ III- V หรือ II- VI รวมถึงการกลบทับโครงสร้างบางอย่าง เช่น ควอนตัมดอต หรือ ไฮล ทำให้เกิดความเครียดสะสมอยู่เฉพาะในบางบริเวณเท่านั้นโดยกระบวนการทั้งหมดกระทำรวมอยู่ในขั้นตอนการปลูก จากหลักการที่ว่าควอนตัมดอตเลือกก่อตัวในบริเวณที่มีความเครียดสะสมอยู่ก่อนบริเวณอื่น จึงสามารถนำหลักการดังกล่าวมาใช้ในการกำหนดการก่อตัวของควอนตัมดอตได้ การเรียงตัวของควอนตัมดอตที่เกิดจากแม่พิมพ์วิศวกรรมความเครียด ได้แก่ ควอนตัมดอตแบบสายโซ่ยาวโดยการใช้ความเครียดที่เกิดจากซูเปอร์แลตทิซ (superlattice), ควอนตัมดอตแบบลายตาราง (cross-hatch) ซึ่งเกิดจาก misfit dislocation ในโครงสร้าง InGaAs/GaAs หรือ InGaP/GaP เป็นต้น โดยในวิทยานิพนธ์ฉบับนี้จะใช้โครงสร้าง InGaAs/GaAs เป็นแม่พิมพ์วิศวกรรมความเครียด (strain engineered template) ชนิดหนึ่งเป็นหลักในการศึกษา

2.3.2.1 แม่พิมพ์ซูเปอร์แลตทิซ (Superlattice templates)

การเรียงตัวของควอนตัมดอตแบบแนวเดียวเป็นโซ่ยาวถูกทำขึ้นโดยกลุ่มของ Wang [51] เป็นการเรียงตัวโดยใช้วิศวกรรมความเครียดรูปแบบหนึ่ง กระทำโดยการปลูกควอนตัมดอต In(Ga)As แล้วกลบด้วยชั้น GaAs บางๆ ทำเช่นนี้สลับกันหลายๆครั้งเป็นวัฏจักร ซึ่งเรียกว่า ซูเปอร์แลตทิซ ควอนตัมดอตในชั้นล่างๆจะเหนี่ยวนำให้เกิดตำแหน่งของควอนตัมดอตในชั้นถัดไปจนถึงจำนวนวัฏจักรการปลูกที่เหมาะสม การก่อตัวของควอนตัมดอตในการปลูกครั้งต่อไปจะเริ่มเรียงตัวเป็นแนวโซ่ยาวในทิศทางเดียวอย่างชัดเจนดังแสดงในรูปที่ 2.8 การเรียงตัวแบบโซ่ยาวมีปัจจัยที่ต้องควบคุมหลายประการ เช่น ปริมาณ InGaAs ในการปลูกควอนตัมดอต, ผลของ growth interrupt time และความหนาของชั้น GaAs ที่คั่น

การปลูกด้วยวิธีนี้จึงมีความซับซ้อนและกระทำได้ยากเพื่อให้เกิดควอนตัมดอตแบบสายโซ่ยาวที่เรียงตัวอย่างสวยงาม



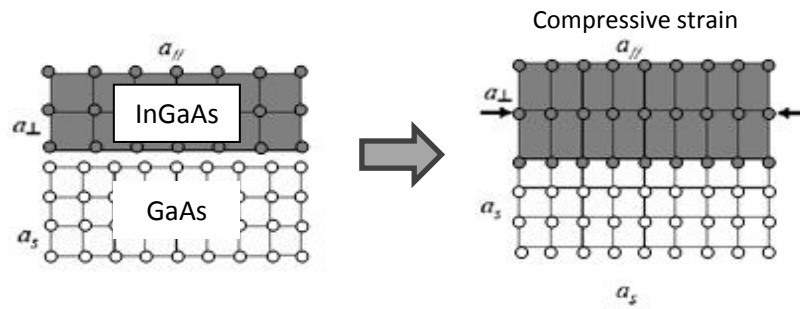
รูปที่ 2.8 ภาพ AFM ของชิ้นงาน ก) 17 ชั้นของ $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ ในการเกิดควอนตัมดอตแบบโซ่ยาว รวมถึง ข) ภาพตัดขวาง TEM ของชิ้นงานในแต่ละด้าน [51]

2.3.2.2 ลวดลายตาราง (Cross-hatch patterns): $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$

ลวดลายตารางที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าเป็นลวดลายที่เกิดขึ้นเองในระบบการปลูกแบบเฮเทอโรเอพิแทกซี ซึ่งพบได้ในหลายระบบ เช่น $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$ [31,52], GaAsP/GaAs [53], GaAs/Si [53] และ SiGe/Si [53], เป็นต้น ลวดลายที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าเป็นผลจากรูปแบบการผ่อนคลายความเครียดที่สะสมอยู่เนื่องจากค่าคงตัวผลึกที่ไม่เท่ากัน ซึ่งสามารถนำลวดลายตารางที่เกิดขึ้นมาใช้ในการจัดเรียงตัวควอนตัมดอต ระบบที่ให้ความสนใจในที่นี้คือระบบ $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$

2.3.2.2.1 ลักษณะโดยทั่วไป

ในระบบการปลูก $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$ ใช้ GaAs เป็นชั้นฐานและชั้น InGaAs เป็นตัวก่อความเครียด (stressor) ชั้นฐาน GaAs นิยมใช้กันมากขึ้นแทนซิลิคอนเนื่องจากมีสมบัติบางประการที่เหนือกว่า เช่น การเปล่งแสงและค่าความคล่องตัวทางไฟฟ้า [52] ส่วนชั้น InGaAs เป็นอัลลอยด์ที่เกิดจากการผสมสาร 3 ชนิด คือ In , Ga และ As คุณสมบัติโดยทั่วไปจะคาบเกี่ยวระหว่าง InAs และ GaAs กล่าวคือขึ้นอยู่กับสัดส่วนของสาร In และ Ga ที่มาประกอบ ประโยชน์ที่สำคัญของการปลูก InGaAs บน GaAs คือความง่ายในการปลูกและคุณสมบัติที่ปรับเปลี่ยนได้



รูปที่ 2.9 แผนภาพแสดงการเกิดความเครียดแบบอัดเมื่อปลูกชั้น InGaAs บนชั้น GaAs

การปลูก InGaAs บน GaAs มีความสะดวก ไม่ต้องคำนึงถึงปัจจัยในการปลูก เช่น ความเป็นขั้ว (polar on non-polar) หรือความแตกต่างของค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากอุณหภูมิ (Thermal expansion coefficient) การปลูกให้ได้ผลดีจึงทำได้ง่ายขึ้น ในเรื่องของคุณสมบัติ คุณสมบัติที่สำคัญและปรับเปลี่ยนได้ของ InGaAs คือ ค่าคงตัวผลึกและค่าช่องว่างแถบพลังงาน

ค่าคงตัวผลึกเป็นค่าที่สำคัญต่อการเกิดรอยแตกต่าง ค่าดังกล่าวใน InGaAs ขึ้นอยู่กับค่าสัดส่วนสาร In และ Ga และมีค่าอยู่ระหว่างค่าของ InAs และ GaAs (ประมาณ 6.0583 Å และ 5.6533 Å สำหรับ InAs และ GaAs ที่ 300 K ตามลำดับ) ตามสมการ [52]

$$a = 6.058 - 0.405(1 - x) \text{ (Å)} \quad 2.3$$

เมื่อ x คือ ค่าสัดส่วนของ In ใน $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ค่าแบนด์แกปสามารถปรับเปลี่ยนได้เช่นกัน และเป็นไปตามสมการ [52]

$$E_g = 0.36 + 0.505(1 - x) + 0.555(1 - x)^2 \text{ (eV)} \quad 2.4$$

ซึ่งมีค่าอยู่ระหว่าง 0.354 eV และ 1.424 eV ตามค่าช่องว่างแถบพลังงานของ InAs และ GaAs ตามลำดับ จากสมบัติดังกล่าวส่งผลให้สามารถออกแบบได้ทั้งช่วงการเปล่งแสงและค่าความเครียด ชั้น InGaAs จึงเป็นชั้นที่มีความยืดหยุ่นมากในการกำหนดความเครียดและช่องว่างแถบพลังงาน

2.3.2.2.2 กลไกการเกิดลายตราง

การปลูก InGaAs บนชั้น GaAs ทำให้เกิดความเครียดขึ้นเนื่องจากค่าคงตัวผลึกที่ไม่เท่ากัน ในที่นี้ค่าคงตัวผลึกคือ 5.714 Å ตามสัดส่วน In ที่ใช้คือ $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ ค่าความแตกต่างค่าคงตัวผลึกที่เกิดขึ้นมีค่าประมาณ 1.07 % ซึ่งเป็นไปตามสมการ

$$\varepsilon = \frac{a_f - a_s}{a_s} \quad 2.5$$

a_f, a_s คือค่าคงตัวของชั้นฟิล์มและซับสเตรต ตามลำดับ ค่าความแตกต่างค่าคงตัวผลึกอาจเรียกอีกอย่างว่าความเครียดจากความไม่เข้ากัน (misfit strain) (ϵ) การปลูกของชั้นผลึกในตอนแรกที่มีความหนาไม่มากนักเป็นแบบ 2 มิติแต่มีความเครียดสะสมอยู่ ความเครียดที่เกิดขึ้นเป็นความเครียดแบบอัดเนื่องจาก $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ มีค่าคงตัวผลึกที่ใหญ่กว่าชั้น GaAs ดังแสดงในรูปที่ 2.9 ค่าความเครียดที่เกิดขึ้นจะถูกสะสมมากขึ้นตามค่าความหนาที่เพิ่มขึ้นจนถึงค่าหนึ่ง คือ ค่าความหนาวิกฤติ (h_{c60}) สามารถคำนวณได้โดยอาศัยสมการจากแบบจำลองของ Matthews – blakeslee [52] คือ

$$H_{c60} = \frac{D(1-\nu\cos^2\theta)(\ln(\frac{h_{c60}}{b})+1)}{Yf} \quad (2.6)$$

$$D = \frac{G_{GaAs}G_{InGaAs}b}{\pi(G_{GaAs}+G_{InGaAs})(1-\nu)} \quad (2.7)$$

$$G = C_{44} - \frac{1}{3}(2C_{44} + C_{12} - C_{11}) \quad (2.8)$$

$$b = \frac{\sqrt{2}}{2} a_{InGaAs} \quad (2.9)$$

$$\nu = \frac{C_{12}}{C_{21}+C_{11}} \quad (2.10)$$

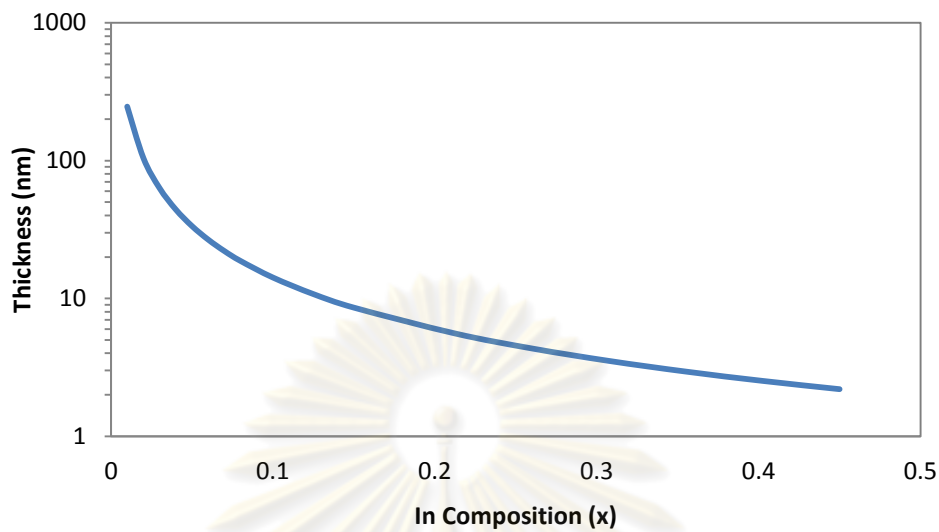
$$Y = C_{11} + C_{12} - 2\frac{C_{12}^2}{C_{11}} \quad (2.11)$$

$$f = \frac{a_{InGaAs}-a_{GaAs}}{a_{InGaAs}} \quad (2.12)$$

เมื่อ $\theta = 60^\circ$, ν คือ Poisson ratio, G คือค่า Anisotropic factor, C คือค่า Elastic constant และ Y คือค่า Young's modulus

จากสมการที่ 2.6 โดยสมมติให้ค่าคงที่ยืดหยุ่น (elastic constant)(C) มีค่าคงที่โดยเปลี่ยนแปลงแบบเชิงเส้นตามค่าสัดส่วน In ใน $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}$ ทำให้สามารถสร้างเป็นกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความหนาวิกฤติกับค่าสัดส่วนของ In(x) ใน $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}$ ได้ดังแสดงในรูปที่ 2.10 ค่าความหนาวิกฤติที่คำนวณได้สำหรับ $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ จากสมการที่ 2.6 มีค่าประมาณ 10 nm ค่าความเครียดที่สะสมอยู่ในรูปของพลังงานความเครียดยืดหยุ่น (elastic strain energy) จะถึงจุดอิ่มตัวและเริ่มผ่อนคลายบางส่วนที่ความหนานี้ ก่อให้เกิดแนวของ dislocation ขึ้นซึ่งเป็นชนิดที่เราสนใจเพราะก่อกำเนิดลายตารางบนผิวหน้าและควบคุมได้ การเพิ่มความหนาของชั้นที่เกินกว่าค่าความหนาวิกฤติ

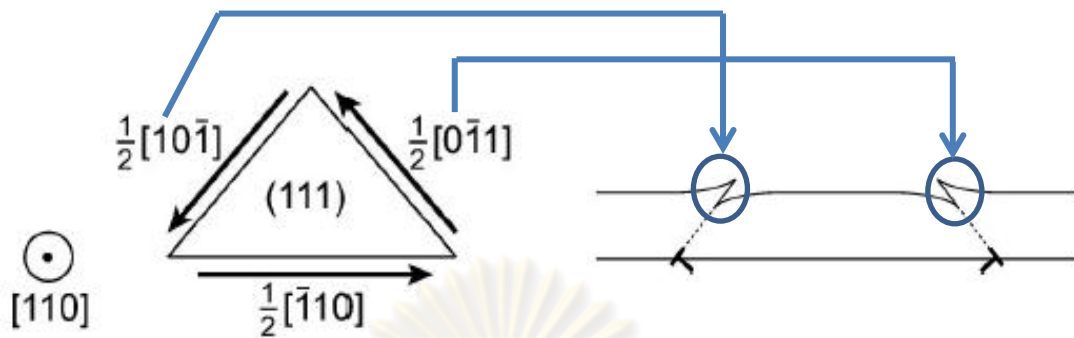
มากเกินไป ระบบจะเกิดการคลายตัวอย่างสมบูรณ์ทำให้เกิด dislocation ใหม่ เป็นชนิดที่เกิดจากการเพิ่มทวีคูณ (multiplication dislocation) ซึ่งเป็น dislocation ที่ควบคุมได้ยาก



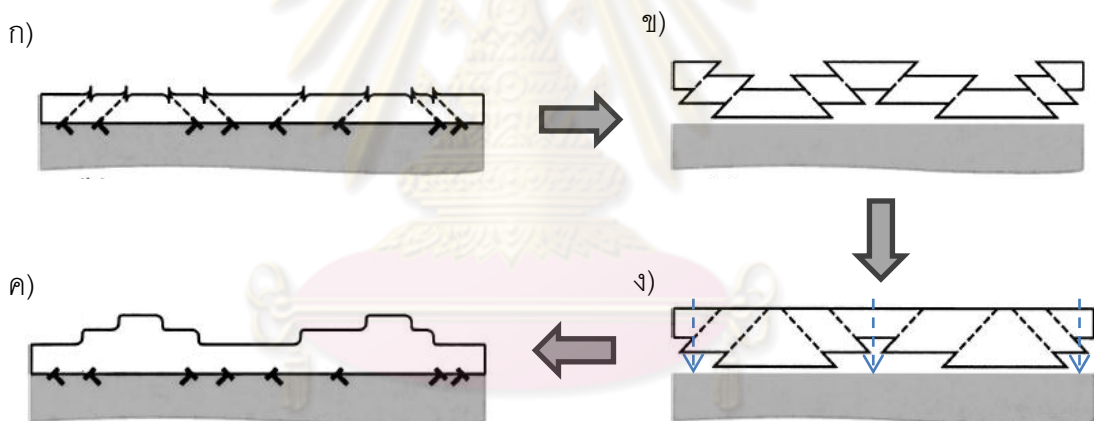
รูปที่ 2.10 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความหนาวิกฤติ (h_{c60}) กับค่าสัดส่วน $\ln(x)$ ใน $\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}$ ตามสมการที่ 2.6

แนวของ dislocation ที่เกิดขึ้นในตอนแรกคือ misfit dislocation จะเกิดขึ้นบริเวณรอยต่อของชั้นสารทั้งสอง misfit dislocation ในเริ่มแรกจะปรากฏในทิศทาง $\pm [110]$ และทิศทาง $\pm [-110]$ [53,54] ซึ่งเมื่อ dislocation ทั้งสองเคลื่อนที่ติดกันอาจทำให้เกิดแนว dislocation ใหม่ขึ้น ซึ่งขึ้นอยู่กับชนิดของการรวมกันว่าจะเป็นการเพิ่มหรือลดพลังงานยืดหยุ่น (elastic energy) เมื่อความหนาของชั้น InGaAs เพิ่มขึ้นอีก misfit dislocation จะมีจำนวนและความหนาแน่นที่เพิ่มขึ้น สามารถแบ่งออกเป็น 2 ชนิดคือ 60° type misfit dislocation และ pure edge dislocation ทั้งสองชนิดแตกต่างกันตามลักษณะของการเคลื่อนที่และผลของการเลือนระนาบ กล่าวคือ 60° type dislocation จะเคลื่อนตัวในระนาบ $\{111\}$ และส่งผลการเลือนระนาบในทิศทาง $\langle 110 \rangle$ ในขณะที่ edge dislocation จะเคลื่อนตัวในระนาบ $\{100\}$ และส่งผลการเลือนของระนาบในทิศทาง $\langle 111 \rangle$ dislocation ทั้งสองชนิดจะเกิดขึ้นมากน้อยแตกต่างกันขึ้นอยู่กับ misfit strain ที่เกิดขึ้นในระบบ โดย 60° type misfit dislocation จะพบได้ในระบบที่มีค่า misfit strain ต่ำ ($\leq 2\%$) [54,55] ในขณะที่ pure edge dislocation จะเกิดขึ้นชัดเจนในระบบการปลูกที่มีค่า misfit strain สูง ($\geq 3\%$) [55] misfit dislocation เหล่านี้บางส่วนเท่านั้นที่จะพัฒนาต่อไปเป็น Threading dislocation [53] ซึ่งเคลื่อนที่ต่อไปในเนื้อของวัสดุ

ตารางก่อนบริเวณอื่น ทำให้เกิดการจัดเรียงตัวของควอนตัมดอตขึ้นในสองทิศทางตามแนวของลายตารางนั่นเอง



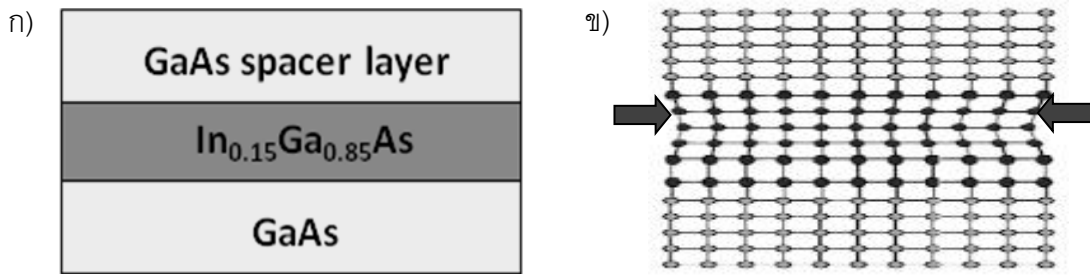
รูปที่ 2.12 ลักษณะเวกเตอร์การเคลื่อนที่ของ dislocation ที่ทำให้เกิด up step และ down step โดยเมื่อไปรเจด เวกเตอร์ในทิศทาง $[110]$ โดย $\vec{b} = \frac{1}{2}[10-1]$ ทำให้เกิดการเลื่อนในระนาบ $(1-11)$ เกิด down-step และ $\vec{b} = \frac{1}{2}[0-11]$ ทำให้เกิดการเลื่อนในระนาบ (-111) เกิด up-step [57]



รูปที่ 2.13 ขั้นตอนการเกิด surface step elimination โดยเรียงจาก ก) ขณะเริ่มเกิด surface step ขึ้นจาก dislocation ข) ลักษณะของชั้นฟิล์มเมื่อเกิดการเลื่อนของผลึกจาก dislocation ค) ลักษณะการก่อตัวของชั้นฟิล์มจากการเลือกเกิดบริเวณขอบของ step ก่อนบริเวณอื่น จนเกิดการหล่นลงมาของชั้นผลึกเมื่อมีความหนาเพียงพอ ง) ผิวหนารูปแบบของลายตารางที่สมบูรณ์โดยพื้นผิวมีความโค้งและเรียบ [56]

2.3.3.2.3 การปรับปรุงลายตารางของโครงสร้าง $In_{0.15}Ga_{0.85}As/GaAs$ โดยการใช้ GaAs Spacer layer

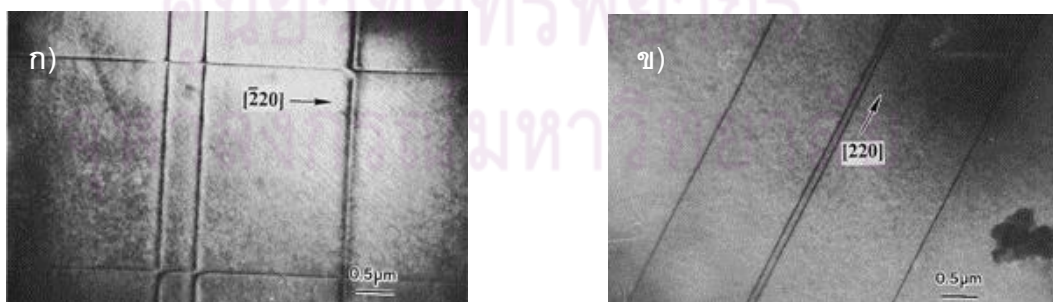
การจัดเรียงควอนตัมดอตโดยใช้ลวดลายตารางบนโครงสร้าง $InGaAs/GaAs$ ทำให้เกิดการ จัดเรียงตัวของควอนตัมดอตขึ้นจริง แต่มีปัญหาในเรื่องของคุณภาพของชิ้นงาน เช่น ด้านการเปล่งแสง



รูปที่ 2.14 แสดง ก) ลักษณะของโครงสร้าง GaAs/ $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ /GaAs ซึ่งมีลักษณะคล้ายบ่อควอนตัมแคบๆ ข) แสดงลักษณะการถูกบีบบังคับจาก GaAs ทั้งสองด้านของชั้น InGaAs เนื่องจากความไม่เข้ากันของโครงผลึก

