

การแปลงแสงจากอินเดียมอาร์เซไนด์ควอนตัมดอทโมเลกุล

นายนิรัตน์ พัฒนเสมากุล

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า
คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
ปีการศึกษา 2554
ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

บทคัดย่อและแฟ้มข้อมูลฉบับเต็มของวิทยานิพนธ์ตั้งแต่ปีการศึกษา 2554 ที่ให้บริการในคลังปัญญาจุฬาฯ (CUIR)
เป็นแฟ้มข้อมูลของนิสิตเจ้าของวิทยานิพนธ์ที่ส่งผ่านทางบัณฑิตวิทยาลัย

The abstract and full text of theses from the academic year 2011 in Chulalongkorn University Intellectual Repository (CUIR)
are the thesis authors' files submitted through the Graduate School.

OPTICAL EMISSION FROM InAs QUANTUM DOT MOLECULES

Mr.Nirat Patanasemakul

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 2011

Copyright of Chulalongkorn University

หัวข้อวิทยานิพนธ์

การเปล่งแสงจากอินเดียมอาร์เซไนด์ควอนตัมดอทโมเลกุล

โดย

นายนิรัตน์ พัฒนเสมากุล

สาขาวิชา

วิศวกรรมไฟฟ้า

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

รองศาสตราจารย์. ดร. ทรงพล กาญจนชูชัย

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้บัณฑิตวิทยาลัย
เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

..... คณบดีคณะวิศวกรรมศาสตร์

(รองศาสตราจารย์ ดร. บุญสม เลิศหิรัญวงศ์)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

..... ประธานกรรมการ

(ศาสตราจารย์ ดร. สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว)

..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

(รองศาสตราจารย์ ดร. ทรงพล กาญจนชูชัย)

..... กรรมการ

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. สกฤตธรรม เสนาะพิมพ์)

..... กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย

(ดร. ชัญชนา ธนชยานนท์)

นิรันดร์ พัฒนเสมากุล: การเปล่งแสงจากอินเดียมอาร์เซไนด์ควอนตัมดอทโมเลกุล.
(OPTICAL EMISSION FROM InAs QUANTUM DOT MOLECULES) อ. ที่ปรึกษา
วิทยานิพนธ์หลัก :รศ.ดร.ทรงพล กาญจนชูชัย, 92 หน้า.

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้รายงานการปลูกและสมบัติทางแสงของควอนตัมดอทโมเลกุล (QDMs) ซึ่งประกอบด้วย ควอนตัมดอทกลาง (cQDs) และ ควอนตัมดอทบริวาร (sQDs) cQDs และ sQDs มีทั้งการเกิดและขนาดกระจายตัวต่างกัน ทำให้มีสเปกตรัมที่ต่างกัน โครงสร้าง QDMs ถูกเตรียมขึ้นโดยการปลูกซ้ำของ InAs บนแม่แบบหลุมนาโน (nanohole) ดังนั้นสมบัติของ cQDs และ sQDs จึงได้รับผลกระทบจากโครงสร้างหลุมนาโนชั้นล่าง โครงสร้างและสมบัติทางแสงของ QDMs ถูกศึกษาควบคู่กันไปโดยเปลี่ยนความหนาการกลบและการปลูกซ้ำ ผล PL ตามอุณหภูมิของ QDMs แสดงพฤติกรรมแบบ 2 กลุ่มที่เป็นเอกลักษณ์ ต่างจากโครงสร้าง QDs หรือโครงสร้างนาโนอื่น ซึ่งเป็นผลจาก QDMs มีขนาด QDs กระจายตัวเป็น 2 กลุ่ม