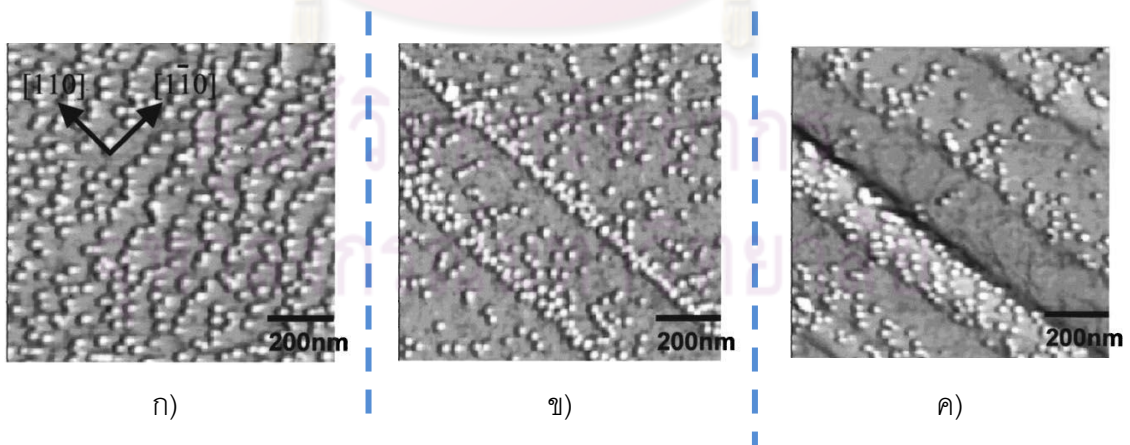
หรือการนำไฟฟ้า เป็นต้น เนื่องจากลายตารางที่เกิดขึ้นเป็นผลจาก dislocation โดยตรง จึงเป็นการยากที่จะหลีกเลี่ยงผลกระทบจากดังกล่าว ในหัวข้อนี้จึงนำเสนออีกวิธีหนึ่งที่สามารถใช้เพื่อลดผลกระทบของ dislocation ในโครงสร้างลายตาราง InGaAs/GaAs

การกลบทับด้วยชั้นของ GaAs หรือการเพิ่มชั้น GaAs spacer บนชั้นของโครงสร้าง InGaAs/GaAs เป็นอีกวิธีหนึ่งที่ใช้ลดผลของ dislocation ที่เกิดขึ้น การกลบทับด้วย GaAs ที่มีความหนาอย่างเหมาะสมทำให้เกิดโครงสร้างที่มีการบีบคั้นทั้งสองด้านในลักษณะคล้ายบ่อ (well) ดังแสดงในรูปที่ 2.14 ถึงแม้การปลูกชั้น InGaAs ที่มีความหนาพอเหมาะจะทำให้เกิดการผ่อนคลายความเครียดบางส่วนและก่อให้เกิด dislocation ขึ้นก็ตาม แต่แนวของ threading dislocation จะถูกบังคับให้วิ่งออกจากแนวเดิมหรือหยุดนิ่งในชั้นความเครียดขณะทำการกลบทับ โดยมีเพียงบางส่วนเท่านั้นที่ผ่านขึ้นไปยังด้านบน ดังแสดงในรูปที่ เป็นภาพ TEM ของกลุ่ม Z.G.Wang [58] ของโครงสร้าง $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}/\text{GaAs}$ ที่มีการกลบทับด้วย GaAs หนา 10 และ 100 nm จะเห็นได้ว่าแนวของ dislocation ลดลงในหนึ่งแนวเมื่อมีการกลบทับด้วย GaAs ที่หนา



รูปที่ 2.15 ภาพ bright-field พร้อมกับลูกศรบ่งชี้ทิศทางตามระนาบของชั้นงานที่ถูกตัดขวาง โดยภาพประกอบด้วย GaAs/ $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ /GaAs ที่มีชั้นกลบทับ GaAs ที่มีความหนา ก) 10 nm และ ข) 100 nm [58]

นอกจากนี้ความสามารถในการลดแนวของ dislocation ลงในหนึ่งทิศทางของชั้น GaAs Spacer ยังมีความเป็นไปได้ที่แม่พิมพ์สำหรับการเรียงควอนตัมดอตในแนวเดียว ตัวอย่างเช่นในกลุ่มของ Kwang Moo Kim [60] ที่มีการปลูกชั้น GaAs spacer บนโครงสร้าง (InAs/GaAs Superlattice (SL)) /GaAs ซึ่งเป็นโครงสร้างเครือข่ายรูปแบบหนึ่ง ดังปรากฏในรูปที่ 2.17 เมื่อจำนวน cycle ของชั้น SL มีค่าน้อย (10 cycles) (รูปที่ 2.17 ก) ซึ่งหมายถึง ค่าความหนาของชั้นความเครียดยังไม่เลยค่าความหนาวิกฤติ แนวของ dislocation จึงยังไม่ปรากฏให้เห็น การก่อตัวของควอนตัมดอตจึงเป็นแบบสุ่มไม่เป็นระเบียบ แต่เมื่อจำนวนของชั้น SL เพิ่มมากขึ้น (15 cycles) ดังเช่นในรูปที่ 2.17 ข) ค่าความหนาจะมีค่าเกินค่าความหนาวิกฤติ แนวของ dislocation เริ่มปรากฏให้เห็นเพียงบางส่วนเนื่องจากการผ่อนคลายเพียงบางส่วนของโครงสร้าง ควอนตัมดอตจะมีความเป็นระเบียบมากขึ้นเนื่องจากมีแนวของ dislocation เป็นแม่พิมพ์ในการก่อตัว ซึ่งบริเวณดังกล่าวเป็นบริเวณที่มีพลังงานต่ำและเหมาะแก่การก่อตัวของควอนตัมดอต โดยแนวของควอนตัมดอตจะเรียงตัวในทิศทาง $[110]$ มากกว่าในทิศทาง $[1-10]$ เนื่องจากความหนาแน่นแนวของเนินในแนว $[110]$ มากกว่า $[1-10]$ และสำหรับกรณีของความหนา มากกว่าค่าความหนาวิกฤติประมาณ 3 เท่า (30 cycles) แนวของเนินที่มีความหนาจะปรากฏให้เห็นบริเวณผิวหน้าและควอนตัมดอตจะก่อตัวบริเวณแนวเนิน เหล่านี้ ดังแสดงในรูปที่ 2.17 ค) ซึ่งหากพิจารณาในรูปที่ 2.17 ข) และ รูปที่ 2.17 ค) แนวการเรียงตัวของควอนตัมดอตจะเรียงตัวอย่างชัดเจนในแนว $[110]$ และ $[1-10]$ เท่านั้น จากผลการทดลองจึงเห็นได้ว่า ถ้าความหนาของชั้น GaAs spacer ที่เหมาะสมรวมกับชั้นความเครียดที่มีความหนาพอเหมาะมีโอกาสทำให้เกิดควอนตัมดอตที่มีการเรียงตัวแบบเส้นในแนวเดียว รูปแบบการจัดเรียงตัวใหม่ดังกล่าวจะถูกศึกษาเช่นกันในวิทยานิพนธ์ฉบับนี้



รูปที่ 2.17 ลักษณะของผิวหน้าเมื่อทำการปลูก InAs QDs บนชั้นความเครียด เมื่อมีจำนวนของชั้น SL

ก) 10 nm ข) 15 nm และ ค) 30 nm [60]

บทที่ 3

รายละเอียดการทดลอง

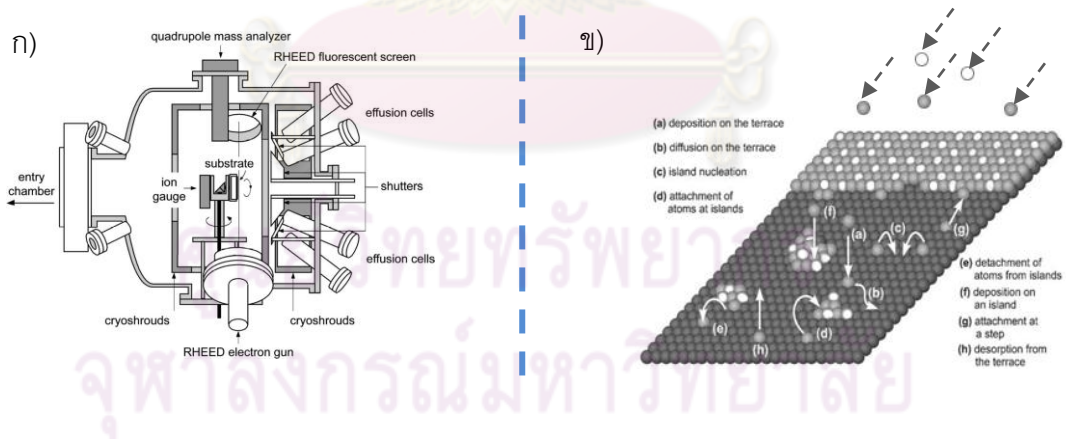
รายละเอียดการทดลองที่จะอธิบายในบทนี้ประกอบไปด้วยเครื่องมือที่ใช้ในการทดลอง ได้แก่ เอพิแทกซีแบบลำโมเลกุล (Molecular beam epitaxy) และเครื่องมือต่างๆที่ใช้ในการวัดและวิเคราะห์ผล โดยจะอธิบายการทำงานของเครื่องมือต่างๆโดยละเอียด พร้อมกันนี้ยังแสดงขั้นตอนทั้งหมดที่กระทำ เพื่อให้ได้ชิ้นงานที่สมบูรณ์

3.1 เครื่องมือที่ใช้ในการทดลอง

3.1.1 เอพิแทกซีแบบลำโมเลกุล (Molecular beam epitaxy) (MBE)

เอพิแทกซีแบบลำโมเลกุลหรือ MBE เป็นเครื่องมือปลูกชั้นฟิล์ม (film) บางที่ทันสมัยและมีความยืดหยุ่นสูง สามารถเลือกใช้สารในกระบวนการได้อย่างหลากหลาย กระบวนการปลูกทั้งหมดควบคุมโดยเครื่องมือที่มีความแม่นยำ อีกทั้งยังสามารถวิเคราะห์สภาพผิวหน้ารวมถึงสภาพแวดล้อมได้อย่างทันสมัย

3.1.1.1 หลักการทำงาน



รูปที่ 3.1 ก) ภาพตัดขวางแสดงส่วนประกอบภายในห้องปลูกผลึก และ ข) หลักการทำงานโดย

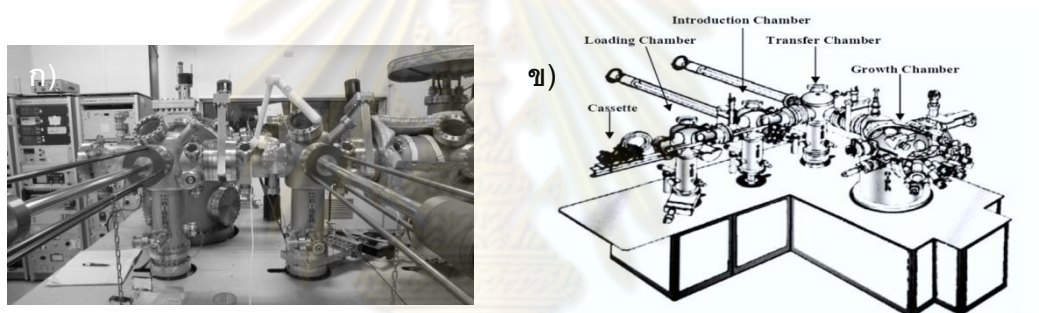
คร่าวๆของเครื่อง MBE [61]

ภายในเครื่องดังแสดงในรูปที่ 3.1 ก) ประกอบไปด้วยเข้าหลอมเล็กๆที่บรรจุสาร สารแต่ละชนิดที่ถูกบรรจุอยู่ในเข้าหลอมจะถูกเลือกและกำหนดอุณหภูมิอย่างเหมาะสมเพื่อให้เกิดลำโมเลกุลของสาร เมื่อทำการปลูกสารในลักษณะของลำโมเลกุลจะถูกปล่อยออกไปยังชั้นสเตอไรลภายใต้สภาวะสุญญากาศ

อะตอมหรือโมเลกุลของสารเมื่อไปถึงชั้นสเตรตอะตอมของสารจะเกิดการเคลื่อนที่และถ่ายเทพลังงานจลน์ (kinetic energy) บนผิวหน้าชั้นสเตรต จากนั้นเมื่อพลังงานลดลง จะเกิดการก่อตัวบริเวณ nucleation site ทำให้เกิดชั้นฟิล์มบางของสารขึ้นบนชั้นสเตรตดังในรูปที่ 3.1 ข) โดยชั้นฟิล์มที่เกิดขึ้นมีอัตราการเกิดที่ช้ามาก (ในหน่วย ML/s) ทำให้สามารถควบคุมความหนาได้อย่างแม่นยำและชั้นของสารที่ได้มีความเรียบสูง

3.1.1.2 ลักษณะโดยทั่วไปของเครื่อง MBE

ชิ้นงานที่ใช้ในวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ทั้งหมดจะปลูกโดยเครื่อง RIBER 32P solid source MBE ระบบโดยทั่วไปของเครื่องเมื่อมองจากภายนอกประกอบไปด้วย 4 ห้อง (chamber) เชื่อมติดกัน ได้แก่ ห้องบรรจุ (Loading chamber), ห้องอินโทรดักชัน (Introduction chamber), ห้องส่งผ่าน (Transfer chamber) และ ห้องปลูก (Growth chamber) ดังแสดงในรูปที่ 3.2 ทั้ง 4 ห้อง มีหน้าที่ที่สำคัญดังนี้



รูปที่ 3.2 ก) ภาพถ่าย และ ข) โครงสร้างระบบปลูกผลึกของเครื่องปลูกลำโมเลกุล RIBER รุ่น 32P

ห้องบรรจุ (Loading chamber)

เป็นทางเข้าออกของชิ้นงานจากภายนอกสู่ตัวเครื่อง ในห้องนี้ประกอบไปด้วยวาล์วก๊าซไนโตรเจน (Nitrogen gas valve) และปั๊มโมเลกุลเทอร์โบ (Turbo molecular pump) แยกกันทำงานตอนนำเข้าหรือนำออกของชิ้นงานจากตัวเครื่อง สำหรับวาล์วก๊าซไนโตรเจนทำหน้าที่เปิดให้ก๊าซไนโตรเจนเข้าสู่ห้องบรรจุเพื่อปรับความดันให้เท่ากับภายนอก ซึ่งจะใช้งานเมื่อต้องการเปิดฝาของห้องบรรจุออกสู่ภายนอก สำหรับปั๊มโมเลกุลเทอร์โบจะใช้หลังจากปิดฝาห้องบรรจุหลังจากเชื่อมต่อจากภายนอก ปั๊มโมเลกุลเทอร์โบจะทำหน้าที่ดูดอากาศออกจากห้องบรรจุเพื่อปรับความดันให้เหมาะสมก่อนจะเปิดเชื่อมต่อกับห้องอินโทรดักชันซึ่งอยู่ติดกัน ปั๊มโมเลกุลเทอร์โบมีลักษณะทั่วไปและส่วนประกอบดังแสดงในรูปที่ 3.3 ประกอบไปด้วยโรเตอร์ (rotor) และ สเตเตอร์ (stator) ประกบคู่กัน ขณะทำงานเครื่องจะดูดก๊าซหรืออากาศเข้าไปในเครื่อง โรเตอร์ซึ่งประกอบไปด้วยใบพัดเล็กๆจำนวนมากจะเพิ่มโมเมนตัม (momentum) ให้กับโมเลกุลของก๊าซที่ดูดเข้าไป โมเลกุลของก๊าซจึงมีความเร็วมากขึ้นเมื่อผ่าน

แท่นวางชิ้นงานยังสามารถหมุนได้ 360° ผ่านทางมอเตอร์ (motor) การหมุนของชิ้นงานเป็นไปเพื่อให้ลำโม่เลกุลของสารตกใส่ผิวของชิ้นงานได้อย่างสม่ำเสมอ ที่บริเวณด้านหน้าของตัวจัดแนวยังมีแผ่นชัตเตอร์สามารถปิดได้เมื่อไม่ต้องการให้ลำโม่เลกุลตกกระทบชิ้นงาน



รูปที่ 3.4 ลักษณะทั่วไปของซิปสเตอร์ตามาโนเพิลเตอร์ [63]

2. Effusion cell

เป็นที่บรรจุสารที่ใช้ในการปลูก เช่น Ga, In และ As ในรูปของของแข็ง เมื่อใช้งานสารที่บรรจุอยู่จะถูกทำให้ร้อนขึ้นด้วยขดลวดนำความร้อนที่พันอยู่รอบๆ จากของแข็งสารจะระเหิดเปลี่ยนตัวเองเป็นไอ ไอที่เกิดขึ้นจะถูกบังคับให้ออกสู่ภายนอกในช่องทางเล็กๆ เกิดเป็นลักษณะของลำโม่เลกุลของสารซึ่งใช้ในการปลูกต่อไป ภายในห้องการปลูกมี Effusion cell มีทั้งหมด 9 เซลล์ (cell) แต่ละเซลล์จะมีชัตเตอร์ (shutter) กันเพื่อป้องกันสารลุดออกมาขณะยังไม่ใช้งาน ดังแสดงในรูปที่ 3.5



รูปที่ 3.5 ลักษณะทั่วไปของ Effusion cell [64]

3.1.1.3 ระบบสุญญากาศ

การทำงานของเครื่อง MBE จำเป็นต้องทำงานภายในระบบสุญญากาศ ทุกห้องยกเว้นห้องบรรจุจะมีระบบปั๊มควบคุมให้ภายในเป็นสุญญากาศ ระบบปั๊มดังกล่าวมี 2 ชนิดทำงานร่วมกัน ได้แก่

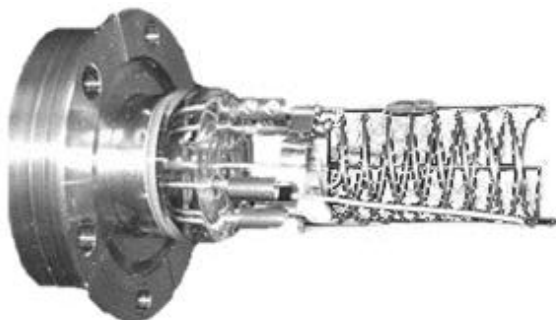
1. ปั๊มระเหิดไทเทเนียม (Titanium sublimation pump) ทำงานโดยการปล่อยกระแสไฟฟ้าแรงสูง (ประมาณ 40 Amps) แบบเป็นคาบๆ ไปยังขดลวดไทเทเนียม (titanium) ด้วยกระแสไฟฟ้าง่วงทำให้ไทเทเนียมบางส่วนบนขดลวดระเหิดออกมาปกคลุมรอบๆ ห้องไทเทเนียมที่ระเหิดออกมาจะมีคุณสมบัติที่ไวต่อปฏิกิริยาโดยเฉพาะกับก๊าซที่หลงเหลืออยู่ในห้อง ซึ่งไทเทเนียมจะไปจับกับก๊าซดังกล่าวแล้วเกิดเป็นสารประกอบของของแข็ง ซึ่งมีผลในการลดความดันในห้องต่างๆ
2. ไอออนปั๊ม (Ion pump) เป็นปั๊มอีกชนิดหนึ่ง ทำงานโดยทำให้ก๊าซแตกตัวเป็นไอออน จากนั้นจึงใช้ศักย์ไฟฟ้าแรงสูงประมาณ 3-7 kV กวาดไอออนของก๊าซดังกล่าวไปยังแท่งขั้วไฟฟ้า ทำให้ก๊าซในห้องลดน้อยลงไอออนปั๊ม โดยทั่วไปสามารถทำให้เกิดสุญญากาศในห้องได้ในระดับ 10^{-11} mbar

3.1.2 In-situ measuring Equipment

ในการปลูกผลึกโดยเครื่อง MBE จำเป็นต้องอาศัยเครื่องมือวัดเพื่อบ่งบอกถึงลักษณะและสถานะโดยรวมของการปลูกที่เกิดขึ้น โดยเครื่องมือเหล่านั้นจะติดตั้งภายในเครื่อง MBE เครื่องมือเหล่านั้นได้แก่ ระบบวัดความดัน, Reflection high-energy electron diffraction (RHEED) และ Quadrupole mass spectrometer

3.1.2.1 ระบบวัดความดัน

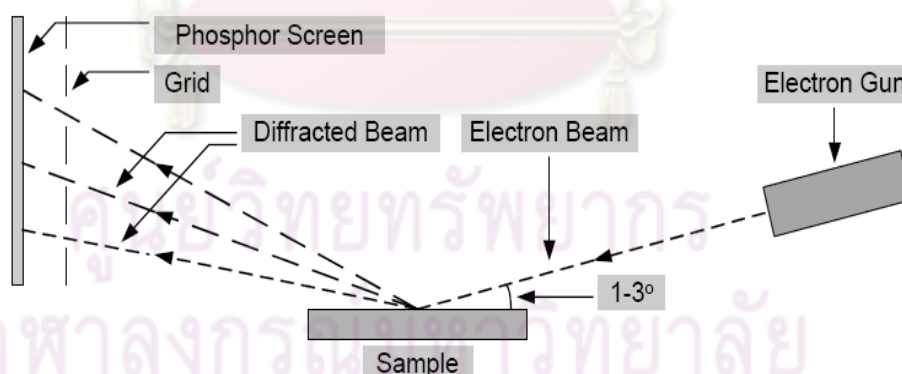
ความดันภายใน chamber ต่างๆสามารถวัดได้โดยการใช้ hot filament ionization gauge เกจ (gauge) ชนิดนี้มีความไวต่อการวัดความดันมากในระดับ 10^{-3} - 10^{-11} Torr ซึ่งเหมาะสมกับความดันภายในเครื่อง MBE ตัวอุปกรณ์ประกอบไปด้วย แท่งโลหะแคโทด 3 ชนิด ได้แก่ คอลเลกเตอร์ (collector), ฟิลาเมนต์ (filament) และกริด (grid) ดังแสดงในรูป 3.6 ตัวเกจจะทำงานโดยการจ่ายกระแสไฟฟ้าเข้าไปยังฟิลาเมนต์เพื่อปล่อยอิเล็กตรอนออกมา อิเล็กตรอนที่เกิดขึ้นจะถูกดึงดูดโดยแท่งกริดซึ่งเรียงตัวคล้ายเกลียว ระหว่างทางที่อิเล็กตรอนจะเข้าไปยังแท่งกริด อิเล็กตรอนจะชนกับก๊าซที่อยู่รอบๆตัวเกจ ทำให้ก๊าซเหล่านั้นแตกตัวเป็นไอออน ไอออนของก๊าซเหล่านั้นเนื่องจากมีประจุหรือไอออนจะถูกดึงดูดโดยแท่งคอลเลกเตอร์ตรงกลางซึ่งถูกทำให้เป็นประจุลบ เมื่อไอออนของก๊าซเหล่านั้นมาถึงแท่งคอลเลกเตอร์กระแสไฟฟ้าจะเกิดขึ้นซึ่งมีค่ามากขึ้นตามค่าความดันของก๊าซรอบตัวเกจ จากนั้นจึงนำกระแสไฟฟ้าที่ได้ไปขยายและแปลงเป็นค่าความดันแสดงผลต่อไป นอกจากวัดค่าความดันทั่วไปในห้องต่างๆ แล้ว hot filament ionization gauge ยังใช้เป็นตัวอ้างอิงค่าฟลักซ์ (flux) ของลำโมเลกุลของสารที่ถูกปล่อยออกมาจากเซลล์ขณะปลูกอีกด้วย



รูปที่ 3.6 ลักษณะทั่วไปของ hot filament ionization gauge ประกอบไปด้วยแท่งโลหะ 3 ชนิด
ฟิลาเมนต์, กริด และคอลเลกเตอร์ [65]

3.1.2.2 Reflection high-energy electron diffraction (RHEED)

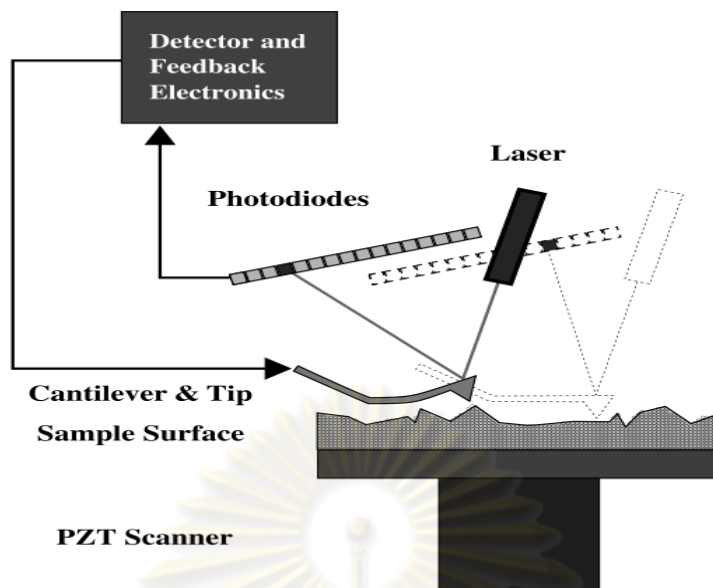
Reflection high-energy electron diffraction หรือ RHEED เป็นเครื่องมือที่ใช้สำหรับการวิเคราะห์โครงสร้างผิวหน้า โดยการยิงลำอิเล็กตรอน ซึ่งสร้างโดยปืนอิเล็กตรอน (electron gun) ไปตกกระทบบนชิ้นงาน ดังรูปที่ 3.7 โดยลำอิเล็กตรอนซึ่งมีขนาดเล็กจะเกิดการสะท้อนกับโครงสร้างผลึกของชิ้นงานในระดับอะตอม แสงสะท้อนที่เกิดขึ้นจะไปตกกระทบบนฉากฟอสฟอรัสและเกิดจุดสว่างขึ้น แต่เนื่องจากโครงสร้างผลึกหรือผิวหน้าที่แตกต่างกัน ทำให้เกิดการสะท้อนออกที่ไม่เท่ากัน แสงที่สะท้อนออกมาจึงเกิดการแทรกสอด เกิดเป็นแถบมืดสว่างขึ้นบนฉากฟอสฟอรัสในรูปแบบเฉพาะตัว รูปแบบของแถบมืดสว่างที่เกิดขึ้นจึงสามารถใช้เป็นตัวบ่งบอกโครงสร้างผลึกผิวหน้าได้



รูปที่ 3.7 โครงสร้างของระบบ RHEED [66]

3.1.2.3 Quadruple mass spectrometer

Quadruple mass spectrometer เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการวัดปริมาณของสารชนิดต่างๆภายในห้องปลูก ประกอบไปด้วย 3 ส่วน คือ ตัวกำเนิดไอออน (ion source), ตัววิเคราะห์มวล (mass analyzer) และตัวตรวจจับ (detector) ประกอบกันตามรูปที่ 3.8 ก) การทำงานของเครื่อง เริ่มจากสารที่หลุดเข้าไป



รูปที่ 3.11 ภาพแสดงการทำงานอย่างง่ายของ AFM [70]

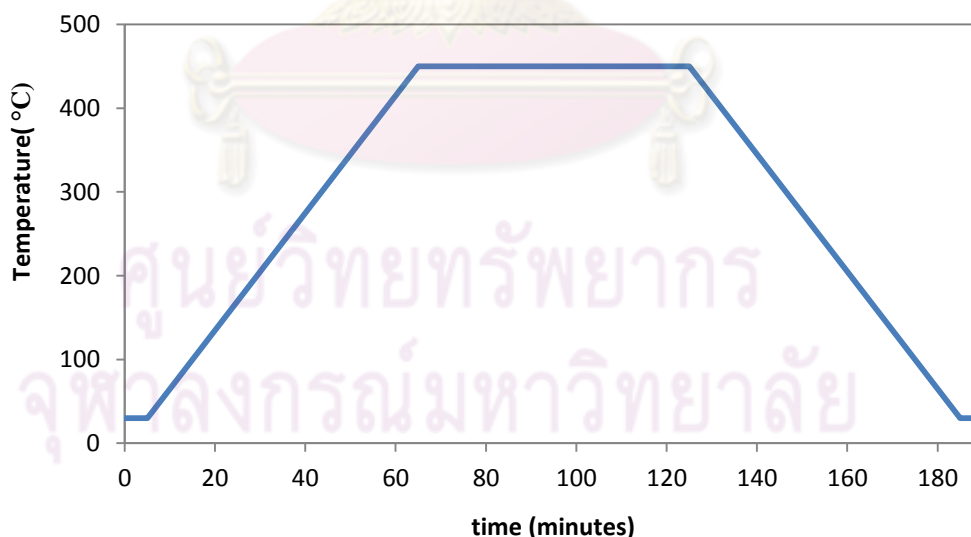
การวิเคราะห์สภาพผิวหน้าของชิ้นงานที่ได้จากการทดลองจะใช้เครื่อง SEIKO SPA 400-AFM (รูปที่ 3.10) ในโหมดแตะ (tapping) การทำงานของเครื่องจะประกอบไปด้วยคานยื่น (cantilever) ซึ่งตรงปลายจะมีทิป (tip) แหลมนขนาดเล็ก ดังแสดงในรูปที่ 3.11 คานยื่นจะทำจากซิลิคอนหรือซิลิคอนไนไตรด์ (silicon nitride) ที่มีปลายแหลมนขนาดเล็กมาก เมื่อหัวทิปกวาดผ่านผิวหน้าชิ้นงานที่มีความขรุขระ หัวทิปจะมีการขยับไปตามลักษณะของผิวหน้าที่ตำแหน่งนั้นๆ การขยับของหัวทิปจึงบอกถึงลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าในบริเวณที่กวาดผ่าน ส่วนการแปลงเป็นข้อมูลลักษณะทางกายภาพของผิวหน้านั้นจะใช้แสงเลเซอร์ยิงไปที่หัวทิปที่มีคุณสมบัติสะท้อนแสงเลเซอร์ได้ดี เมื่อหัวทิปมีการขยับตัวตรวจจับแสง (photodetector) จะตรวจจับความเข้มของแสงเลเซอร์ที่สะท้อนจากหัวทิปซึ่งเปลี่ยนแปลงไปตามการขยับของหัวทิป ผลลัพธ์ที่ได้จากกล้องจุลทรรศน์แรงอะตอมคือสามารถแสดงภาพลักษณะทางกายภาพของผิวหน้าชิ้นงานจริงซึ่งมีขนาดเล็กมากได้ พร้อมทั้งบ่งบอกข้อมูลวัดที่สำคัญบางตัว เช่น ความสูง

3.3 การเตรียมชิ้นงาน

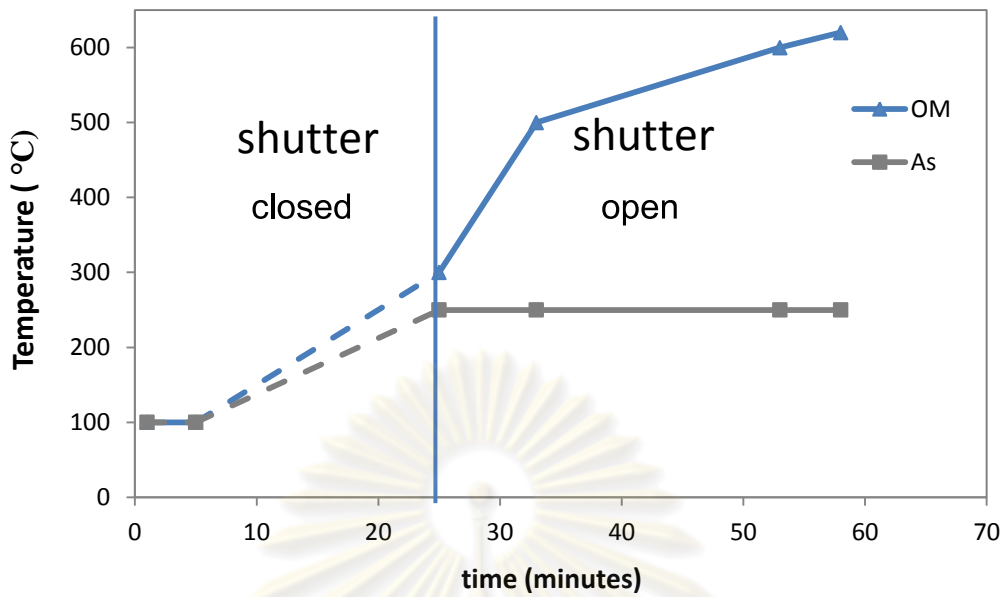
การเตรียมชิ้นงาน เริ่มต้นจากการติดซับสเตรตซึ่งในที่นี้คือ GaAs (100) บนโมลิบดีนัมบล็อก (molybdenum block) ด้วยกาวอินเดียม จากนั้นจึงโหลด (load) ชิ้นงานเข้าเครื่องผ่านทางห้องบรรจุ โดยปั๊มโมเลกุลเทอร์โบที่ติดอยู่กับห้องบรรจุจะทำงานเพื่อปรับให้มีความดันและสภาวะสุญญากาศที่เหมาะสม จากนั้นจึงเคลื่อนย้ายชิ้นงานต่อไปยังภายในห้องอินโทรดักชัน ชิ้นงานจะผ่านกระบวนการทำความสะอาดเบื้องต้นหรือที่เรียกว่า “pre-heat” กระบวนการ pre-heat จะเริ่มต้นจากการให้ความร้อนชิ้นงานในอัตราคงที่จนถึง 450 °C จึงทิ้งค้างที่อุณหภูมินี้ 1 ชั่วโมง จากนั้นจึงค่อยๆ ลดลงด้วยอัตราใน

ลักษณะเดิมกับที่เพิ่มขึ้นจนถึง 30°C ดังแสดงในรูปกราฟที่ 3.12 เมื่อขึ้นงานผ่านกระบวนการ pre-heat จะมีความสะอาดในระดับหนึ่ง จากนั้นจึงส่งชิ้นงานต่อไปยังห้องส่งผ่านและห้องปลูก ตามลำดับ

ภายในห้องปลูกชิ้นงานจะผ่านกระบวนการเตรียมผิวหน้าก่อนที่จะปลูกซึ่งเป็นขั้นตอนที่เรียกว่า ขั้นตอน "de-ox" ดังแสดงในรูปที่ 3.13 ชั้สเตรตจะถูกให้ความร้อนด้วยอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้นอย่างคงที่ $30^{\circ}\text{C}/\text{min}$ จนถึง 300°C ชั้สเตอร์ของเซลล์ As_4 จะถูกเปิดออกเพื่อให้ชิ้นงานอยู่ในบรรยากาศของไอ As_4 ซึ่งในที่นี้มีค่าประมาณ 8×10^{-6} Torr หรือประมาณ 15-25 เท่าของค่าแรงดันไอ BEP (Beam Equivalent Pressure) มากที่สุดของลำโมเลกุลของธาตุหมู่ III ซึ่งในที่นี้คือแรงดันไอของ Ga ซึ่งใช้ปลูกชั้นบัฟเฟอร์ (3×10^{-7} Torr) อุณหภูมิของชั้สเตอร์ยังถูกเพิ่มขึ้นอีกเรื่อยๆจนกระทั่งสังเกตเห็นลวดลายการเลี้ยวเบน (diffraction pattern) บนฉาก RHEED (RHEED screen) ซึ่งเป็นรูปแบบที่ปรากฏให้เห็นเมื่อออกไซด์ได้หลุดออกจากผิวหน้าของชิ้นงาน ค่าอุณหภูมิดังกล่าว (T_{deox}) ซึ่งถูกวัดโดยเทอร์โมคัปเปิลจะถูกบันทึกเป็นอุณหภูมิอ้างอิงที่ 580°C ของผิวหน้าเพื่อใช้ในการปลูกชั้นบัฟเฟอร์ต่อไปจากนั้นจึงเพิ่มอุณหภูมิขึ้นอีก 30°C และคงอุณหภูมิทิ้งไว้จนกว่าปริมาณออกไซด์ซึ่งแสดงโดย mass spectrometer จะลดลงถึงในระดับที่ยอมรับได้ จากนั้นจึงลดอุณหภูมิมายังที่ T_{deox} ขั้นสุดท้ายจึงทำการปลูกบัฟเฟอร์ (buffer) ของ GaAs ความหนา 300 nm ที่อุณหภูมิ 580°C หรือ T_{deox} ดังกล่าว เพื่อปรับพื้นผิวให้มีความเรียบก่อนทำการปลูกจริง



รูปที่ 3.12 โพรไฟล์อุณหภูมิ (Temperature profile) ของกระบวนการทำ pre-heat

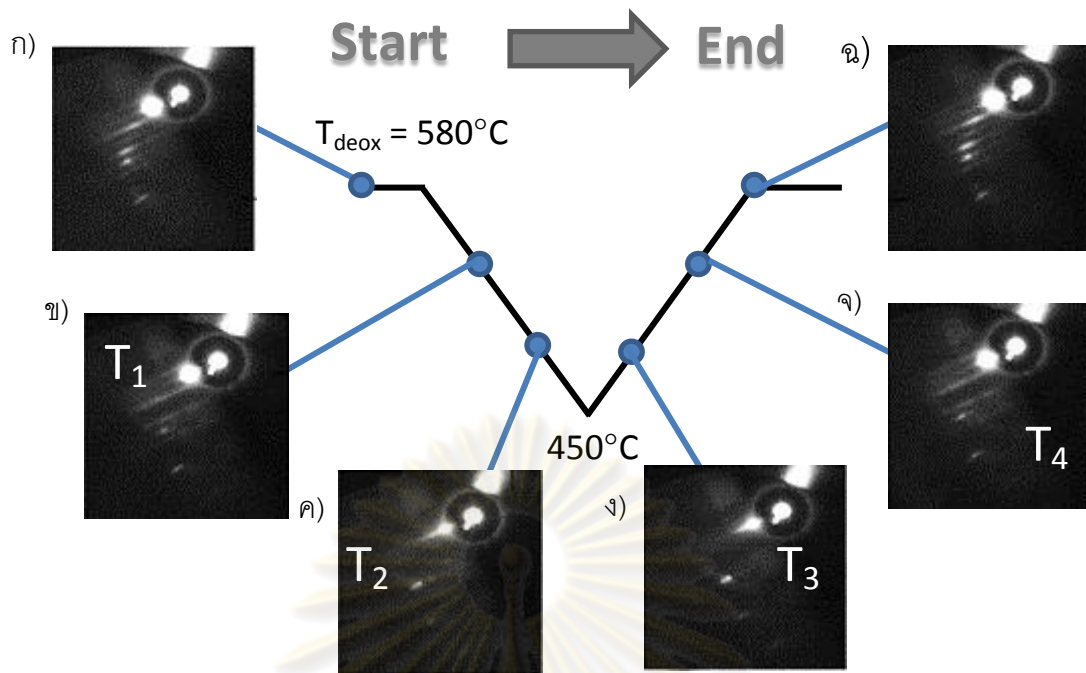


รูปที่ 3.13 โพรไฟล์อุณหภูมิของขั้นตอนการทำ De-Ox พร้อมกระบวนการเปิดปิดชัตเตอร์

3.4 การวัดเทียบอุณหภูมิ

เนื่องจากค่าอุณหภูมิที่วัดได้โดย Thermocouple ไม่ใช่ค่าที่แท้จริงของผิวหน้า substrate ทำให้จำเป็นต้องหาค่าอุณหภูมิดังกล่าวเพื่อใช้ในการปลูกอื่นๆ RHEED pattern เป็นวิธีหนึ่งที่สามารถที่ใช้หาอุณหภูมิผิวหน้าของซึบสเตรตได้โดยพิจารณาวัฏจักรการเปลี่ยนแปลง RHEED pattern ที่อุณหภูมิใดๆมีความสัมพันธ์กับอุณหภูมิซึบสเตรต ซึ่งจำเป็นต้องขึ้นกับความดันไอ As_4 ในขณะนั้นด้วย ค่าอุณหภูมิที่ได้จากการเปลี่ยนแปลง RHEED pattern คือค่าอุณหภูมิ Transition (T_{trans}) การหาค่า T_{trans} เริ่มต้นหลังจากปลูกบัฟเฟอร์ GaAs ที่อุณหภูมิ T_{deox} ซึ่งเทียบเท่าอุณหภูมิ 580 °C จากนั้นจึงเริ่มลดอุณหภูมิในช่วงแรกและเพิ่มอุณหภูมิในช่วงหลังกลับมาเท่าเดิมที่ T_{deox} ดังแสดงในรูปที่ 3.14 รูปแบบของ RHEED pattern จะเปลี่ยนแปลงไปโดยตลอดเมื่ออุณหภูมิเปลี่ยน

ในช่วงแรก RHEED pattern จะปรากฏในรูปแบบ $C(2 \times 4)$ (รูปที่ 3.14 ก)) ซึ่งเป็นรูปแบบ RHEED ทั่วไปของชั้น GaAs หลังจากทำการปลูกบัฟเฟอร์ เมื่อเราทำการลดอุณหภูมิของซึบสเตรต ลงอย่างคงที่ ($10^\circ C/min$) RHEED pattern จะเปลี่ยนจาก $C(2 \times 4)$ เป็น รูปแบบในรูป 3.14 ข) ค่า T_1 จะถูกบันทึก หลังจากนั้นเมื่ออุณหภูมิของซึบสเตรต ลดลงอีก RHEED pattern จะเปลี่ยนเป็นอีกรูปแบบหนึ่ง คือ ในรูป 3.14 ค) หรือ $C(4 \times 4)$ ค่าอุณหภูมิที่ได้ขณะนี้คือ T_2 ซึ่งเมื่ออุณหภูมิลดลงจนถึง 450 °C อุณหภูมิจะถูกปรับให้สูงขึ้นในอัตราที่เท่ากับตอนที่ลดลง รูปร่างของ RHEED pattern จะเริ่ม



รูปที่ 3.14 ภาพ RHEED patterns ที่ได้จาก RHEED Screen ของการเปลี่ยนแปลง RHEED pattern จาก C(2x4) ไปเป็น C(4x4) ของพื้นผิว GaAs ในการหาค่าอุณหภูมิ transition โดยเรียงลำดับจากรูป ก-จ

เปลี่ยนแปลงตัวเองอีกครั้งจนมาถึงอุณหภูมิ T_3 รูป RHEED pattern จะปรากฏในรูป 3.9 ง) และขั้นสุดท้ายเมื่อเพิ่มอุณหภูมิจนถึงประมาณค่าที่ใช้ในการปลูกบัพเฟอร์เดิม RHEED pattern จะเริ่มเปลี่ยนกลับมาเช่นเดิมในรูปแบบ C(2x4) ในรูปที่ 3.14 จ) ที่อุณหภูมิ T_4 ค่า T_1, T_2, T_3 และ T_4 ที่ได้นั้นจะถูกนำมาหาค่าเฉลี่ย ซึ่งค่าที่ได้จะถูกใช้อ้างอิงกับอุณหภูมิ 500°C จากนั้นจึงปรับอุณหภูมิของซับสเตรตมาที่อุณหภูมิ T_{de-ox} อีกครั้งเพื่อทำการปลูกบัพเฟอร์และดำเนินขั้นตอนการปลูกในขั้นตอนต่อไป

3.5 การวัดเทียบอัตราการปลูก

ในการปลูกใดๆจำเป็นต้องทราบอัตราการปลูกของสารที่ใช้ เพื่อจะสามารถกำหนดความหนาและสัดส่วนของสารประกอบในแต่ละชั้นได้อย่างแม่นยำ อัตราการปลูกของ GaAs และ InAs สามารถหาได้จากการพิจารณาความเข้มของการกระพริบใน RHEED

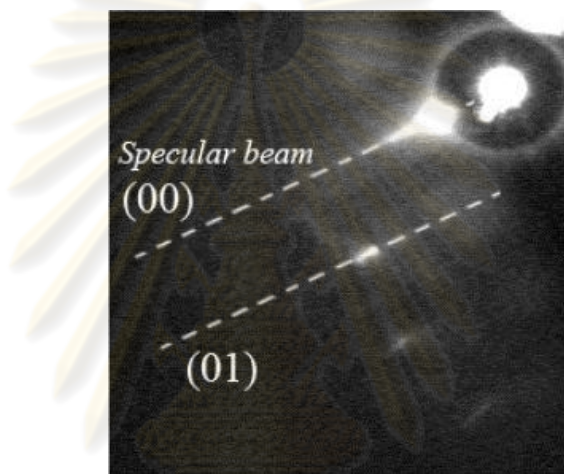
3.5.1 การหาอัตราการปลูกของ GaAs

ในการปลูก GaAs ซึ่งเป็นแบบ 2 มิติ หรือชั้นต่อชั้น มีวิธีการดังนี้คือหลังจากการทำการปลูกชั้นบัพเฟอร์ของ GaAs แล้วปรับมาที่ค่าอุณหภูมิที่ต้องการปลูกพร้อมกับหยุดมอเตอร์แล้ว จึงทำการปรับมุมขึ้นงานด้วยมือจนได้ zero-order diffracted RHEED beam ที่มีความเข้มสูงสุด (รูปที่ 3.15) จากนั้นจึงทำการปลูกชั้นบัพเฟอร์ของ GaAs ลงไปบนชิ้นงาน ซึ่งขณะทำการปลูกจะสังเกตเห็นภาพบน RHEED screen มีการแกว่ง (oscillate) การแกว่งไปมาที่เกิดขึ้นเป็นผลจากการเปลี่ยนแปลงของผิวหน้าชิ้นงาน

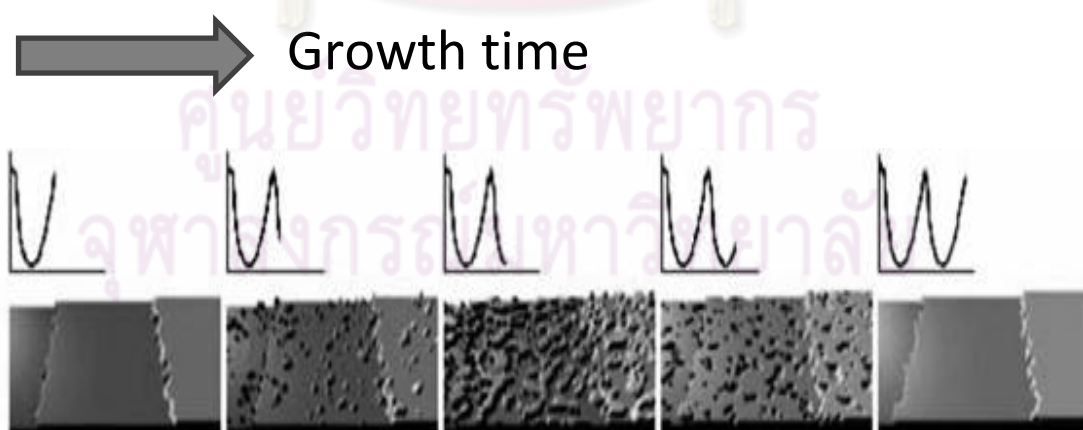
ดังแสดงในรูปที่ 3.16 ซึ่งการแกว่ง 1 ครั้ง ประมาณเท่ากับความหนาชั้นบัฟเฟอร์ 1 Monolayer (ML) [71] ในการทำการวัดเทียบ (calibrate) จริงจะทำการจับเวลาที่ใช้ในการแกว่งของ RHEED screen 10 ครั้ง จากนั้นจึงนำเวลามาหาค่าอัตราการปลูกของ GaAs ที่ใช้ในขณะนั้นที่อุณหภูมิผิวหน้าดังกล่าว ดังสมการ

$$\text{อัตราการปลูก } GaAs = \frac{10}{\text{ระยะเวลาที่จับได้ทั้งหมด (sec)}} \quad (ML/s) \quad (3.2)$$