สเปกตรัมของ QDMs อธิบายได้ด้วยฟังก์ชัน Gaussian หลายฟังก์ชัน ซึ่งแสดงการเปล่งแสงจากระดับพลังงานพื้นจาก cQDs และ sQDs การเปล่งแสงของ cQDs ขึ้นกับความหนาของชั้นกลบอย่างมาก และแทบจะเป็นอิสระต่อความหนาปลูกซ้ำ ในขณะที่การเปล่งแสงของ sQDs ขึ้นกับพารามิเตอร์ทั้ง 2 ตัว ยิ่งชั้นกลบหนา สเปกตรัมของ cQDs ก็ยังมีระดับพลังงานต่ำ เมื่อชั้นกลบหนา 6 ML สเปกตรัมของ cQDs อยู่ในช่วง 1.16-1.19 eV และเมื่อชั้นกลบหนา 25 ML ระดับพลังงานทั้งช่วงจะลดลง (red-shifted) มาที่ 1.05-1.07 eV การเปล่งแสงของ sQDs ต้องปลูกซ้ำหนาขึ้นเมื่อชั้นกลบหนาขึ้น มิฉะนั้น sQDs จะเกิดขึ้นไม่สมบูรณ์และไม่ปรากฏการเปล่งแสงจาก sQDs สเปกตรัมของ sQDs เมื่อชั้นกลบและปลูกซ้ำหนาเหมาะสม อยู่ในช่วง 1.11-1.21 eV ความกว้างที่ครึ่งของยอด (FWHM) ของ cQDs และ sQDs มีค่า 20-35 และ 60-75 meV ตามลำดับ ผล PL ตามอุณหภูมิแสดงให้เห็นว่า เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น สถานะพื้นของ cQDs มีพลังงานที่ลดลงอย่างช้าๆ ขณะที่ FWHM มีค่าเกือบคงที่ ในทางตรงกันข้าม สถานะพื้นของ sQDs เปลี่ยนแปลงแบบ sigmoidal ขณะที่ FWHM เปลี่ยนแปลงอย่างไม่สม่ำเสมอ เป็นผลจากการกระจายตัวใหม่ของคูพาหะภายในและระหว่างโมเลกุล การซ้อน QDMs 2 ชั้นที่มีเงื่อนไขการปลูกต่างกันทำให้โครงสร้างสามารถเปล่งแสงได้ในช่วงกว้าง โครงสร้าง QDMs ซ้อน 2 ชั้นซึ่งยังไม่ถูกปรับให้เหมาะสมที่สุดแสดง FWHM ที่ 170 meV ส่วนนี้สามารถเป็นผลที่สำคัญสำหรับทฤษฎีโฟโตโวลตาอิก

ภาควิชา.....วิศวกรรมไฟฟ้า.....ลายมือชื่อ.....
สาขาวิชา.....วิศวกรรมไฟฟ้า.....ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก.....
ปีการศึกษา.....2554.....

5270675721: MAJOR ELECTRICAL ENGINEERING

KEYWORDS : InAs QD/ QDM/ characterization/Photoluminescence

NIRAT PATANASEMAKUL: OPTICAL EMISSION FROM InAs QUANTUM DOT MOLECULES. ADVISOR : ASSOC.PROF.SONGPHOL KANJANACHUCHAI, Ph.D., 92 pp.

This thesis reports the growth and optical properties of quantum dot molecules (QDMs) which consist of central quantum dots (cQDs) and satellite quantum dots (sQDs). cQDs and sQDs have different formation and size distribution, resulting in two different spectra. QDMs structure is prepared by the regrowth of InAs on nanohole template, so cQDs and sQDs' properties are affected by underlying nanoholes. By varying the capping and regrowth thicknesses, the structural and optical properties of QDMs are systematically studied. Temperature-dependent photoluminescence (PL) measurements show that, unlike as-grown QDs or other nanostructures, the QDMs exhibit a unique bimodal optical characteristics resulting from bimodal QD size distribution.

QDMs' spectrum is well described by multiple Gaussian functions and show at least two ground-state (GS) emissions from cQDs and sQDs. cQDs emission depends mostly on the capping thickness and is almost independent to regrowth thickness while sQDs emission depends on both parameters. The thicker the capping layer the lower the cQD's GS peak energy. At 6-ML capping thickness, the cQDs spectrum covers the 1.16-1.19 eV range. At 25 ML, the entire range is red-shifted to 1.05-1.07 eV. sQDs emission requires a thicker regrowth as the capping thickness increases, otherwise the sQDs are not properly formed and sQDs emission will be absent. With proper capping and regrowth thicknesses sQDs spectrum covers the 1.11-1.21 eV range. The full-width at half-maxima (FWHM) of cQDs and sQDs spectra are 20-35 and 60-75 meV, respectively. Temperature-dependent PL shows that, as the temperature increases, the cQDs' GS emission slowly red-shifts while the FWHM is almost constant. The sQDs' GS emission, on the other hand, exhibits a sigmoidal temperature shift while the FWHM shows a non-monotonous behavior resulting from inter- and intramolecular carrier redistributions. Stacking QDMs with different growth parameters results in broadband emission. A non-optimized double QDM stack structure exhibits a 170-meV FWHM. This can also have important consequences for photovoltaic applications.