ซึ่งถ้ายังไม่ได้ตามค่าที่ต้องการจะทำการวัดเทียบ ใหม่หรือใช้การประมาณแบบเชิงเส้นเข้าช่วย ในกรณีที่ค่าที่ต้องการอยู่ระหว่างช่วงหรือค่าสองค่าที่ทำการวัดได้



รูปที่ 3.15 ตำแหน่งของ zero-order diffracted RHEED (00) beam บน RHEED Screen



รูปที่ 3.16 ลำดับขั้นต่างๆของการเกิดเกาะสองมิติ (2D islands) ของการปลูกชั้นต่อชั้นของ SrTiO₃ และความเข้มของ zero-order diffracted RHEED beam ที่เปลี่ยนแปลงไป [72]

3.5.2 การหาอัตราการปลูกของ InAs

การหาอัตราการปลูกของ InAs จะแตกต่างจากของ GaAs ที่ต้องใช้การกระพริบ แต่สำหรับการหาอัตราการปลูกของ InAs จะใช้การพิจารณารูปแบบของ RHEED pattern ที่เปลี่ยนไปแทน การวัดเทียบจะทำหลังจากการปลูกบัพเฟอร์เหมือน GaAs แต่ไม่ต้องหยุดมอเตอร์ โดยหลังจากปรับอุณหภูมิพื้นผิวมาที่อุณหภูมิที่ต้องการจะทำการปลูกชั้น InAs ขึ้นบนพื้นผิว GaAs ของชิ้นงาน หลังจากเวลาปลูกผ่านไปสักพักจะเห็นรูปแบบของ RHEED Pattern ที่ค่อยๆเปลี่ยนไปจาก streaky (2D) ไปเป็น spotty (3D) ซึ่งจะทำการจับเวลาที่ใช้ทั้งหมดในการเปลี่ยนแปลงไปเป็นรูปแบบดังกล่าว (2D→3D) การคำนวณหาอัตราการปลูกจะทำได้อาศัยหลักการที่ว่า เวลาที่ใช้ในการเปลี่ยนรูปแบบ RHEED จาก 2 มิติไปเป็น 3 มิติ มีค่าเท่ากับปลูกได้ความหนา 1.7 ML [73] ดังนั้นอัตราการปลูกของ InAs จึงเท่ากับ

$$\text{อัตราการปลูก InAs} = \frac{1.7}{\text{ระยะเวลาที่จับได้ทั้งหมด(sec)}} \quad (\text{ML/s}) \quad (3.3)$$

3.6 การปลูกชั้นผลึก

ชั้นผลึกที่ปลูกเพื่อศึกษาในวิทยานิพนธ์ฉบับนี้มีทั้งหมด 5 ชั้นตามโครงสร้างที่สนใจ ได้แก่ ชั้นบัพเฟอร์ ชั้นลายตาราง ชั้น GaAs Spacer ชั้นควอนตัมดอต และชั้นกลบทับ แต่ละชั้นประกอบขึ้นจากสารประกอบหลักๆชนิดใดชนิดหนึ่งจาก 3 ชนิดคือ GaAs, InGaAs และ InAs ทุกๆชั้นล้วนมีความสำคัญและมีคุณสมบัติเฉพาะตัวของตนเอง การปลูกชั้นต่างๆมีความแตกต่างกันสามารถอธิบายได้ดังนี้คือ

3.6.1 ชั้นบัพเฟอร์

ชั้นบัพเฟอร์ เป็นชั้นผลึกของ GaAs ที่มีความหนา 300 nm ปลูกขึ้นเพื่อทำหน้าที่ปรับสภาพพื้นผิวของแผ่นฐาน GaAs เดิมให้มีความเรียบมากยิ่งขึ้นก่อนจะทำการปลูกชั้นต่อไป คุณสมบัติโดยทั่วไปของชั้นคล้ายกับก้อนผลึก GaAs เนื่องจากเป็นชั้นที่มีความหนาในระดับหนึ่ง การปลูกชั้นบัพเฟอร์ของ GaAs บนแผ่นฐาน GaAs ทำได้โดยการปล่อยไอของ Ga ออกจากเซลล์ของเครื่อง MBE ภายใต้บรรยากาศของ As₄ เมื่ออะตอมของ Ga ที่ปล่อยมาจากเซลล์มาถึงผิวหน้าชิ้นงาน ก็จะเกิดพันธะกับอะตอมของ As เกิดเป็นอะตอมของสารประกอบ GaAs ใหม่เกาะบนผลึก GaAs เดิมบนแผ่นฐาน การปลูกชั้นบัพเฟอร์กระทำที่อุณหภูมิพื้นผิว 580°C ที่อัตราการปลูก 0.6 ML/s

3.6.2 ชั้นลายตาราง

ชั้นลายตาราง (crosshatch layer) เป็นชั้นความเครียดที่เกิดจากการปลูกชั้นผลึก InGaAs ลงบนชั้นบัพเฟอร์ GaAs ด้วยค่าคงตัวผลึกที่แตกต่างกันทำให้เกิดความเครียดขึ้นในระบบ ความไม่เข้ากันโครงผลึก (ϵ) ที่เกิดขึ้นในชั้นนี้ถูกออกแบบให้มีค่าน้อย (1.07%) โดยเลือกใช้สารที่มีค่าคงตัวผลึก

แตกต่างจากชั้นบัฟเฟอร์ไม่มาก คือ $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ การเกิดขึ้นผลึกจึงเป็นแบบสองมิติหรือรูปแบบ FM โดยตลอด

ความเครียดที่เกิดขึ้นในระบบแม้ว่าจะไม่พอสำหรับการเปลี่ยนการปลูกไปเป็น 3 มิติ แต่ทว่าความเครียดสะสมที่มากขึ้นตามความหนาที่เพิ่มขึ้นทำให้เกิด dislocation ขึ้นอันเป็นผลจากความต้องการลดความเครียดสะสมในระบบ dislocation ที่เกิดขึ้น ทำให้ผิวหน้าของชั้นสสารเปลี่ยนแปลงไปเป็นรูปลายตารางไว้ใช้ในการจัดเรียงตัวควอนตัมดอต ซึ่งได้กล่าวถึงโดยละเอียดในบทที่ 2 (หัวข้อที่ 2.3.2.2) เนื่องจากลายตารางเกิดจากการคลายตัวของพลังงานความเครียดในระบบเมื่อชั้นมีความหนามากขึ้น ดังนั้นเพื่อให้ได้ลายตารางดังที่ต้องการจำเป็นต้องกำหนดความหนาของชั้นให้เหมาะสมโดยพิจารณาจากค่าความหนาวิกฤติเป็นสำคัญ ความหนาของชั้นลายตารางที่ดีควรมีค่าอยู่ระหว่างค่าความหนาวิกฤติ (h_c) และค่าความหนาทวีคูณ (h_p) ซึ่งมีค่า 10 nm และ 76 nm [33] ตามลำดับ ความหนาในช่วงดังกล่าวเป็นความหนาที่สามารถควบคุมลักษณะการเกิดของลายตารางบนผิวหน้าได้ ความหนาของชั้น $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ ที่ใช้คือ 50 nm จึงเป็นความหนาของชั้นที่เหมาะสมและก่อให้เกิดลายตารางที่ควบคุมได้

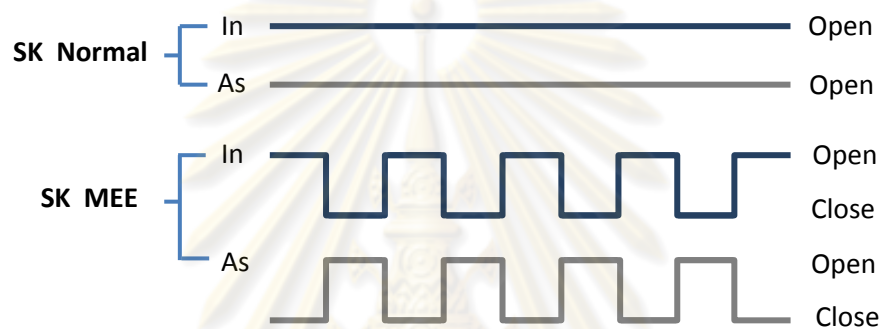
กระบวนการปลูกชั้นลายตารางของ InGaAs บน GaAs ใช้วิธีการเปิดมันซ์เตอร์ของเซลล์ In และ Ga พร้อมกันภายใต้บรรยากาศของ As_4 ที่ 500°C หรือ T_{trans} ทำให้เกิดเป็นชั้น InGaAs ขึ้น แต่ต้องคำนึงอัตราส่วนของ In ต่ออัตราส่วนของ Ga ซึ่งควรมีค่าไม่มากเกินไปตามสัดส่วนที่ได้จากการคำนวณ โดยเปิดทิ้งไว้จนได้ความหนาตามต้องการ (จากการคำนวณรวมกับการวัดเทียบ (calibrate)) จากนั้น จึงปิดมันซ์เตอร์ของเซลล์ In และ Ga ทันที ส่วน As_4 ให้เปิดทิ้งไว้ตามปกติ ก็จะได้ผิวหน้าที่เป็นชั้นลายตารางที่ต้องการ

3.6.3 ชั้น GaAs spacer

ชั้น GaAs spacer เป็นชั้นที่ใช้ในการปรับปรุงแผ่นฐานเสมือนลายตารางในเรื่องของ dislocation ดังที่ได้กล่าวไว้ในบทที่ 2 ลักษณะการปลูกคล้ายกับการปลูกชั้นบัฟเฟอร์ คือการปล่อยลำโมเลกุลของ Ga ภายใต้บรรยากาศของ As_4 ไปบนผิวหน้าของชั้นงาน แต่จะกระทำที่อุณหภูมิ 500°C แทน 580°C เพื่อที่จะสร้างชั้นของ GaAs แต่มีอัตราการปลูกที่ช้ากว่า (0.1 ML/s) ในส่วนของชั้นนี้จะมีการปรับแต่งในเรื่องของความหนาของชั้นเป็นสำคัญ

3.6.4 ชั้นควอนตัมดอต

ชั้นควอนตัมดอตเป็นชั้นที่เกิดขึ้นจากการปลูก InAs ลงบนแผ่นฐานในโหมดการปลูกแบบ SK โดยแบ่งออก 2 ชนิดคือ SK ปกติ และ SK แบบ Migration Enhance Epitaxy (MEE) ซึ่งทั้งสองชนิดแตกต่างกันตามลักษณะการเปิดปิดชัตเตอร์สาร In และสาร As ขณะปลูกควอนตัมดอต ดังแสดงในรูปที่ 3.17 ในการปลูกควอนตัมดอตชนิด SK แบบปกติ ชัตเตอร์ของ In และ As จะถูกเปิดอยู่ตลอดเวลาขณะปลูก แต่การปลูกใน SK แบบ MEE ชัตเตอร์ของ In และ As จะถูกเปิดปิดสลับกัน การปลูกในแบบ SK ทั้งสองมีเงื่อนไขการปลูกที่เหมือนกัน ดังแสดงแผนภาพสถานะสมดุลในรูปที่ 3.18 คือต้องทำให้ E และ H (ความหนาวิกฤติ) อยู่ในช่วง SK_1 หรือ SK_2 โดยจะให้อยู่ในช่วง SK_1 เป็นสำคัญ



รูปที่ 3.17 ลักษณะการเปิดและปิดชัตเตอร์ของ In และ As ของการปลูก InAs ควอนตัมดอตแบบ SK แบบปกติและ SK แบบ MEE

การเกิดควอนตัมดอตแบบ SK_1 จะเกิดขึ้นของสารใน 2 มิติก่อนคือมี Wetting layer หนาปริมาณหนึ่งก่อน จากนั้นการปลูกจึงจะเปลี่ยนเป็นแบบ 3 มิติ และเริ่มเกิดควอนตัมดอตชั้นในที่สุด การสังเกตการเปลี่ยนแปลงดังกล่าวหรือการเกิดควอนตัมดอตสามารถทำได้โดยอาศัยภาพจาก RHEED เป็นตัวตัดสินใจ

ลักษณะภาพของ RHEED ขณะเปลี่ยนแปลงควอนตัมดอต ดังแสดงในรูปที่ 3.19 โดยเริ่มแรกขณะเปลี่ยนจากโหมดการปลูกจาก 2 มิติไปเป็น 3 มิติ ภาพของ RHEED จะเปลี่ยนจาก streaky pattern ไปเป็น spotty pattern หลังจากนั้นเมื่อสังเกตบริเวณใกล้กับ Specular beam ตรงที่ลูกศรชี้ในรูปที่ 3.19 ก) จะเริ่มเห็นจุดสว่างขึ้นมา จุดสว่างดังกล่าวแสดงให้เห็นว่าควอนตัมดอตเริ่มเกิดขึ้นบ้างบนผิวหน้า ซึ่งถ้าหากปลูกควอนตัมดอตต่อไป ควอนตัมดอตจะเริ่มมีจำนวนมากขึ้นและขนาดยิ่งใหญ่มากขึ้นผลที่ได้คือลักษณะภาพของ RHEED pattern จะเปลี่ยนอีกครั้งหนึ่ง โดยจะสังเกตเห็น Chevron pattern ล่างๆ เกิดขึ้น (รูปที่ 3.19 ข)) โดยชัดเจนมากขึ้นเมื่อทำการปลูกต่อไปเรื่อยๆ ดังปรากฏในรูปที่ 3.19 ค) แสดงถึงการมีควอนตัมดอตอยู่มากบนผิวหน้า Chevron pattern เป็นอีกรูปแบบหนึ่งของภาพ RHEED ที่แสดงให้เห็น

บทที่ 4

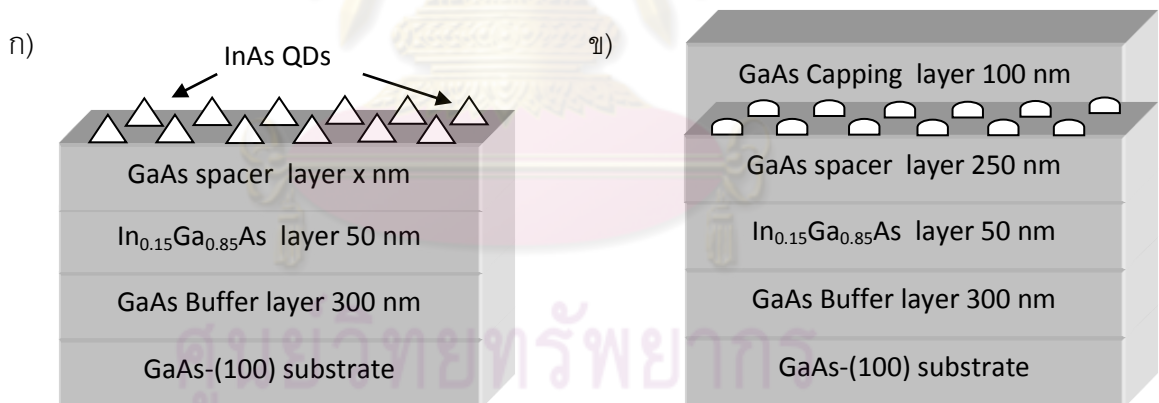
ผลการทดลองและการวิเคราะห์

ควอนตัมดอตที่ปลูกบน $\text{In}_{0.85}\text{Ga}_{0.15}\text{As}/\text{GaAs}$ จะมีการจัดเรียงในทิศ $[110]$ และทิศ $[1-10]$ ซึ่งสอดคล้องกับแนวของ dislocation ด้านล่าง การเพิ่มขึ้น GaAs spacer บนลายตารางส่งผลให้ลายตารางที่ปรากฏบนพื้นผิวเปลี่ยนแปลงไป ส่งผลให้ควอนตัมดอตที่ปลูกบนพื้นผิวดังกล่าวมีการจัดเรียงตัวที่เปลี่ยนแปลงไปด้วย

ในบทนี้จะอธิบายผลการทดลองการปลูกควอนตัมดอตบนแม่แบบ $\text{GaAs}/\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ เมื่อความหนาของชั้น GaAs spacer เปลี่ยนแปลงไป โดยจะมุ่งเน้นผลการศึกษสมบัติของพื้นผิวและการเปล่งแสงของชิ้นงาน

4.1 โครงสร้างของชิ้นงาน

โครงสร้างของชิ้นงานทั้งหมดที่ปลูกขึ้นถูกแสดงในภาพตัดขวางดังรูปที่ 4.1 พร้อมกับแสดงรายละเอียดต่างๆในตารางที่ 4.1



x = 50, 100 และ 250 nm

รูปที่ 4.1 ภาพตัดขวางของชิ้นงานในการทดลอง ก) โครงสร้างสำหรับศึกษาสมบัติทางกายภาพของพื้นผิวด้านด้วยเทคนิค AFM ข) โครงสร้างสำหรับศึกษาสมบัติทางแสงด้วยเทคนิค PL

การปลูกชิ้นงานเริ่มต้นจากแผ่นฐาน (100) - GaAs หลังจากผ่านกระบวนการเตรียมพื้นผิว ชิ้นงานจะถูกปลูกชั้น GaAs บัฟเฟอร์หนา 300 nm ที่อุณหภูมิพื้นผิว 580 °C เพื่อให้พื้นผิวเรียบ จากนั้นจึงลดอุณหภูมิลงมาที่ 500 °C เพื่อปลูก $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ ความหนา 50 nm ตามด้วยชั้น GaAs spacer หนา 50, 100 หรือ 250 nm สำหรับชิ้นงาน A, B และ C ตามลำดับ เพื่อใช้เป็นแม่แบบในการก่อ

ตัวของควอนตัมดอต จากนั้นจึงปลูกชั้น InAs ควอนตัมดอต หนา 1.8 ML ในแบบ SK ปกติ และ SK แบบ MEE ซึ่งจะแตกต่างกันในรูปแบบการเปิดปิดขั้วเตอร์สาร In และ As ขณะปลูกควอนตัมดอตดังที่ได้กล่าวถึงในบทที่ 3 โดยหลังจากที่ควอนตัมดอตก่อตัวขึ้น ขั้วเตอร์ In จะปิดลงแล้วคงอุณหภูมิปลูกไว้เป็นเวลา 30 วินาที จากนั้นสำหรับชิ้นงานที่ใช้ศึกษาสมบัติของพื้นผิว ดังโครงสร้างที่ 4.1 ก) อุณหภูมิแผ่นฐานจะถูกปรับลงมายัง 100°C ทันทีเพื่อรักษารูปร่างของควอนตัมดอต [76] ส่วนชิ้นงานที่ใช้ในการศึกษาสมบัติทางแสงดังโครงสร้างในรูปที่ 4.1 ข) ควอนตัมดอตจะถูกกลบทับด้วย GaAs หนา 100 nm ก่อนแผ่นฐานจะถูกลดอุณหภูมิลงมายัง 100°C ลักษณะของชิ้นงานต่างๆที่ใช้ในการศึกษาถูกสรุปในตารางที่ 4.1 ชิ้นงานสำหรับศึกษาคุณภาพของผิวหน้า ได้แก่ ชิ้นงาน A-F ประกอบไปด้วยชิ้นงานที่มีชั้น GaAs Spacer หนา 50, 100, 250 nm (ชิ้นงาน A-C) และชิ้นงานที่ใช้วิธีการปลูกควอนตัมดอตแบบ MEE ซึ่งใช้ปริมาณสารในการปลูกไม่เท่ากัน (ชิ้นงาน D และ E) และชิ้นงานสำหรับวัดทางแสงโดยเทคนิค PL ได้แก่ ชิ้นงาน G

ตารางที่ 4.1 ชิ้นงานทั้งหมดที่ได้จากการทดลอง แบ่งออกเป็น 2 ส่วนคือ ชิ้นงานสำหรับศึกษาคุณภาพของผิวหน้าและชิ้นงานสำหรับวัดทางแสงโดยเทคนิค PL

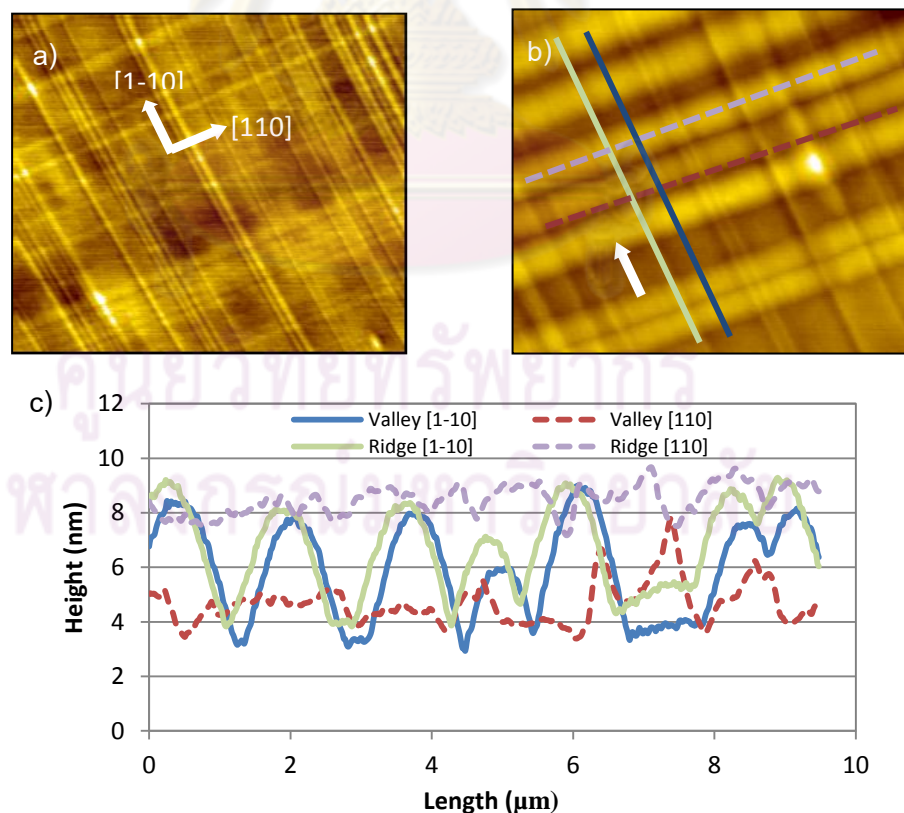
Sample	GaAs Capping Layer Thickness (nm)	InAs QD (ML)	GaAs Spacer Thickness (nm)	$\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ layer Thickness (nm)	GaAs Buffer Layer thickness (nm)
A	-	1.8 SK	50	50	300
B	-	1.8 SK	100	50	300
C	-	1.8 SK	250	50	300
D	-	-	250	50	300
E	-	1.8 MEE	250	50	300
F	-	1.8 Overgrowth 50% MEE	250	50	300
G	100	1.8 SK	250	50	300

4.2 ผิวหน้าของชั้น GaAs spacer และการจัดเรียงควอนตัมดอตบนผิวหน้า

ผลของการเพิ่มชั้น GaAs spacer ที่มีความหนาแตกต่างกันจะถูกศึกษาในหัวข้อนี้ โดยจะศึกษา ลักษณะกายภาพของผิวหน้าเป็นหลัก พร้อมกับแสดงการเรียงตัวของควอนตัมดอตที่เกิดขึ้น

4.2.1 ผิวหน้าของชั้น GaAs spacer

เมื่อเพิ่มชั้น GaAs spacer ลงบนผิวหน้าทำให้ลักษณะของผิวหน้ามีการเปลี่ยนแปลงไปจาก ผิวหน้าของแผ่นฐานเสมือนลายตารางเดิม ดังภาพ AFM ในรูปที่ 4.2 ผิวหน้าของชั้นงานที่มีชั้น GaAs spacer มีแนวของเนินในทิศทาง $[110]$ ขนาดใหญ่กว่า จาก line scan ในรูปที่ 4.2 ข) ซึ่งเป็นภาพ AFM ที่ได้จากชั้นงาน D พบว่ามีความกว้างเฉลี่ยเพิ่มขึ้นเป็น 1,336 nm เมื่อเปรียบเทียบกับผิวหน้าของลาย ตาราง $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ ที่ปราศจากชั้น GaAs spacer ในรูปที่ 4.2 ก) ของ C.C. Thet [33] ซึ่งมีความกว้าง เฉลี่ย 455 nm เท่านั้น ในส่วนความลึกของแนวเนินจากยอดถึงพื้น (peak to valley) มีค่าเพิ่มขึ้นจาก 1.19 nm ในรูปที่ 4.2 ก) เป็น 4.48 nm ในรูปที่ 4.2 ข) นอกจากนี้ยังสังเกตเห็นค่าความสูงที่เพิ่มขึ้นจาก ปกติในบริเวณที่แนวของเนินทั้งสองทิศทางตัดกันดังแสดงในรูปที่ 4.2 ค) ในส่วนความกว้างแนวเนินและ ความลึกจากยอดถึงพื้นในทิศทาง $[1-10]$ มีค่าเพิ่มขึ้นเช่นกันแต่เปลี่ยนแปลงไม่มากนักเมื่อเทียบกับใน ทิศทาง $[110]$ ลักษณะทางกายภาพทั่วไปของผิวหน้าทั้งสองถูกสรุปและแสดงในตารางที่ 4.2



รูปที่ 4.2 ภาพ AFM ขนาด $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ แสดงลักษณะผิวหน้าที่ยังไม่ได้ปลูกควอนตัมดอต ก) โครงสร้าง

50 nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ [33] และ ข) ชั้นงาน D ซึ่งมีโครงสร้าง 250 nm GaAs Spacer/ 50 nm

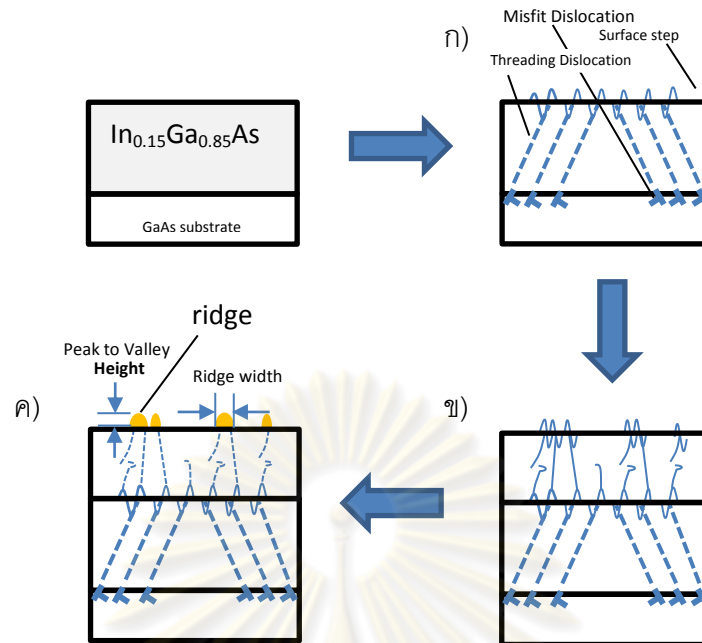
$\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ และ ค) line scan ของชั้นงาน D ตามตำแหน่งในรูป b)

ตารางที่ 4.2 ความกว้างของเนินและความลึกจากยอดถึงพื้นในทิศ [110] และ [1-10] ของโครงสร้าง

$\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ และชั้นงาน D

Structure	Peak to valley Height (nm)		Ridge Width (nm)	
	[110]	[1-10]	[110]	[1-10]
50nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$	1.42	2.67	455	623
Sample D	1.19	4.48	1,336	713

การเปลี่ยนแปลงของผิวหน้าสามารถอธิบายได้ดังรูปที่ 4.3 ผิวหน้าของชั้นงานเปลี่ยนแปลงไปในแต่ละขั้นตอนการปลูก ผิวหน้าลายตารางของชั้นงานที่ไม่มีชั้น GaAs spacer ในรูปที่ 4.3 ก) มีลักษณะเป็นแนวของเนิน (Ridge) เล็ก ๆ ที่เรียงตัวตลอดทั่วทั้งชั้นงานในสองทิศทาง [110] และ [1-10] ซึ่งเกิดจาก misfit dislocation ของการคลายความเครียดเพียงบางส่วนของชั้น InGaAs ในระบบ $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ เมื่อเกินจากความหนาวิกฤติ ซึ่งในที่นี้มีค่าความหนาวิกฤติประมาณ 10 nm สำหรับ In 15% ตามแบบจำลองของ Matthews and Blakeslee ต่อมาเมื่อปลูกชั้น GaAs spacer ลงบนผิวชั้นงานดังแสดงในรูปที่ 4.3 ข) แนวของ dislocation ที่มีอยู่เดิมก่อให้เกิดแนวของ dislocation ใหม่ แต่แนวของ dislocation ใหม่ไม่สามารถผ่านขึ้นไปบนผิวหน้าได้หมดโดยเฉพาะเมื่อชั้น GaAs spacer มีความหนาเพิ่มขึ้น เนื่องจากมีบางส่วนหยุดอยู่ในเนื้อชั้นงานหรือเบี่ยงเบนออกไปนอกชั้นงานดังที่อธิบายในบทที่ 2 (หัวข้อ 2.3.3.2.3) ผลที่ได้จึงปรากฏเป็น surface step ชั้นบนผิวหน้าคล้ายในกรณีของลายตารางของ $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ หลังจากนั้นจึงเกิดกระบวนการของ surface step elimination ผลที่ได้จึงเกิดเป็นแนวเนินยาวตลอดทั้งชั้นงาน (รูปที่ 4.3 ค)) ในสองทิศทางเช่นกันแต่มีรูปร่างที่เปลี่ยนไป จากค่า peak to valley หรือค่าความลึกของแนวเนินจากยอดเนินถึงพื้นด้านล่างและค่า ridge width คือค่าความกว้างของแนวเนินซึ่งวัดในทิศทาง [110] และ [1-10] จะเห็นได้ว่าแนวของเนินโดยเฉพาะในทิศทาง [110] เป็นแนวเนินที่มีขนาดใหญ่กว่า ซึ่งเป็นผลจากแนวของ dislocation ใหม่ที่ชิดกันมาก [58] นอกจากนี้เมื่อพิจารณา line scan ในรูปที่ 4.2 ค) .แสดงให้เห็นถึงแนวของเนินในทิศ [1-10] มีความลึกและความเป็นลอนมากกว่าเมื่อเทียบกับทิศ [110] ลักษณะผิวหน้าดังกล่าวที่แตกต่างไปจากเดิมจะส่งผลให้การก่อตัวของควอนตัมดอตที่ได้แตกต่างไปจากเดิมเมื่อทำการปลูกควอนตัมดอต ผลของการปลูกควอนตัมดอตลงไปบนผิวของชั้นงานที่มีชั้น GaAs spacer จะถูกศึกษาและอธิบายพร้อม ๆ กลไกการขยายตัวของแนวเนินในหัวข้อถัดไป

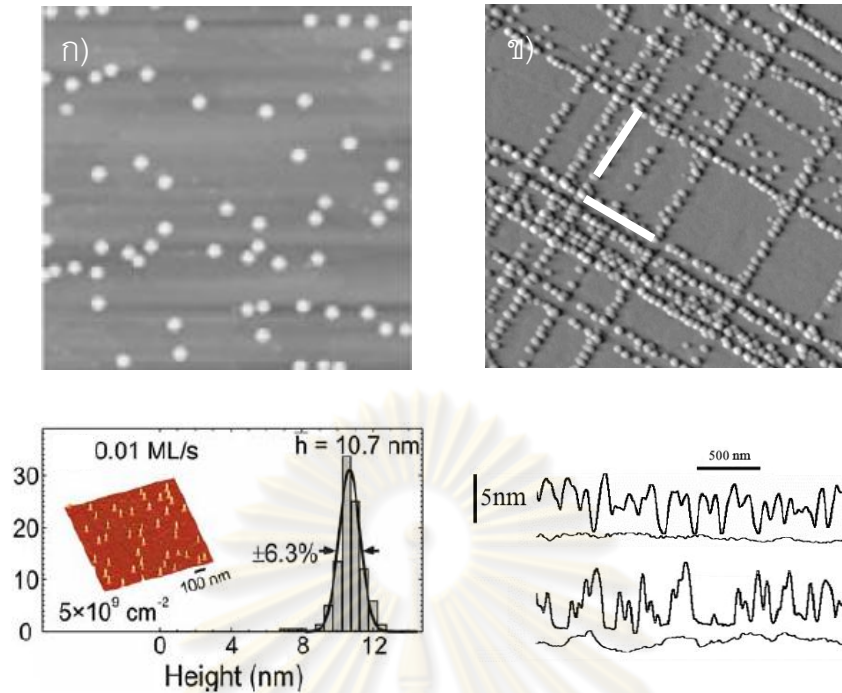


รูปที่ 4.3 ลำดับของการเปลี่ยนแปลงผิวหน้าในการสร้างแม่พิมพ์สำหรับการก่อตัวควอนตัมดอตใหม่ โดยแสดงกลไกพร้อมลักษณะการก่อตัวของผิวหน้าของชั้นงาน ก) การเกิดลายตารางขึ้นจากการเลื่อนของระนาบผลึกเนื่องจาก misfit และ threading dislocation ของชั้น $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ข) การเพิ่มชั้น GaAs spacer ทำให้แนวของ dislocation เปลี่ยนแปลงไป โดยมีบางส่วนหยุดหรือเบี่ยงเบนไปจากทิศทางเดิม ในขณะที่มีบางส่วนผ่านขึ้นยังผิวหน้าได้ และ ค) แสดงการเกิดของแนวเนินขนาดต่างๆ ซึ่งเป็นผลจากการเลื่อนของระนาบบนผิวหน้าและการเกิด surface step elimination

4.2.2 ควอนตัมดอตบนผิวหน้าของชั้น GaAs spacer

ก) การจัดเรียงตัวควอนตัมดอตบนผิวหน้าของ GaAs spacer

การเรียงตัวของ InAs ควอนตัมดอตบน GaAs โดยทั่วไปเป็นอย่างไรไม่มีระเบียบเนื่องจาก การเกิดขึ้นแบบสุ่ม ดังแสดงในรูปที่ 4.4 ก) ซึ่งได้จากการปลูก 1.8 ML InAs ควอนตัมดอตบนชั้น GaAs โดยตรง ของ S. Kiravittaya [79] การเรียงตัวของควอนตัมดอตจะเป็นระเบียบมากขึ้นเมื่ออาศัยชั้นลายตาราง InGaAs/GaAs ดังแสดงในรูปที่ 4.4 ข) เป็นรูปที่ได้จากการปลูก 1.8 ML InAs ควอนตัมดอตบนชั้น 50 nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ของ C.C. Thet [33] สำหรับการปลูก InAs ควอนตัมดอตบนชั้น $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ที่มีชั้น GaAs Spacer จะให้ผลที่แตกต่างออกไปดังแสดงในรูปที่ 4.4

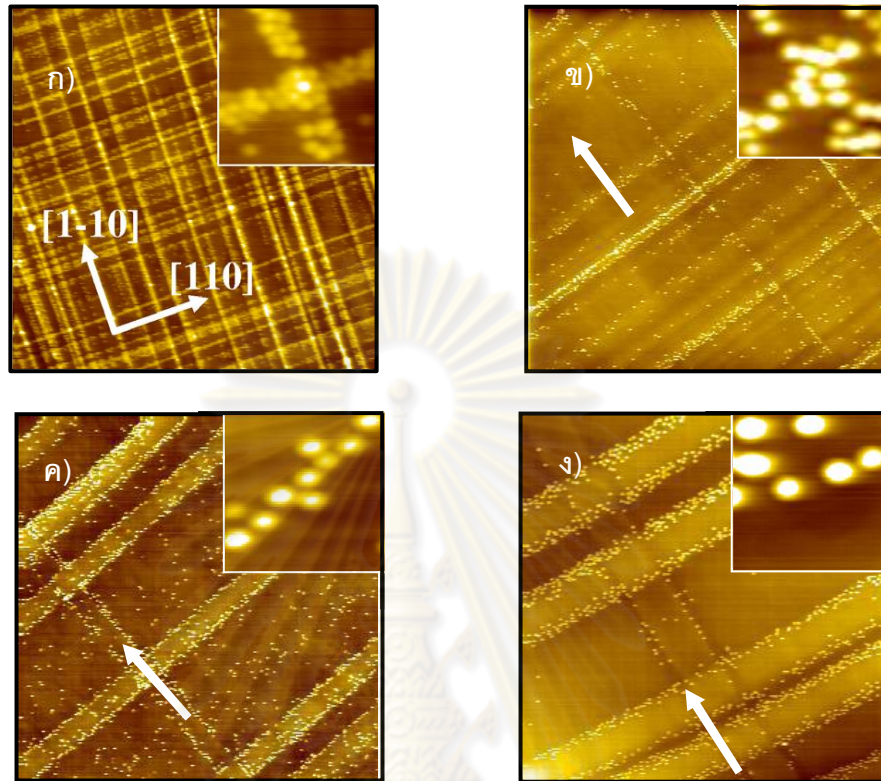


รูปที่ 4.4 ภาพ AFM ของการปลูก 1.8 ML InAs QDs บน ก) $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$

ข) GaAs (100) ชั้นสเตรตพร้อมความสูง [77,79]

การเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้น GaAs spacer มีผลต่อการเรียงตัวของควอนตัมดอตตามลักษณะผิวหน้าที่เปลี่ยนแปลงไป รูปที่ 4.5 แสดงลักษณะการจัดเรียงตัวของควอนตัมดอตของ ก) โครงสร้าง 50 nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$, ข) ชั้นงาน A, ค) ชั้นงาน B และ ง) ชั้นงาน C โดยพบว่าการจัดเรียงตัวของควอนตัมดอตปรากฏทั่วไปในสองทิศทาง คือ ทิศ [110] และทิศ [1-10] เมื่อไม่มีชั้น GaAs Spacer (รูป 4.5 ก)) แต่เมื่อชั้น GaAs spacer หนาขึ้น ความหนาแน่นของเส้นการเรียงตัวของควอนตัมดอตมีค่าน้อยลงในทั้งสองทิศทาง โดยเฉพาะในทิศ [1-10] มีค่าลดลงอย่างมาก ทำให้การจัดเรียงตัวในทิศทาง [110] มีความโดดเด่นมากกว่า ดังแสดงในรูป 4.5 (ข, ค และ ง) พร้อมกันนี้ยังปรากฏให้เห็นแนวของเนินขนาดใหญ่บริเวณผิวหน้าของชั้นงานทั้งสองทิศทาง ความกว้างของแนวเนินเหล่านี้เพิ่มมากขึ้นเมื่อความหนาของชั้น GaAs spacer โดยเฉพาะในทิศทาง [110] แนวเนินเหล่านี้คือ surface step ที่เกิดจากการเลื่อนตัวของระนาบผลึก โดยมีจุดกำเนิดจาก misfit dislocation ที่เกิดจากการคลายตัวบางส่วนของความเครียดเนื่องจากความไม่เข้ากันของโครงร่างผลึก InGaAs กับ GaAs (ประมาณ 1%) ซึ่งมีลักษณะคล้ายกับการเกิดลายตารางในระบบ InGaAs/GaAs [54] แต่ลักษณะของ dislocation จะเปลี่ยนแปลงไปจากเดิม ซึ่งเมื่อปลูกชั้นของ GaAs spacer ลงไปบนชั้นของเนินเหล่านี้จะทำให้พลังงานพื้นผิวลดลง surface step ที่มีอยู่ถูกทำลายลง [55] ส่งผลให้เกิดแนวของเนินที่มีความกว้างขึ้นในทิศทาง [1-10] และทิศทาง [110] บนชั้นของ GaAs spacer การก่อตัวของควอนตัมดอตจะ

เกิดขึ้นบริเวณขอบของแนวเนินเหล่านี้ เนื่องจากเป็นบริเวณที่มีพลังงานต่ำ จึงเป็น preferential site สำหรับการก่อตัว [78]



รูปที่ 4.5 ภาพ AFM ขนาด $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ แสดงลักษณะการก่อตัวของ InAs ควอนตัมดอตที่ปลูกด้วยวิธีแบบ SK ของ ก) ชั้นงาน $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ข) ชั้นงาน A ค) ชั้นงาน B และ ง) ชั้นงาน C ตามลำดับโดยในแต่ละรูปทางด้านมุมขวามือมีรูปขยายขนาด $0.5 \times 0.5 \mu\text{m}^2$ ในบริเวณตำแหน่งที่สนใจและลูกศรสีขาวแสดงทิศทาง [1-10]

ข) ลักษณะทางกายภาพของควอนตัมดอตบนผิวหน้าของชั้น GaAs spacer

ค่าความสูง ขนาด และความหนาแน่นของควอนตัมดอต รวมถึงค่าความกว้างของแนวเนิน ในแต่ละชั้นงาน ถูกแสดงในตารางที่ 4.3 ความสูงและขนาดของควอนตัมดอตในชั้นงานมีค่าสูงขึ้นเมื่อความหนาของชั้น GaAs spacer เพิ่มขึ้น แต่เปลี่ยนแปลงไม่มากนักในชั้นงาน A และ B ที่มีความหนา 50 และ 100 ตามลำดับ ซึ่งมีความสูงใกล้เคียงกับการปลูกควอนตัมดอตบนชั้นเสมือนลายตารางโดยตรงของ C.C. Thet [33] ดังแสดงในรูปที่ 4.4 ข) ซึ่งมีค่าความสูงโดยเฉลี่ย 5 nm แต่มีขนาดใหญ่กว่าโดยเฉพาะในทิศ [110] เมื่อความหนาของชั้น GaAs เพิ่มเป็น 250 nm ในชั้นงาน C ค่าความสูงจะเปลี่ยนแปลงสูงขึ้น (6.17 nm) และมีขนาดใหญ่ขึ้นโดยเปลี่ยนแปลงอย่างชัดเจนในทิศ [110] ขนาดที่เปลี่ยนแปลงอย่างไม่สมมาตรในทิศ [110] และทิศ [1-10] เป็นผลจากความแตกต่างของลวดลาย

แนวเนิ่นที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าเนื่องจากความไม่เท่ากันของ dislocation ในสองทิศทาง [56] ซึ่งเปรียบเทียบกับขนาดของ InAs ควอนตัมดอตที่ปลูกบนชั้น GaAs โดยตรงของ S. Kiravittaya [79] ที่ปลูกด้วยเงื่อนไขเดียวกัน ดังแสดงในรูปที่ 4.4 ก) พบว่ามีความสูงเป็น 10.7 nm แต่มีขนาดเล็กกว่า (38 nm) ลักษณะดังกล่าวเมื่อแสดงให้เห็นถึงความหนาที่เพิ่มขึ้นทำให้ระบบโดยรวมเปลี่ยนจากการปลูก InAs/ $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ ไปเป็น InAs/GaAs แต่ที่มีขนาดใหญ่กว่าเนื่องจากยังมีผลของ dislocation ที่ยังคงส่งผลต่อลักษณะผิวหน้าของชิ้นงาน ในส่วนความหนาแน่นของควอนตัมดอตมีความหนาแน่นต่างกันน้อยในชิ้นงาน A และ B แต่ลดลงอย่างมากในชิ้นงาน C เนื่องจากควอนตัมดอตมีการจัดเรียงตัวและเล็กลงอย่างมากยิ่งขึ้น ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับควอนตัมดอตที่เกิดบนชั้น GaAs โดยตรงและบนชั้นลายตาราง $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ พบว่ามีความหนาแน่นที่น้อยกว่าในทุกชิ้นงานที่มีชั้น GaAs spacer

ตารางที่ 4.3 ค่าความสูง ความหนาแน่นของควอนตัมดอต และขนาดของแนวเนิ่น ที่เกิดขึ้นในชิ้นงานที่ปลูก InAs ควอนตัมดอตแบบ SK บนชิ้นงาน A, B และ C ตามลำดับ โดยเปรียบเทียบกับข้อมูลของชิ้นงานที่ปลูก InAs ควอนตัมดอตแบบเดียวกันบนผิวหน้าของ GaAs โดยตรงของ S.Kiravittaya [79] และบน $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ของ C C Thet [80]

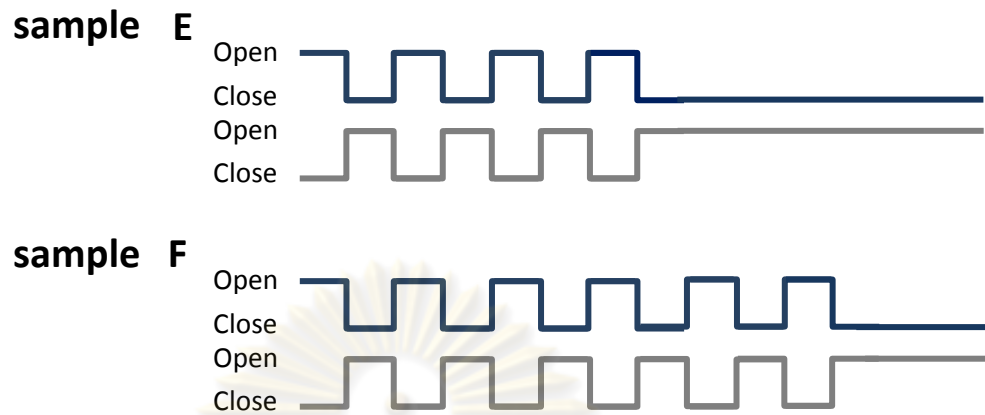
Structure	GaAs Spacer Thickness (nm)	Dot Density (cm^{-2})	Dot Height (nm)	Dot Size (nm)		Ridge Width (nm)	
				[110]	[1-10]	[110]	[1-10]
Sample A	50	1.03×10^9	4.57	118.57	103.22	467.75	190.23
Sample B	100	1.08×10^9	4.75	120.57	114.33	730.87	713
Sample C	250	9.39×10^8	6.36	169.70	129.07	1387.5	1256
$\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$	-	6.1×10^9	5	75	93	-	-
InAs/GaAs	-	6×10^9	10.7	38*		-	-