Department : Electrical Engineering..... Student's Signature

Field of Study : Electrical Engineering... Advisor's Signature

Academic Year : 2011.....

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สามารถสำเร็จได้ตามที่เป้าหมายวาง ด้วยความช่วยเหลือและสนับสนุนจากผู้มีพระคุณทั้งหลายในห้องปฏิบัติการวิจัยสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำ ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ขอขอบคุณอาจารย์ที่ปรึกษา รศ. ดร. ทรงพล กาญจนชูชัย ที่ช่วยเหลือ ดูแล และให้คำปรึกษา ขอขอบคุณพี่ๆ ห้องธุรการ พี่ศุภโชค และพี่ขวัญเรือน ไทยน้อย พี่พรชัย ช่างม่วง และพี่พัฒนา พันธุ์วงศ์ ที่ให้ความช่วยเหลือด้านงานธุรการ งานเทคนิค และความพร้อมของอุปกรณ์ ขอขอบคุณพี่ๆ และเพื่อนๆ ปริญญาโท และปริญญาเอกที่ให้การชี้แนะและความช่วยเหลือในการปฏิบัติงาน ขอขอบคุณคณะกรรมการสอบอนุมัติหัวข้อวิทยานิพนธ์ และสอบจบการศึกษา ประกอบไปด้วย ศ. ดร. สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว และ ดร. ชัญชนา ธนชยานนท์ และ ดร. สกฤต ธรรม เสนาะพิมพ์ ขอขอบคุณคณะอาจารย์ในห้องวิจัยที่ให้การศึกษาค้นคว้าความรู้ด้านวิชาการ และขอขอบคุณครอบครัวของผู้เขียนที่ให้ความสนับสนุนในการเรียนต่อ และให้การดูแลและคำปรึกษาอย่างดีตลอดมา

ผู้เขียนขอขอบพระคุณสำนักงานกองทุนสนับสนุนงานวิจัย ศูนย์วิจัยร่วมเฉพาะทางด้านส่วนประกอบฮาร์ดดิสก์ไดรฟ์ (I/UCRC in HDD Component) คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยขอนแก่น (CPN R&F 01-18-53) Asian Office of Aerospace R&D (AOARD) Asahi Glass Foundation ศูนย์เทคโนโลยีอิเล็กทรอนิกส์และคอมพิวเตอร์แห่งชาติ (NECTEC) ศูนย์นาโนเทคโนโลยีแห่งชาติ (NANOTEC) และสำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ (NSTDA) ที่สนับสนุนทุนการศึกษาและทุนวิจัย

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ฅ
สารบัญภาพ.....	ญ
บทที่ 1 บทนำ.....	1
บทที่ 2 ความรู้พื้นฐาน.....	5
2.1 โครงสร้างระดับนาโน.....	5
2.2 โครงสร้างควอนตัมดอท.....	10
2.2.1 การสร้างควอนตัมดอทแบบทำจากบนลงล่าง.....	10
2.2.2 การสร้างควอนตัมดอทแบบทำจากล่างขึ้นบนหรือประกอบตัวเอง.....	11
2.2.3 วัสดุ.....	14
2.2.4 การเปล่งแสงจากควอนตัมดอท.....	16
2.3 แนวทางการควบคุมสมบัติทางแสงของ InAs ควอนตัมดอท.....	19
2.4 ควอนตัมดอทโมเลกุล.....	24
บทที่ 3 รายละเอียดการทดลอง.....	27
3.1 ระบบปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล.....	27
3.1.1 การวิเคราะห์รูปแบบ RHEED.....	33
3.2 รายละเอียดในการปลูกผลึก.....	37
3.3 การวัดสมบัติของชิ้นงาน.....	42
3.2.1 ระบบวัดโฟโตลูมิเนสเซนส์.....	42
3.2.2 การวัดผิวหน้าด้วยกล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม.....	44