*average diameter

ค) การจัดเรียงควอนตัมดอตแบบ SK ในรูปแบบ MEE

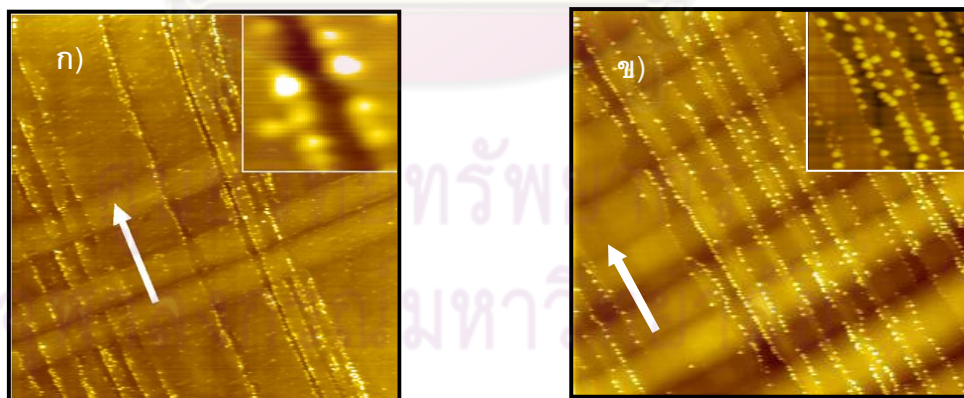
วิธีการปลูกเป็นอีกปัจจัยหนึ่งส่งผลต่อการจัดเรียงตัวของควอนตัมดอตบนพื้นผิวของชิ้นงานที่มีชั้น GaAs spacer ในการทดลองจะใช้วิธีการปลูกอยู่ 2 วิธีคือการปลูกแบบ SK ปกติ และการปลูกแบบ SK Migration Enhance Epitaxy (MEE) ความแตกต่างของวิธีการปลูกทั้งสอง คือลักษณะการเปิดซัดเตอร์ของสารในขณะปลูกควอนตัมดอต ในการปลูกควอนตัมดอตสารที่ใช้คือ In และ As สำหรับวิธีการ

ปลูกแบบปกติ ชัตเตอร์ In และ As จะเปิดตลอดเวลาขณะทำการปลูกควอนตัมดอต ในขณะที่การปลูกแบบ MEE ชัตเตอร์ของ In และ As จะเปิดปิดสลับกัน ดังได้กล่าวบทที่ 3 (รูปที่ 3.17)



รูปที่ 4.6 ลักษณะการเปิดปิดชัตเตอร์ In และ As ในชิ้นงาน E และ F

ผลการทดลอง แนวของการก่อตัวและการเรียงตัวของควอนตัมดอตในการปลูกแบบ SK ปกติที่จะเกิดขึ้นอย่างเด่นชัดในทิศทาง $[110]$ (รูปที่ 4.5 ง) ในขณะที่การปลูกด้วยวิธีแบบ MEE การเรียงตัวของควอนตัมดอตจะโดดเด่นในทิศทาง $[1-10]$ ดังแสดงในรูปที่ 4.7 ก) และ 4.7 ข) ซึ่งเป็นภาพ AFM ที่ได้จากชิ้นงาน E และ ชิ้นงาน F ตามลำดับ ทั้งสองชิ้นงานมีโครงสร้างพื้นฐานที่เหมือนกัน มีวิธีการปลูกควอนตัมดอตแบบเดียวกัน คือ แบบ MEE แต่แตกต่างกันในจำนวนวัฏจักรการเปิดและปิดชัตเตอร์สาร In และ As ซึ่งชิ้นงาน E มีจำนวนวัฏจักรที่มากกว่าชิ้นงาน F อยู่ 50% ดังแสดงในรูปที่ 4.6



รูปที่ 4.7 ภาพ AFM ขนาด $10 \times 10 \mu\text{m}^2$ ของชิ้นงาน F และ G ซึ่งปลูกควอนตัมดอตแบบ MEE โดย over growth ก) 0% และ ข) 50% ตามลำดับ โดยในแต่ละรูปทางด้านมุมขวามือมีรูปขยายขนาด $0.5 \times 0.5 \mu\text{m}^2$ ในบริเวณที่สนใจ และลูกศรสีขาวแสดงถึงทิศทาง $[1-10]$

การเปลี่ยนแปลงทิศการเรียงตัวของควอนตัมดอตเมื่อเปลี่ยนแปลงวิธีการปลูกเป็นผลมาจากลักษณะของความแตกต่างของแนวเนินในสองทิศทาง ลักษณะของควอนตัมดอตยังคงก่อตัวบริเวณขอบของเนินที่เกิดขึ้น แต่เป็นแนวของเนินในทิศทางที่ไม่เหมือนกัน เมื่อพิจารณาถึงลักษณะทางกายภาพของแนวเนินทั้งสองทิศทางพบว่ามีความแตกต่างกัน ดังรูปที่ 4.2 ค) line scan ของลักษณะพื้นผิวในสองทิศทาง พบว่าแนวของเนินในทิศทาง $[1-10]$ มีความลึกและความเป็นรอนคลื่นมากกว่าเมื่อเทียบกับแนว $[110]$ ทำให้เกิดความไม่เท่ากันขึ้นในการก่อตัวทั้งสองทิศทาง ซึ่งโดยมากอะตอมของ In ขึ้นขอบที่จะเคลื่อนที่ไปในทิศทาง $[1-10]$ มากกว่า $[81]$ นอกจากนี้ผลของระนาบผลึกที่เปลี่ยนไปเนื่องจากพื้นผิวที่เป็นรอนคลื่นยังมีส่วนสำคัญต่อการเลือกก่อตัวของควอนตัมดอตบนพื้นผิวเช่นเดียวกัน

ความแตกต่างของพื้นผิวที่เกิดขึ้นรวมกับการเคลื่อนที่ของพาหะที่ไม่เหมือนกันเนื่องการเปิด-ปิดชัตเตอร์ที่แตกต่างกันของการปลูกทั้งสองวิธี ก่อให้เกิดการสลับทิศการเรียงตัวโดดเด่นของควอนตัมดอตขึ้น ในการปลูกควอนตัมดอตแบบปกติ In adatoms มีอิสระและความยาวแพร่ (diffusion length) สั้น เนื่องจากการเคลื่อนที่ของอะตอม In บนพื้นผิวจะถูกรบกวนโดยไอของลำโมเลกุลของ As_4 ตลอดเวลา จึงไม่มีพลังงานเพียงพอที่จะเอาชนะพลังงานความเครียด (strain energy) ที่เกิดจาก surface step ในทิศทาง $[1-10]$ ได้ และการก่อตัวขึ้นบริเวณขอบของเนินในทิศทาง $[110]$ แทนเนื่องจากใช้พลังงานน้อยกว่า แต่สำหรับการปลูกแบบ MEE อะตอม In จะถูกรบกวนโดยไอของลำโมเลกุล As_4 ลดลง ทำให้ In adatoms มีอิสระ รวมถึงมีพลังงานในการเคลื่อนที่มากกว่า ทำให้เคลื่อนที่ได้ไกลกว่า $[81]$ การก่อตัวของควอนตัมดอตจึงเกิดขึ้นในบริเวณขอบของแนวเนินในทิศทาง $[1-10]$ เนื่องจากเป็นบริเวณที่มีพลังงานที่น้อยที่สุด [78]

4.3 สมบัติทางแสงของชิ้นงาน

หัวข้อที่ผ่านมาได้อธิบายลักษณะทางกายภาพของควอนตัมดอตที่เกิดบน GaAs spacer เฉพาะผิวหน้าเท่านั้น การศึกษาสมบัติโดยรวมของชิ้นงานจำเป็นต้องรวมสมบัติทางแสงเข้าไว้ด้วย คุณภาพการเปล่งแสงที่ดีบ่งบอกถึงชิ้นงานที่สามารถนำไปผลิตเป็นอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์ในเชิงพาณิชย์ได้ ค่ายอดพลังงานของแสงที่เปล่งออกมาทำให้ทราบถึงองค์ประกอบทางเคมีของสารต่าง ๆ ที่มีอยู่ในชิ้นงาน

สมบัติทางแสงของชิ้นงานได้ถูกวัดโดยเทคนิค PL ภายใต้เงื่อนไขการทดลอง 3 เงื่อนไข คือ

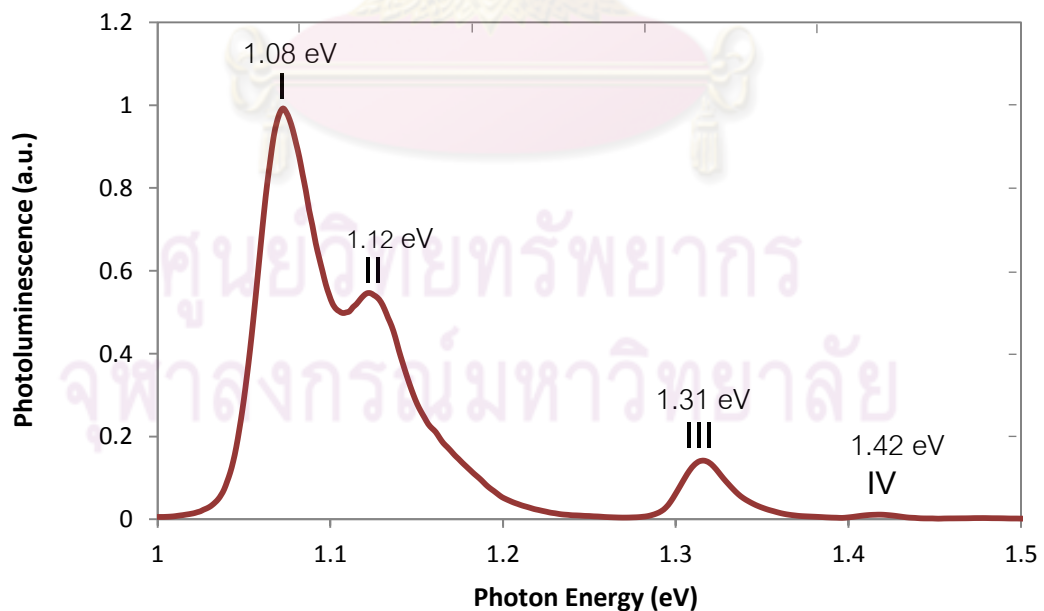
- ก) การวัดสเปกตรัมของแสงที่เปล่งออกมาในสภาวะที่อุณหภูมิของชิ้นงานมีค่าคงที่แต่ความเข้มของแสงเลเซอร์กระตุ้นเปลี่ยนแปลงไป

- ข) การวัดสเปกตรัมของแสงที่เปล่งออกมาในสถานะที่อุณหภูมิเปลี่ยนแปลงไปแต่ความเข้มของแสงเลเซอร์กระตุ้นมีค่าคงที่
- ค) การวัดค่าความเข้มแสงเมื่อผ่าน Polarizer ที่มุมต่างๆ ในสถานะที่อุณหภูมิและกำลังแสงเลเซอร์กระตุ้นคงที่

หัวข้อนี้จะอธิบายลักษณะทั่วไปของการเปล่งแสงของชั้นงาน G ตามด้วยผลการทดลองทั้งสามข้างต้น ตามลำดับดังนี้

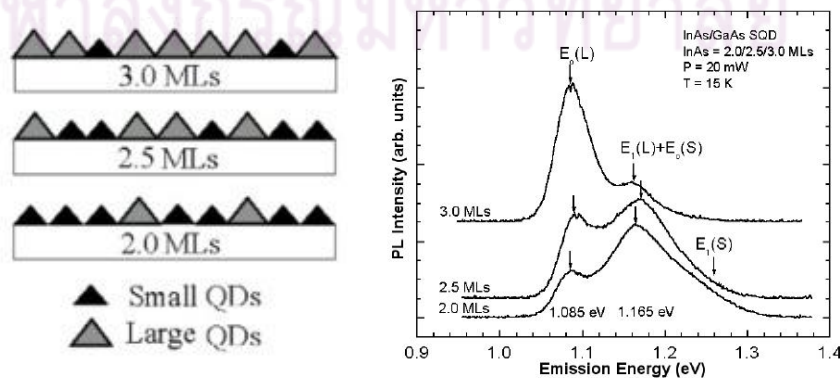
4.3.1 ลักษณะโดยทั่วไปของการเปล่งแสงของชั้นงาน

ลักษณะการเปล่งแสงโดยทั่วไปของชั้นงาน G ประกอบด้วยยอดพลังงาน (peak) หลัก 4 ยอดอยู่ในช่วง 1.0-1.5 eV ซึ่งสามารถจำแนกออกเป็นสองกลุ่มคือ กลุ่มพลังงานต่ำ (I และ II) และกลุ่มพลังงานสูง (III และ IV) ดังรูปที่ 4.8 กลุ่มพลังงานต่ำคือ ยอดพลังงานที่ I และ II (1.076 eV และ 1.12 eV ตามลำดับ) เกิดจากการเปล่งแสงของควอนตัมดอต โดยเมื่อเปรียบเทียบกับผลการทดลองของ InAs ควอนตัมดอตบน GaAs ของ Kiravittaya [79] และ Rudeeson [82] พบว่าสำหรับ 1.8 ML InAs ควอนตัมดอตที่ปลูกด้วยอัตราการปลูก 0.01 ML/s ค่ายอดพลังงานปรากฏในค่า 1.05 eV ซึ่งใกล้เคียงกับยอดพลังงานที่ I มากกว่าค่ายอดพลังงานที่วัดได้จากการปลูกควอนตัมดอตแบบเดียวกันบนชั้น $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ที่ไม่มีชั้น GaAs Spacer ซึ่งจะปรากฏในค่ายอดพลังงานที่ 1.19 eV [33]

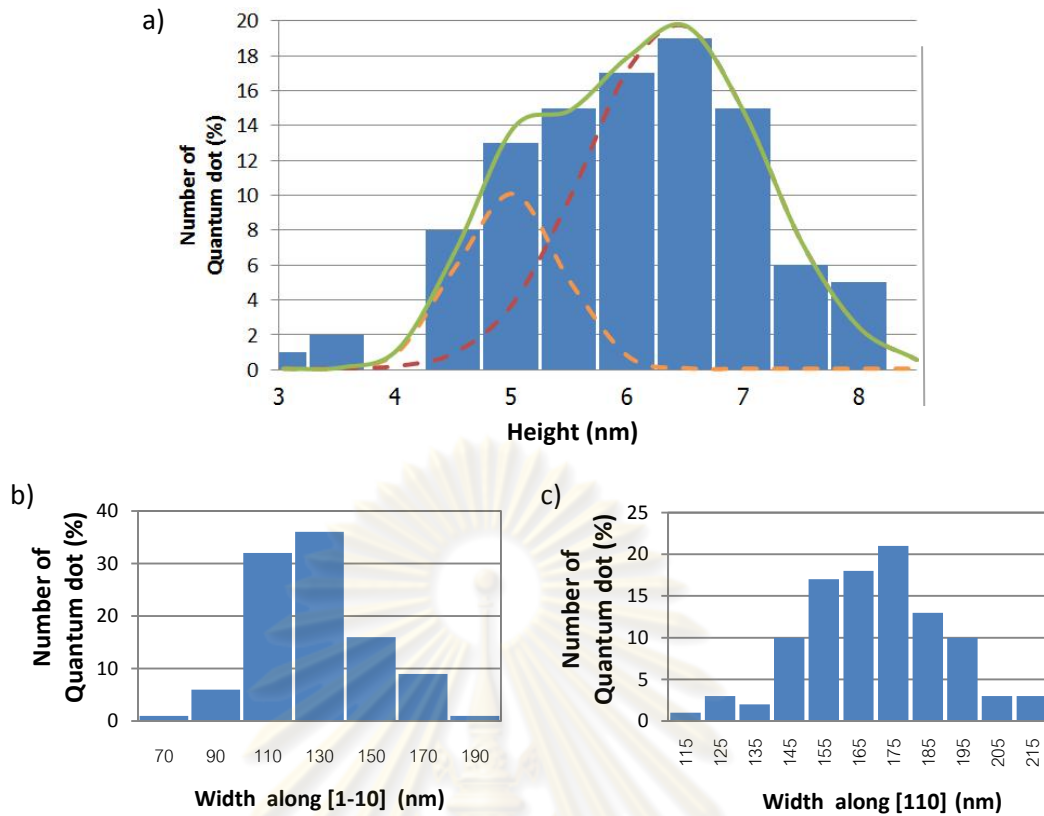


รูปที่ 4.8 สเปกตรัมการเปล่งแสงโดยทั่วไปของชั้นงาน G โดยระบุตำแหน่งของยอดพลังงานหลักที่เกิดขึ้น 4 ค่า ด้วย สัญลักษณ์ I , II , III และ IV ตามลำดับ

ในส่วนยอดพลังงานที่ II ซึ่งอยู่ใกล้เคียงกับค่ายอดพลังงานที่ I จากการทดลองโดยการเปลี่ยนแปลงกำลังแสงเลเซอร์กระตุ้นซึ่งจะกล่าวถึงในหัวข้อถัดไป ทำให้ทราบว่าเกิดจากกลุ่มควอนตัมดอทอีกขนาดหนึ่งซึ่งแตกต่างจากควอนตัมดอทของยอดพลังงานที่ I โดยยิ่งควอนตัมดอทมีขนาดเล็กลงส่งผลให้ช่องว่างแถบพลังงานของพาหะในควอนตัมดอทมีค่ามากขึ้น ดังได้กล่าวถึงในบทที่ 2 เกี่ยวกับขนาดและผลของช่องว่างแถบพลังงานที่เปลี่ยนไปในโครงสร้างขนาดเล็ก สังเกตได้จากกราฟการกระจายตัวควมสูงและความกว้างของควอนตัมดอทของชิ้นงานขณะที่ยังไม่ได้กลบทับหรือชิ้นงาน C รูปที่ 4.9 ก), ข) และ ค) จะเห็นได้ว่ามีความสูงและขนาดที่แตกต่างกัน แต่เมื่อเปล่งแสงรวมกันแล้วปรากฏให้เห็นเป็นยอดพลังงานที่โดดเด่นบางค่าขึ้นอยู่กับปริมาณและความหนาแน่นของควอนตัมดอทที่เปล่งแสงในช่วงนั้น ยอดพลังงานที่ I และ II จึงเป็นลักษณะของการเปล่งแสงแบบ Bimodal ที่พบได้ในการทดลองเกี่ยวกับ InAs ควอนตัมดอท บน GaAs ซึ่งใช้ InAs coverage ที่ไม่เท่ากันของ S.J. LEE [83] ดังแสดงในรูปที่ 4.9 ซึ่งเป็นผลการเปล่งแสงของควอนตัมดอทคนละขนาด 2 กลุ่ม เมื่อพิจารณาความสูงพบว่าควอนตัมดอทกลุ่มแรก (เส้นประดับซ้ายในรูปที่ 4.9 ก) เป็นควอนตัมดอทที่มีความสูงเฉลี่ยที่ 5 nm และกลุ่มที่ 2 เป็นควอนตัมดอทที่มีความสูงเฉลี่ย 6.5 nm ความสูงของควอนตัมดอทที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้ควอนตัมดอทเปล่งแสงในความยาวคลื่นที่มากขึ้น [84] ควอนตัมดอทในกลุ่มที่ 1 จึงเป็นควอนตัมดอทที่เปล่งแสงในยอดพลังงานที่ II และการเปล่งแสงในยอดพลังงานที่ I จึงเป็นของควอนตัมดอทในกลุ่มที่ 2 ตามลำดับ ดังนั้นความเข้มของการเปล่งแสงในยอดพลังงานที่ I จึงมีค่ามากกว่าในยอดพลังงานที่ 2 เนื่องจากปริมาณควอนตัมดอทในกลุ่มแรกมีน้อยกว่าในกลุ่มที่ 2 ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลอง เมื่อพิจารณาความกว้างเฉลี่ยของควอนตัมดอทในทิศ [110] และ [1-10] ดังรูปที่ 4.10 ข) และ 4.10 ค) ตามลำดับ พบว่ามีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในช่วง 145-195 nm ในทิศ [110] และในช่วง 110-130 nm ในทิศ [1-10] รูปร่างควอนตัมดอทจึงยาวออกในทิศ [110] มากกว่าในทิศ [1-10] ความกว้างที่ไม่เท่ากันของควอนตัมดอทมีผลต่อการเปล่งแสงเช่นกันโดยเฉพาะในเรื่องสถานะกระตุ้นแต่มีผลน้อยกว่าต่อสถานะพื้นเมื่อเทียบกับความสูง [84]



รูปที่ 4.9 กราฟแสดงผลของการเปล่งแสงในการทดลองของ S.J. LEE [83]



รูปที่ 4.10 กราฟแสดงการกระจายตัว ก) ความสูงของควอนตัมดอตและความกว้างในทิศทาง ข) [1-10] และ ค) [110] ของชั้นงาน C

นอกจากนี้ยอดพลังงานที่ II ยังประกอบไปด้วยแสงจากสถานะกระตุ้นของยอดพลังงานที่ I ซึ่งมีแสดงให้เห็นเช่นกันในรายงานของ S.J. LEE โดยจะกล่าวถึงต่อไปในหัวข้อผลของกำลังเลเซอร์กระตุ้นต่อการเปล่งแสง

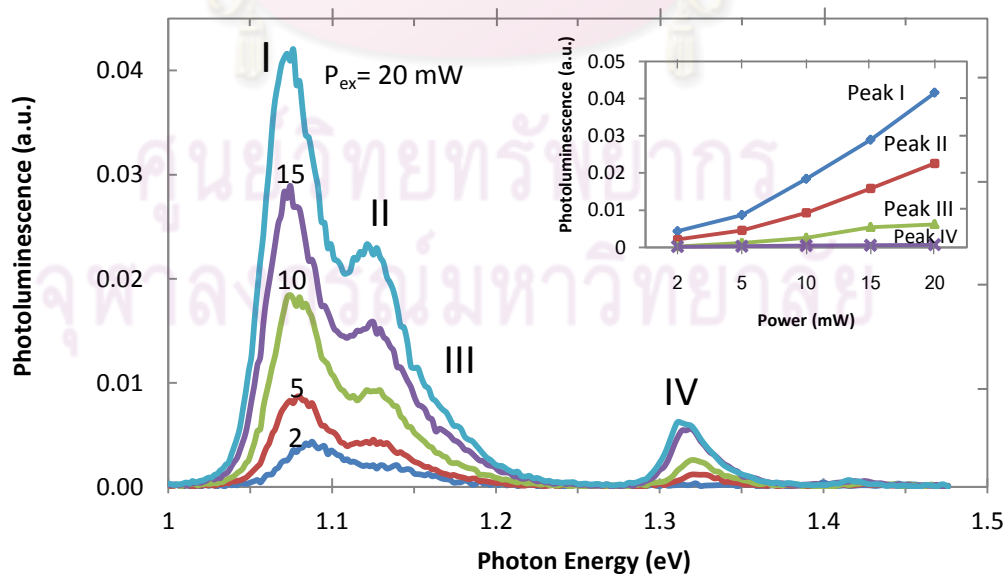
ในส่วนของค่าพลังงานด้านสูงอีกสองค่า คือ 1.31 eV และ 1.41 eV ของยอดพลังงานที่ III และยอดพลังงานที่ IV ตามลำดับ ยอดพลังงานที่ III เป็นค่ายอดพลังงานที่เกิดจากชั้น $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ ภายในโครงสร้าง ซึ่งมีรายงานแสดงให้เห็นถึงยอดพลังงานดังกล่าวในการทดลองเกี่ยวกับทางแสงของโครงสร้าง InAs ควอนตัมดอตบนชั้น 50 -100 nm $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ของ Chit Swe, N.T [85] ซึ่งพบยอดพลังงานดังกล่าวในช่วง 1.29-1.32 eV

ส่วนยอดพลังงานที่ IV เป็นยอดพลังงานที่เกิดจากการเปล่งแสงของชั้น Wetting layer ของ InGaAs ซึ่งเกิดขึ้นขณะปลูกควอนตัมดอต โดยค่ายอดดังกล่าวมีรายงานแสดงให้เห็นอย่างอย่างแพร่หลายในเรื่องการปลูก InAs ควอนตัมดอตที่ความหนาต่ำกว่าค่าความหนาวิกฤติ (1.7 ML) [86] บนพื้นผิวเรียบของ GaAs เช่น ปรากฏในการปลูก InAs ควอนตัมดอตที่ความหนา 1.15-1.35 ML ของ Heitz [87] และการปลูก InAs ควอนตัมดอตหนา 1.2-1.35 ML ของ Duarte [88]

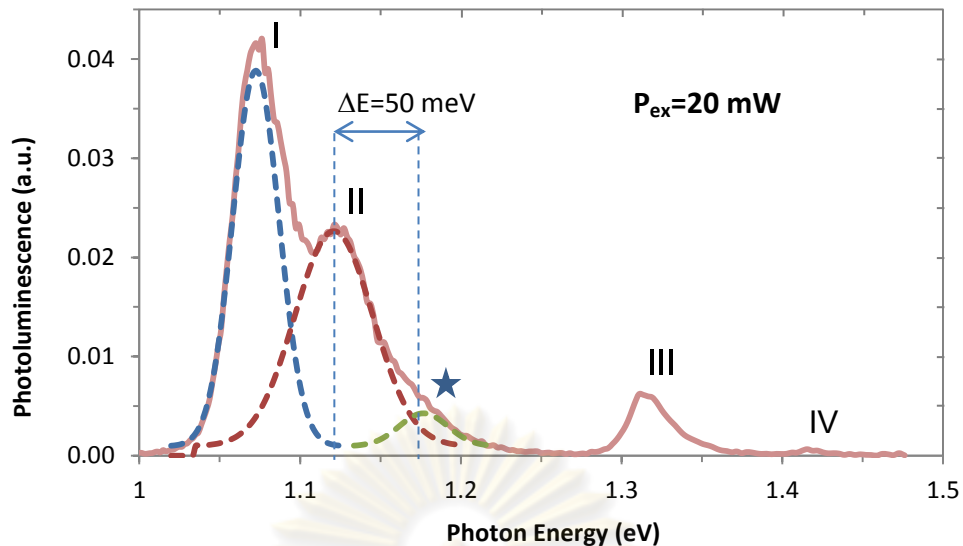
4.3.2 ผลของกำลังเลเซอร์กระตุ้นต่อการเปล่งแสง

การเปลี่ยนแปลงพลังงานของแสงเลเซอร์กระตุ้นช่วยให้สามารถวิเคราะห์และจำแนกชนิดของยอดพลังงานที่เกิดขึ้นได้ว่าเกิดจากสถานะพื้น (ground state) หรือเกิดจากสถานะกระตุ้น (excited state) ในการทดลองได้ทำการเปลี่ยนแปลงกำลังแสงเลเซอร์ 5 ค่า คือ 2, 5, 10, 15 และ 20 mW ผลของการทดลองดังปรากฏในรูปที่ 4.11 ลักษณะของการเปล่งแสงของชิ้นงานจะเป็นไปในทิศทางเดียวกันคือมี 4 ยอดพลังงานและมีความเข้มที่สูงขึ้นตามค่ากำลังแสงเลเซอร์สูงขึ้น การเปลี่ยนแปลงกำลังแสงเลเซอร์มีผลโดยตรงกับความเข้มการเปล่งแสงของชิ้นงาน ซึ่งเป็นผลจาก state-filling effect [82] ที่ทำให้เกิดการเพิ่มจำนวนของพาหะที่มีพลังงานสูงมากพอในแต่ละระดับชั้นพลังงานเนื่องจากได้พลังงานกระตุ้นจากแสงเลเซอร์ ความแตกต่างจะเริ่มมีความชัดเจนในกรณีกำลังเลเซอร์กระตุ้นต่ำที่ 2 mW และกำลังเลเซอร์กระตุ้นสูงที่ 20 mW

เมื่อค่ากำลังเพิ่มถึง 20 mW เริ่มปรากฏให้เห็นยอดพลังงานที่เพิ่มขึ้นซึ่งอยู่ระหว่าง II และ III (รูปที่ 4.12) แต่ในกรณีกำลังเลเซอร์กระตุ้นต่ำที่ 2 mW ปรากฏให้เห็นชัดเจนเฉพาะ I และ II เท่านั้น ในส่วนยอดพลังงานที่ III และ IV คาดว่ายังคงมีอยู่แต่ไม่สามารถตรวจจับได้เนื่องจากมีความเข้มน้อยมากจนไม่สามารถแยกความแตกต่างออกจากสัญญาณรบกวน (noise) ของการวัดได้ เมื่อเปรียบเทียบกันจึงยืนยันถึงยอดพลังงานพื้นทั้งสี่ของชิ้นงานได้ ยอดพลังงานที่เพิ่มขึ้นระหว่างยอดพลังงานที่ II และ III เป็นค่ายอดจากสถานะกระตุ้นของกลุ่มควอนตัมดอทในยอดพลังงานที่ II ที่เกิดจากการเคลื่อนที่ไปยังระดับชั้นพลังงานถัดไปของอิเล็กตรอนเนื่องจากมีพลังงานสูงมากพอจากแสงเลเซอร์กระตุ้น



รูปที่ 4.11 สเปกตรัมการเปล่งแสงของชิ้นงาน G เมื่อเปลี่ยนแปลงกำลังเลเซอร์ที่ใช้ในการกระตุ้นที่กำลังแสงเลเซอร์กระตุ้นที่อุณหภูมิ 20 K



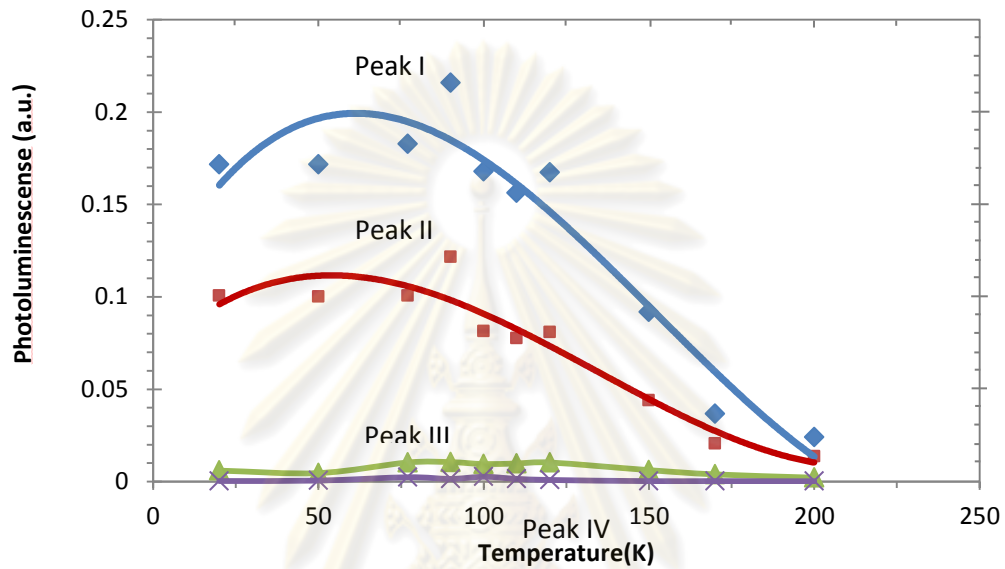
รูปที่ 4.12 สเปกตรัมการเปล่งแสงของซิงงาน G การเปล่งแสงเมื่อเปลี่ยนแปลงกำลังเลเซอร์ที่ใช้ในการกระตุ้นที่ กำลังเลเซอร์กระตุ้น 20 mW พร้อมเส้นกราฟภายในแสดงยอดพลังงาน Gaussian ทั้ง 3 ค่ายอด

4.3.3 ผลของอุณหภูมิต่อการเปล่งแสง

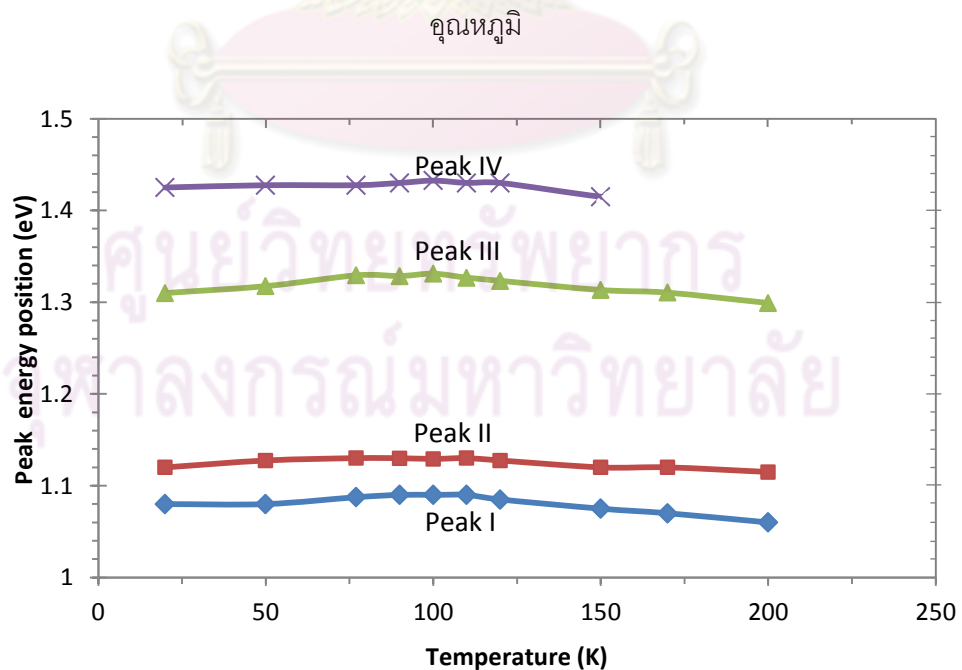
การเปล่งแสงของซิงงานเปลี่ยนแปลงกับอุณหภูมิแสดงในรูปที่ 4.13 เมื่อพิจารณาความเข้มแสงดังแสดงในรูปที่ 4.14 ซึ่งแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มแสงในแต่ละยอดพลังงานกับอุณหภูมิ จากผลการทดลองพบว่าในช่วงแรกเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นในช่วง 20-90 K ความเข้มของการเปล่งแสงในแต่ละยอดพลังงานมีค่าเพิ่มขึ้น โดยมีค่าเพิ่มสูงสุดที่ 90 K จากนั้นจึงลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นตั้งแต่ 100-200K ความเข้มแสงที่เพิ่มขึ้นในช่วงแรกเป็นผลจากการเพิ่มของจำนวนอิเล็กตรอนที่ได้รับพลังงานมากขึ้นจนถึงระดับพลังงานนั้นๆ อันเป็นผลจากการกระตุ้นด้วยความร้อน Thermal excitation [88] จากนั้นเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นตั้งแต่ 100 K จนถึง 200 K ความเข้มแสงที่ลดลงเนื่องจากการหลุดออกไปของพาหะหรืออิเล็กตรอนจากควอนตัมดอต เนื่องจากการกระตุ้นด้วยความร้อนที่มีสูง โดยการเปลี่ยนแปลงจะเห็นได้ชัดเจนในยอดพลังงานที่ I และยอดพลังงานที่ II

ตำแหน่งของยอดพลังงานเป็นอีกสิ่งหนึ่งที่เปลี่ยนแปลงไปเมื่อเปลี่ยนอุณหภูมิดังแสดงในรูปที่ 4.15 ในช่วงอุณหภูมิ 20-90 K ปรากฏการณ์เลื่อนตำแหน่งของยอดพลังงานไปยังพลังงานสูงขึ้น (blue shift) จากนั้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นอีกจนถึง 200 K ปรากฏการณ์เลื่อนของยอดพลังงานไปยังพลังงานต่ำหรือ “red shift” การเลื่อนของยอดพลังงานในแต่ละช่วงสามารถอธิบายได้ดังนี้ ในช่วงแรกอุณหภูมิ 20-90 K ตำแหน่งของยอดพลังงานที่เพิ่มขึ้นเป็นผลจาก band filling effect เนื่องจากมีพาหะได้รับพลังงานสูงขึ้นจากพลังงานความร้อน [89] ซึ่งสอดคล้องกับค่าความเข้มแสงที่เพิ่มขึ้นในช่วงนี้ ผลของ Band filling effect ทำให้เกิดการเลื่อนของยอดพลังงานไปยังพลังงานที่สูงขึ้นซึ่งพบได้ในทั้งควอนตัมดอตและลวด

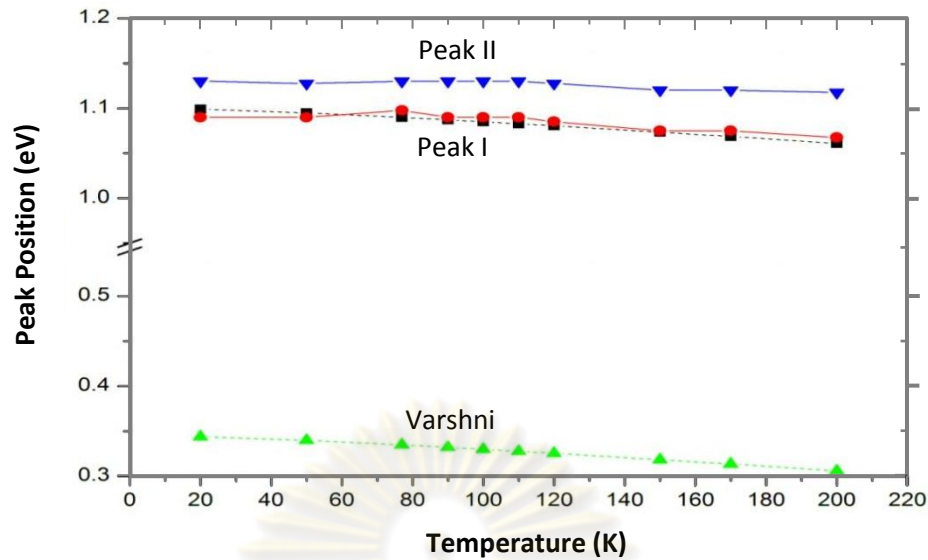
จากการทดลอง ค่า E_0 ที่ได้คือ 1.1 eV ซึ่งมีแนวโน้มที่ใกล้เคียงกับการทดลองสำหรับยอดพลังงานที่ I สำหรับยอดพลังงานที่ II การปรับค่าดังกล่าวไม่มีแนวโน้มเปลี่ยนแปลงไปตามสมการของ Varshni ถึงแม้จะปรับค่า E_0 เพื่อปรับค่าแล้วก็ตาม ผลดังกล่าวคาดว่าจะ เป็นผลจาก excited state ของ ยอดพลังงานที่ I ซึ่งรวมอยู่ในยอดพลังงานที่ II ความสัมพันธ์ของค่ายอดพลังงานที่เปลี่ยนไปของยอดพลังงานที่ I และ II จากการทดลองเทียบกับสมการของ Varshni แสดงในรูปที่ 4.16



รูปที่ 4.14 ค่าความเข้มแสงที่เปล่งออกจากค่ายอดพลังงานต่าง ๆ ของชั้นงาน G เมื่อเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ



รูปที่ 4.15 ตำแหน่งของค่ายอดพลังงานของชั้นงาน G ที่เปลี่ยนไปเมื่อเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ



รูปที่ 4.16 เปรียบเทียบค่ายอดพลังงานที่เปลี่ยนแปลงของยอดพลังงานที่ I และ II กับค่าที่ได้จากสมการ Varshni พร้อมกับเส้นประที่ได้จากการปรับค่า E_0 ในสมการ Varshni

4.3.4 ผลของโพลาริเซชัน

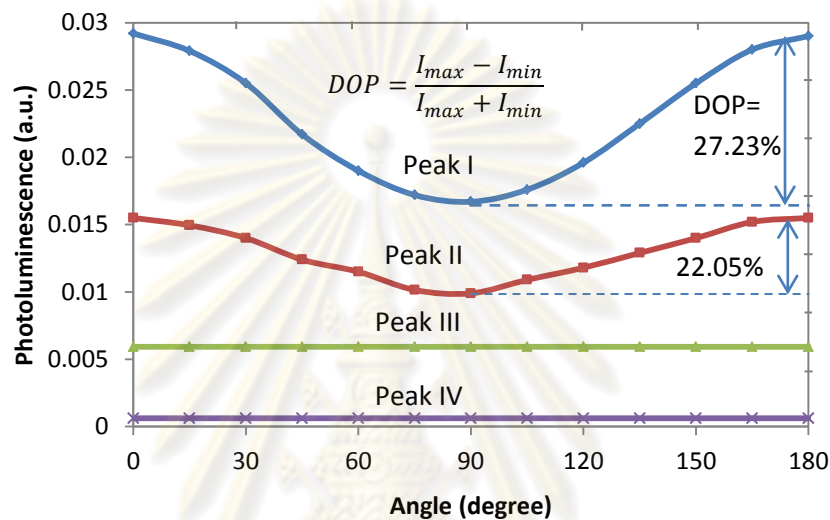
ในการศึกษาสมบัติโพลาริเซชันของแสงที่เปล่งออกจากรูปร่างของชิ้นงานที่ใช้แผ่นโพลาริซเซอร์อยู่ ข้างหน้าแสงของชิ้นงานก่อนที่จะผ่านโมโนโครมิเตอร์ โดยก่อนที่จะทำการวัดต้องทำการปรับมุมให้ค่าความเข้มของแสงมากที่สุด จากนั้นจึงตั้งค่ามุมดังกล่าวให้เป็นมุมอ้างอิง (0 องศา) หลังจากนั้นจึงทำการปรับมุมของแผ่นโพลาริซเซอร์ไปยังค่าต่าง ๆ ตามต้องการ การวัดกระทำที่อุณหภูมิ 20 K ด้วยกำลังเลเซอร์กระตุ้น 40 mW

ผลการทดลองในรูปที่ 4.17 แสดงว่า ยอดพลังงานที่ I และ II เท่านั้นที่มีสมบัติโพลาริเซชัน บ่งบอกถึงแสงมาจากแหล่งกำเนิดที่มีทิศทางการเรียงตัวที่แน่นอน ซึ่งในที่นี้คือควอนตัมดอต ดังปรากฏในรูป AFM ของผิวหน้า (รูปที่ 4.5 ง) ค่าความเข้มของทั้งสองยอดพลังงานมีการเปลี่ยนแปลงจากค่ามากที่สุด (0°) แล้วจึงลดลงตามค่ามุมที่เพิ่มขึ้น จนลดลงมากที่สุดเมื่อปรับมุมได้ 90° จากนั้นจึงค่อยๆ เพิ่มขึ้นอีกจนมีค่าใกล้เคียงกับค่ามากที่สุดที่มุม 180° จากค่าความเข้มที่แตกต่างกันตามค่ามุมโพลาริซเซอร์ที่เปลี่ยนไป สามารถใช้ในการหาค่า Degree of Polarization (DOP) ได้ดังความสัมพันธ์

$$DOP = \frac{I_{max} - I_{min}}{I_{max} + I_{min}} \quad (4.2)$$

ซึ่งมีค่าเท่ากับ 27.23% และ 22.05% สำหรับยอดพลังงานที่ I และ II ตามลำดับ

แสงโพลาริซ์จากยอดพลังงานที่ I และยอดพลังงานที่ II เกิดจากความไม่เท่ากันของค่ายกกำลังสองของขนาดเวกเตอร์คลื่น (wave vector) ในทิศทาง [110] และ [1-10] ($k_{[110]}^2, k_{[1-10]}^2$) ซึ่งขึ้นอยู่กับปริมาณของควอนตัมดอตที่เรียงตัวในสองทิศทาง โดยยิ่งมีความแตกต่างมากถ้าควอนตัมดอตเรียงตัวโดดเด่นในทิศทางใดทิศทางหนึ่ง [96] ค่า DOP เป็นตัววัดตัวหนึ่งบ่งบอกถึงความแตกต่างดังกล่าว ค่า DOP ของทั้งสองยอดพลังงานมีค่าใกล้เคียงกันแสดงถึงการเรียงตัวที่ไม่แตกต่างกันมากนักของกลุ่มควอนตัมดอตทั้งสอง ผลดังกล่าวจึงสอดคล้องกับลักษณะการเรียงตัวควอนตัมดอตของชิ้นงาน



รูปที่ 4.17 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความเข้มกับมุมโพลาริซ์ของยอดพลังงานทั้งสี่ที่ปรากฏในรูปที่ 4.8

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

ควอนตัมดอทที่เกิดขึ้นแบบประกอบตนเองบนแผ่นฐานเรียบมีปัญหาด้านความเป็นระเบียบ เนื่องจากกระบวนการก่อตัว (SK) เป็นแบบสุ่ม วิทยานิพนธ์ฉบับนี้จึงได้ออกแบบโครงสร้างที่สามารถลดความสุ่มของตำแหน่งการเกิดของ InAs ควอนตัมดอทในการเกิดแบบประกอบตนเองด้วยการปรับปรุงแผ่นฐานเสมือนลายตาราง InGaAs/GaAs ที่ถูกนำไปปลูกชั้นควอนตัมดอทโดยตรง [77] ด้วยการกลบทับด้วยชั้น GaAs spacer ก่อนที่จะปลูกควอนตัมดอท หลังการปลูก ชั้นงานถูกนำไปวัดความสูงต่ำของพื้นผิวด้วยเทคนิค AFM และวัดสมบัติทางแสงด้วยเทคนิค PL

ผลการวัดพื้นผิวในการทดลองพบว่า การปรับปรุงชั้นแผ่นฐานเสมือนลายตารางเดิมคือ $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ด้วยชั้น GaAs spacer ที่มีความหนาต่างๆ ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของผิวหน้าใหม่เป็นแนวเนินยาวและกว้างมากขึ้นในทิศ [110] และทิศ [1-10] เมื่อเทียบกับ $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ เดิมซึ่งเป็นแนวของเนินยาวขนาดเล็ก ลักษณะดังกล่าวเป็นผลจากแนวของ dislocation ที่เกิดขึ้นในชั้น $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ เปลี่ยนไปเมื่อมีชั้น GaAs spacer เพิ่มขึ้นบนผิวหน้า [56] โดยความกว้างของแนวเนินจะแปรผันตามขนาดของความหนาของชั้น GaAs spacer

การปลูกควอนตัมดอทลงบนผิวหน้าใหม่ที่เกิดจากการเพิ่มชั้น GaAs spacer ก่อให้เกิดการจัดเรียงควอนตัมดอทที่โดดเด่นในทิศ [110] มากกว่าในทิศ [1-10] แต่การปรับเปลี่ยนเทคนิคควอนตัมดอทจากเดิมที่เป็นแบบ SK ทั่วไป ไปเป็น MEE SK ทำให้ควอนตัมดอทสามารถเปลี่ยนทิศทางการจัดเรียงโดดเด่นไปยังทิศทาง [1-10] ได้ เนื่องจาก In adatoms มีอิสระในการเคลื่อนที่มากกว่า เพราะถูกรบกวนด้วยไอของ As_4 น้อยกว่า จึงเลือกก่อตัวในบริเวณที่ขึ้นชอบ คือ ในทิศ [1-10] ซึ่งเป็นพื้นผิวที่มีความลึก ความขรุขระ มากกว่า อีกทั้งยังมีผลของระนาบที่เปลี่ยนแปลงไปจากพื้นผิวที่เป็นรอนคลื่นซึ่งส่งผลต่อการเลือกก่อตัวของควอนตัมดอทเช่นกัน