บทที่ 4 ผลการทดลองและการวิเคราะห์.....	46
4.1 หลุมนาโน.....	46
4.2 ควอนตัมดอทโมเลกุล.....	50
4.3 พฤติกรรมทางแสงตามคุณสมบัติของควอนตัมดอทโมเลกุล.....	56
4.3.1 การเปลี่ยนแปลงยอดการเปล่งแสงพื้นตามคุณสมบัติ.....	59
4.3.2 การเปลี่ยนแปลง FWHM ตามคุณสมบัติ.....	60
4.3.3 การลดลงของความเข้มแสง.....	61
4.4 ควอนตัมดอทโมเลกุลซ้อน.....	62
บทที่ 5 สรุปผลการทดลอง.....	65
รายการอ้างอิง.....	67
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์.....	79

สารบัญตาราง

ตารางที่		หน้า
4.1	แสดงพารามิเตอร์ที่ใช้เตรียมชิ้นงาน และรหัสที่ใช้ในการเรียกชิ้นงาน โดย D คือ ขนาดควอนตัมดอตตั้งต้น (ML) I คือเวลาซัดจิ้งหะปลูก (s) C ความหนาชั้นกอลบ (ML) และ R ความหนาปลูกซ้ำ (ML).....	51
4.2	แสดงความสูงความกว้างของ cQDs และ sQDs และค่าตำแหน่งยอดและความกว้างที่ครึ่งหนึ่งของค่าสูงสุด (FWHM) ของฟังก์ชัน Gaussian ที่ใช้จำลองสเปกตรัมของการเปล่งแสงจาก cQDs และ sQDs ของแต่ละชิ้นงาน.....	53
4.3	แสดงความสูงความกว้างของ cQDs และ sQDs และค่าตำแหน่งยอดและ FWHM ของฟังก์ชัน Gaussian ที่ใช้จำลองสเปกตรัมของการเปล่งแสงจาก cQDs และ sQDs ของชิ้นงาน A, B และ C.....	57

สารบัญญภาพ

ภาพที่	หน้า
2.1	(ก) ลักษณะระดับพลังงานไม่ต่อเนื่องของอะตอมเดี่ยว (ข) เมื่ออะตอมเข้าใกล้กันทำให้ระดับพลังงานแยกออกเป็นหลายระดับพลังงาน (ค) อะตอมเข้าใกล้จนเกิดเป็นวัสดุระดับพลังงานมีลักษณะเป็นแถบพลังงาน..... 5
2.2	ลักษณะทางกายภาพของโครงสร้างเฮเทอโร, โครงสร้างแถบพลังงานและพฤติกรรมของพาหะภายในโครงสร้างเฮเทอโรแบบที่ 1 (ก) และแบบที่ 2 (ข) ที่แตกต่างกันจากการเปลี่ยนวัสดุที่ใช้ 6
2.3	ลักษณะทางกายภาพ และการเคลื่อนที่ของพาหะที่มีได้ภายในโครงสร้าง (ก) ขนาดใหญ่ (ข) ควอนตัมเวลล์ (ค) ควอนตัมไวร์ (ง) ควอนตัมดอต 7
2.4	ลักษณะทางกายภาพและความหนาแน่นของสถานะของโครงผลึกในโครงสร้าง (ก) ขนาดใหญ่ (ข) ควอนตัมเวลล์ (ค) ควอนตัมไวร์ และ (ง) ควอนตัมดอต [2]..... 10
2.5	กระบวนการสร้างควอนตัมดอตโดย ก) การทำลิโธกราฟีและการกัดด้วยเคมี ข) การเตรียมรูปแบบผิวหน้าก่อนการปลูก..... 11
2.6	แผนภาพเฟสสมดุล (equilibrium phase diagram) ในระบบการปลูกที่มีความแตกต่างของค่าโครงผลึกในฟังก์ชันของปริมาณสารที่ปลูก (deposited atom) และความแตกต่างของค่าโครงผลึก (E) เฟสแต่ละรูปแบบถูกแบบด้วยเส้นขอบเขต $Hc_1(E)$: FM-R ₁ FW-SK ₁ ; $Hc_2(E)$: SK ₁ -R ₂ ; $Hc_3(E)$: SK