ผลการทดลองวัดสมบัติทางแสงด้วยเทคนิค PL แสดงให้เห็นว่าชั้นงานเปล่งแสงได้ดีตามผลที่คาดหวังเนื่องจาก dislocation ที่ลดลง การเปล่งแสงยังแสดงให้เห็นถึงควอนตัมดอทสองกลุ่มในชั้นงานซึ่งจะมีขนาดแตกต่างกัน การเพิ่มกำลังแสงเลเซอร์กระตุ้นส่งผลให้ความเข้มของยอดพลังงานต่างๆมีค่าสูงขึ้นอันเป็นผลจาก state-filling effect [82] การเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิส่งผลต่อการเปล่งแสงเป็น 2 ช่วง

คือในช่วงแรกเมื่อเพิ่มอุณหภูมิ ความเข้มแสงในแต่ละยอดพลังงานเพิ่มสูงขึ้น รวมถึงเกิดการเลื่อนตำแหน่งของยอดพลังงานไปค่าพลังงานที่สูงขึ้น (blue shift) ปรากฏการณ์ดังกล่าวเกิดจากพาหะได้รับพลังงานเพิ่มขึ้นจากความร้อนจึงส่งผลคล้าย state-filling effect ในช่วงที่สองเมื่อเพิ่มอุณหภูมิสูงขึ้นอีก ปรากฏให้เห็น การลดลงของความเข้มแสงของยอดพลังงานโดยรวม และการเลื่อนตำแหน่งของยอดพลังงานต่างๆไปยังตำแหน่งที่พลังงานลดลง (red shift) ลักษณะดังกล่าวเป็นผลจาก thermal excitation ที่มีสูงมากไปจนทำให้พาหะหลุดออก และการเกิด thermal expansion รวมถึง phonon scattering ขึ้น [92] ตามลำดับ นอกจากนี้แสงจากควอนตัมดอตเป็นแสงโพลาไรซ์ อันเป็นผลจากการเรียงตัวเป็นเส้นในทิศ [110] และ [1-10]

จากผลการทดลองทั้งหมดจึงสรุปได้ว่า การเพิ่มขึ้น GaAs Spacer ลงบนผิวหน้าลายตาราง $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}/\text{GaAs}$ ส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของผิวหน้าขึ้น โดยสามารถใช้ผิวหน้าดังกล่าวในการก่อตัวและเรียงตัวของควอนตัมดอตที่เป็นระเบียบแบบเส้นยาวในทิศ [110] และทิศ [1-10] พร้อมกันนี้ยังได้การเปล่งแสงที่ดีไม่ด้อยไปกว่าควอนตัมดอตที่ปลูกบนแผ่นฐาน (100)-GaAs โดยตรงเนื่องจากลดผลกระทบจาก dislocation ในชั้น $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

รายการอ้างอิง

- [1] Fedor mitschke, Fiber Optics Physics and technology, (2009)
- [2] Zaitsev, S.V., et al. Time-resolved photoluminescence and carrier dynamics in vertically-coupled self-assembled Quantum Dots epitaxy (MBE). Japanese Journal of Applied Physics 38, (1999): 601.
- [3] Kroemer, H. "Semiconductor light-emitting diode and method for producing same" US Patent 3958265, May 18, (1976).
- [4] Rinaldi, F. Basics of Molecular Beam Epitaxy (MBE). Annual Report (2002). Optoelectronics Department. University of Ulm. Germany, 2002.
- [5] <http://www.phys.ksu.edu/personal/mnakarmi/MOCVD/mocvd.html>
- [6] John DiNardo, N. Nanoscale Characterization of Surfaces and Interfaces, 1994.
- [7] Yao, N., and Wang, Z. Handbook of Microscopy for Nanotechnology, 2005.
- [8] Hannink, R.H.J., and Hill, A.J. Nanostructure control of materials, 2006.
- [9] Shimizu, H., Saravanan, S., Yoshida, Y., Ibe, S., and Yokouchi, N. InAs quantum dot lasers with extremely low threshold current density ($7 \text{ A/cm}^2/\text{Layer}$). Journal of Applied Physics 44 (2005) : L1103-L1104.
- [10] Chang, F.Y., Lee, J.D., and Lin, H.H. Low threshold current density $1.3 \mu\text{m}$ InAs/InGaAs quantum dot lasers with InGaP cladding layers grown by gas-source molecular-beam epitaxy. Electronics Letters Vol. 40 (2004) : 179-180
- [11] Kamins, T.I., and Stanley, R.W. Lithographic positioning of self-assembled Ge islands on Si (001). Applied Physics Letter 71(1997) : 1201-1203.
- [12] Ritz, M., Kaneko, T., and Eberl, K. The effect of surface reconstructions on the surface morphology during in situ etching of GaAs. Applied Physics Letter 71(1997) : 695-697
- [13] Placidi, E., Arciprete, F., Fanfoni, M., Patella, F., and Balzarotti, A. The InAs/GaAs (001) Quantum Dots Transition : Advances on Understanding, Lecture Notes in Nanoscale Science and Technology, Self-Assembled Quantum Dots (2007) : 1-23

- [14] Uccelli, E., Bauer, J., Bichler, M., Schuh, D., Finley, J. J., Abstreiter, G., and Fontcuberta i Morral, A. Self-assembly of InAs Quantum Dot Structures on Cleaved Facets. Lecture Notes in Nanoscale Science and Technology, Self-Assembled Quantum Dots (2007) : 24-41
- [15] Pohl, U.W. InAs/GaAs Quantum Dots with Multimodal Size Distribution. Lecture Notes in Nanoscale Science and Technology, Self-Assembled Quantum Dots,(2007) : 43-66
- [16] Eaglesham, D.J., and Cerullo, M. Dislocation-free Stranski-Krastanow growth of Ge on Si(100). Physics Review Letter 64 (1990) : 1943-1946.
- [17] Flack, F., Samarth, N., Nikitin, V., Crowell, P. A., Shi, J., Levy, J., and Awschalom, D.D. Near-field optical spectroscopy of localized excitons in strained CdSe quantum dots. Physics Review B 54 (1996) : R17312-R17315.
- [18] Xin, S.H., Wang, P.D., Yin, A., Kim, C., Dobrowolska, M., Merz, J.L., and Furdyna, J.K. Formation of self-assembling CdSe quantum dots on ZnSe by molecular beam epitaxy. Applied Physics Letter 69 (1996) : 3884-3886.
- [19] Kitamura, K., Umeya, H., Jia, A., Shimotomai, M., Kato, Y., Kobayashi, M., Yoshikawa, A., and Takahashi, K. Self-assembled CdS quantum-dot structures grown on ZnSe and ZnSSe, Journal of Crystal Growth 214 (2000) : 680-683.
- [20] Pinczolits, M., Springholz, G., and Bauer, G. Direct formation of self-assembled quantum dots under tensile strain by heteroepitaxy of PbSe on PbTe(III). Applied Physics Letter 73 (1998) : 250-252.
- [21] Bressler-Hill, V., Varma, S., Lorke, A., Noshov, B.Z., Petroff, P.M., and Weinberg, W.H. Island scaling in strained heteroepitaxy: InAs/GaAs (001). Physics Review Letter. 74 (1995) : 3209-3212.
- [22] Qianghua, X., Madhukar, A., Chen, P., and Kobayashi, N.P. Vertically self-organized InAs quantum box islands on GaAs (100). Physics Review Letter 75 (1995): 2542-2545.

- [23] Leon, R., Fafard, S., Leonard, D., Merz, J.L., and Petroff, P.M. Visible luminescence from semiconductor quantum dots in large ensembles. Applied Physics Letter 67 (1995) :521-523.
- [24] Ramvall, P., Tanaka, S., Nomura, S., Riblet, P., and Aoyagi, Y. Confinement induced decrease of the exciton-longitudinal optical phonon coupling in GaN quantum dots. Applied Physics Letter 75 (1999) :1935-1937.
- [25] Damilano, B., Grandjean, N., Semond, F., Massies, J., and Leroux, M., From visible to white light emission by GaN quantum dots on Si(III) substrate. Applied Physics Letter 75 (1999) 962-964.
- [26] Tachibana, K., Someya, T., Ishida, S., and Arakawa, Y. Selective growth of InGaN quantum dot structures and their microphotoluminescence at room temperature. Applied Physics Letter 76 (2000) : 3212-3214.
- [27] Zundel, M.K., Specht, A.P., Eberl, K., Jin-Phillip, N.Y., and Phillip, F. Structural and optical properties of vertically aligned InP quantum dots. Applied Physics Letter 71 (1997): 2972-2974.
- [28] Hatami, F., et al. Radiative recombination in type-II GaSb/GaAs quantum dots, Applied Physics Letter 67 (1995): 656-658.
- [29] Wang, Z. M., Holmes, K., Mazur, Yu.I., and Salamo, G.J. Fabrication of (In,Ga)As quantum-dot chains on GaAs(100). Applied Physics Letter 84 (15 MARCH 2004) : 1931-1933.
- [30] Mano, T., Kuroda, T., Mitsuishi, K., Yamagiwa, M., Guo, X.J., Furaya, K., Sakada, K., and Koguchi, N. Ring-shaped GaAs quantum dot laser grown by droplet epitaxy : Effects of post-growth annealing on structural and optical properties. Journal of Crystal Growth 301 (2007) : 740-743.
- [31] Thet, C.C., Kanjanachuchai, S., and Panyakaew, S. Growth of InAs quantum-dot hatches on InGaAs/GaAs cross-hatch virtual substrates. Microelectronic Engineering 84 (2007) : 1562-1565

- [32] Zhang, C. L., Xu, B., Wang, Z. G., Jin, P., and Zhao, F.A. Development of cross-hatch grid morphology and its effect on ordering growth of quantum dots. Physica E 25 (2004) : 592-596.
- [33] Thet, C.C. Growth and Characterisation of Ordered InAs Quantum Dots on Cross-hatch Virtual Substrate. Ph.D.'s thesis, Department of Electrical Engineering Faculty of Engineering Chulalongkorn University, 2006.
- [34] Limwongse, T. Evolution Of InAs Quantum Dots Grown On Cross-hatch Substates. Master Degree's thesis, Department of Electrical Engineering Faculty of Engineering Chulalongkorn University, 2006.
- [35] Vdovin, V.L. Nature and origin of pure edge dislocations in low mismatched epitaxial structure, Journal of Crystal Growth 172 (1997) : 58-63.
- [36] Hongland, R.G., Hirth, J.P., Misra, A., and Martin. D. Influence of surface step on glide of threading dislocations during layer growth. Applied Physics Letter 84 (2004) : 5136-5138.
- [37] Zeghbroeck, B.V. Principles of Semiconductor Devices. Colorado University, 2006.
- [38] Grundmann, M. The Physics of semiconductors. Springer, 2006.
- [39] Reed, M. A., Randall, J.N., Aggarwal, R.J., Matyi, R.J., Moore, T.M., and Wetsel, A.E. Observation of discrete electronic states in a zero-dimensional semiconductor nanostructure. Physics Review Letter 60(1987): 535-537
- [40] Suraprapapich, S., Kanjanachuchai, S., Thainoi, S., and Panyakeow, S. Ordered quantum dots formation on engineered template by molecular beam epitaxy. Microelectronic Engineering 78-79 (2005) : 349-352
- [41] Herman, M. A., and Sitter, H. Molecular Beam Epitaxy Fundamental and Current Status. Springer-Verlag, Berlin, 1989.
- [42] Sears, K., Mokkaapati, S., Tan, H.H., and Jagadish, C. In(Ga)As/GaAs Quantum Dots Grown by MOCVD for Opto-electronic Device Applications. Lecture Notes in Nanoscale Science and Technology, Self-Assembled Quantum Dots, (2007) : 359-404

- [43] Bansal, B. Gokhale, M.R., Bhattacharya, A., and Arora, B.M. Growth kinetics effects on self-assembled InAs/InP quantum dots, Applied Physics Letter 87 (2005) : 203104 - 203104
- [44] Yamaguchi, K., Saito, Y., and Ohtsubo, R., Size-shrinkage effect of InAs quantum dots during a GaAs capping growth. Applied Surface Science 190 (2002) : 212-217
- [45] Songmuang, R., Kiravittaya, S., and Schmidt, O.G. Shape evolution of InAs quantum dots during overgrowth. Journal of Crystal Growth 249 (2003) : 416-421
- [46] Kastner, M.A. The single electron transistor and artificial atoms, Annals Physics (Leipzig) 9 (2000) : 885 – 894.
- [47] Snider, G., and et al. Quantum-dot cellular automata. Papers of microprocesses and nanotechnology conference , Yokohama, Japan (1999) : 90–91.
- [48] Kiravittaya, S., Heidemeyer, H., and Schmidt, O.G. In(Ga)As Quantum Dot Crystals on Patterned GaAs(001) Substrates. Lateral Alignment of Epitaxial Quantum Dots (2007) : 489-511
- [49] Qian, X. Li, J. Wasserman, D. Goodhue, W. D., Uniform InGaAs quantum dot arrays fabricated using nanosphere lithography. Applied Physics Letter 93, (2008) : 231907
- [50] Wang, Z.M., and Salamo, G.J. Towards Quantum Dot Crystals Via Multilayer Stacking on Different Indexed Surfaces, Lateral Alignment of Epitaxy Quantum Dots (2007) : 325-345.
- [51] Wang, Z.M., Holmes, K., Mazur, Yu.I., and Salamo, G.J., Fabrication of .In,Ga.As quantum-dot chains on GaAs(100), Applied Physics Letter 84 (2004) : 1931-1933
- [52] Bhattacharya, P., and et al. Properties of Lattice matched and Strained Indium Gallium Arsenide. INSPEC, London, 1993.
- [53] Chang, K.H., Gibala, R., and Srolovitz, D.J. Crosshatched surface morphology in strained III – V semiconductor films, Japanese Journal of Applied Physics 69 (2005) : 4093-4098.

- [54] Tamura, M., Hashimoto, A., and Nakatsugawa, Y. Threading dislocations in $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ heterostructure, Japanese Journal of Applied Physics, 72 (1992) : 3398-3405.
- [55] Romanov, A.E., Pompe, W., Mahtis, S., Beltz, G.E., and Speck, J.S. Threading Dislocation Reduction in Strained Layers. Journal of Applied Physics 85 (1999) : 182-192.
- [56] Andrews, A.M., Speck, J.S., Romanov, A.E., Bobeth, M., and Pompe, W. Modeling Crosshatch Surface Morphology in Growing Mismatched Layer. Journal of Applied Physics 91 (2002) : 1933-1943.
- [57] Andrews, A. M., Lesar, R., Kerner, M.A., and Speck, J.S. Modeling Crosshatch Surface Morphology in Growing Mismatched Layer Part II: Periodic boundary conditions and dislocation groups. Journal of Applied Physics 95 (2004) : 6032-6047.
- [58] Wu, J., Li, W., Fan, T.W., and Wang, Z.G. Breaking up of misfit dislocations in $\text{GaAs}/\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}/\text{GaAs}$ heterostructure, Applied Physics Letter 67, (1995) : 846-847.
- [59] Wang, S.M., Thordson, J.V., Anderson, T.G., Jian, S., Yang, L.X., and Shen, S.C. Influence of cap layer thickness on optical quality in $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}/\text{GaAs}$ single quantum wells. Applied Physics Letter 65 (1994) : 336
- [60] Kim, K.M., Park, Y.J., Park, Y.M., and Hyon, C.K. Alignment of InAs quantum dots on a controllable strain-relaxed substrate using an InAs/GaAs superlattice. Journal of Applied Physics 92 (2002) : 5453-5456
- [61] Voigtländer, B. Formation of Two-Dimensional Si/Ge Nanostructures Observed by STM, Quantum Dots: Fundamentals, Applications, and Frontiers 190 (2005) : 43-54
- [62] http://en.wikipedia.org/wiki/Turbomolecular_pump
- [63] <http://www.mbe-komponenten.de/products/manipulation/sh-o.html>
- [64] <http://www.tectra.de/k-cell.htm>
- [65] http://en.wikipedia.org/wiki/Hot_filament_ionization_gauge
- [66] http://en.wikipedia.org/wiki/Reflection_high_energy_electron_diffraction

- [67] http://en.wikipedia.org/wiki/Quadrupole_mass_analyzer
- [68] <http://www.stev.gb.com/science/spectroscopy.html>
- [69] Thudsalingkarnsakul, N., Effective One-Dimensional Electronics Structure Of InGaAs Quantum Dot molecules. Master Degree's thesis, Department of Electrical Engineering Faculty of Engineering Chulalongkorn University, 2008.
- [70] http://commons.wikimedia.org/wiki/File:Atomic_force_microscope_block_diagram_v2.svg
- [71] Franchi, S., Trevisi, G., Seravalli, L., and Frigeri, P. Quantum dot nanostructures and molecular beam epitaxy. Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials 47 (2003) : 166-195.
- [72] <http://comp.uark.edu/~jchakhal/REED.htm>
- [73] Franke, T., Kreutzer, P., Zacher, Th., Naumann, W., and Anton, R. In situ RHEED, AFM, and REM investigations of the surface recovery of MBE grown GaAs (0 0 1)-layers during growth interruptions. Journal of Crystal Growth 193 (1998) : 451-459.
- [74] Daruka, I., and Barabasi, A.L. Dislocation-free island formation in heteroepitaxial growth: A study at equilibrium. Physical Review Letters 79 (1997) : 3708-3711.
- [75] Lee, J.W., Schuh, D., Bichler, M., and Abstreiter, G. Advanced Study of Various Characteristics Found in RHEED Patterns During The Growth of InAs Quantum Dots on GaAs (001) Substrate by Molecular Beam Epitaxy. Applied Surface Science 228 (2004) : 306-312.
- [76] Suraprapapich, S., Thainoi, S., Kanjanachuchai, S., and Panyakeow, S. Self-Assembled Quantum Dot Molecules by Molecular-Beam Epitaxy. Journal of Vacuum Science Technology B 23 (2005) : 1217-1220.
- [77] Kiravittaya, S., Nakamura, Y., Schmidt, O.G. Photoluminescence linewidth narrowing of InAs/GaAs self-assembled quantum dots. Physica E 2002; 13: 224-228.
- [78] Wang, S.M., and et al. Localized formation of InAs quantum dots on shallow-patterned GaAs(100). Applied Physics Letters 88 (2006): 233102(1)-233102(3).

- [79] Kiravittaya, S., Homogeneity Improvement of InGaAs/GaAs Self-assembled Quantum Dots Grown by Molecular Beam Epitaxy. Ph.D.'s thesis, Department of Electrical Engineering Faculty of Engineering Chulalongkorn University, 2002.
- [80] Thet, C.C., Panyakeow, S., and Kanjanachuchai, S. Growth of InAs quantum-dot hatches on InGaAs/GaAs cross-hatch virtual substrates, Microelectronic Engineering 84 (2007) : 1562–1565.
- [81] Kanjanachuchai, S., Maitreeboriraks, M., Thet, C.C., Limwongse, T., and Panyakeow, S. Self-assembled InAs quantum dots on cross-hatch InGaAs templates: Excess growth, growth rate, capping and preferential alignment. Microelectronic Engineering 86 (2009) : 844–849.
- [82] Songmaung, R. Study on growth and In-situ processing of InAs self-organized quantum dots for long wavelength application. Ph.D.'s thesis, Department of Electrical Engineering Faculty of Engineering Chulalongkorn University, 2003.
- [83] Lee, S.J., Lee, J.I., Kim, M.D., and Noh, S.K. Photoluminescence study of InAs quantum dots with a bimodal size distribution. Journal of the Korean Physical Society 42 (May 2003): 686-690.
- [84] Krishna, S., Zhu, D., Xu, J., Linder, K.K., Qasaimeh, O., Bhattacharya, P., and Huffaker, D.L. Structural and luminescence characteristics of cycled submonolayer InAs/GaAs quantum dots with room-temperature emission at 1.3 μm . Journal of Applied Physics 86 (1999) 6135-6138.
- [85] Chit Swe, N.T., ., Optical polarization property of laterally aligned quantum dots. Ph.D.'s thesis, Department of Electrical Engineering Faculty of Engineering Chulalongkorn University, 2007
- [86] Gérard, J.M., Génin, J.B., Lefebvre, J., Moison, J.M., Lebouché, N., and Barthe, F. Optical investigation of the self-organized growth of InAs/GaAs quantum boxes. Journal Of Crystal Growth 150 (1995) : 351-356.

- [87] Heitz, R., Ramachandran, T.R., Kalburge, A., Xie, Q., Mukhametzhanov, I., Chen, P., and Madhukar, A. Observation of Reentrant 2D to 3D Morphology Transition in Highly Strained Epitaxy: InAs on GaAs. Physics Review Letters 78 (1997) : 4071-4074.
- [88] Duarte, C.A., and et al. Influence of the temperature on the carrier capture into self-assembled InAs/GaAs quantum dots. Journal Of Applied Physics 93 (2003) : 6279.
- [89] Sun, X., Liu, J., Kimerling, L.C., and Michel, J. Direct gap photoluminescence of n-type tensile-strained Ge-on-Si. Applied Physics Letters 95 (2009) : 011911(1)-011911(2)
- [90] Wohlert, D.E., Chou, S.T., Chen, A.C., Cheng, K.Y., and Hsieh, K.C. Observation of temperature-insensitive emission wavelength in GaInAs strained multiple-quantum-wire heterostructures. Applied Physics Letters 68 (1996) : 2386-2388.
- [91] Miyake, Y., Hirayama, H., Kudo, K., and Tamura, S. Room-temperature operation of GaInAs/GaInAsP/InP SCH lasers with quantum-wire size active region. IEEE Journal of Quantum Electronics 29 (1993) : 2123-2133.
- [92] Gammon, D., Rudin S., Reincke, T.L., Katzer, D.S., and Kyono, C.S. Phonon broadening of excitons in GaAs/Al_xGa_{1-x}As quantum wells. Physical Review B 51 (1995) : 16785-16789.
- [93] Varshni, Y.P. Temperature dependence of the energy gap in semiconductors. Physica 34 (1967) : 149-154.
- [94] Jeon, S.M., and et al. Influence of InAs Coverage on Transition of Size Distribution and Optical Properties of InAs Quantum Dots. ACTA Physica Polonica A 118 (2010) : 673-676.
- [95] Lu, X., Vaillancourt, J., and Wen, H. Temperature-dependent energy gap variation in InAs/GaAs quantum dots. Applied Physics Letters 96 (2010) : 173105.
- [96] Leon, R., Kim, Y., Jagadish, C., Gal, M., Zou, J., and Cockayne, D.J.H. Effects of interdiffusion on the luminescence of InGaAs/GaAs quantum dots. Applied Physics Letters 69 (1996) : 1888.

ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

นายมนดินนท์ ไมตรีบริรักษ์ เกิดเมื่อวันที่ 6 กุมภาพันธ์ พุทธศักราช 2528 อาศัยอยู่บ้านเลขที่ 211/46 ถนนนนทรี แขวงช่องนนทรี เขตยานนาวา กรุงเทพมหานคร จบการศึกษาระดับมัธยมศึกษาจากโรงเรียนบดินทรเดชา (สิงห์ สิงหเสนี) ปีการศึกษา 2545 และจบการศึกษาระดับอุดมศึกษา ปริญญาวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิศวกรรมไฟฟ้า จาก จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ปีการศึกษา 2549



ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย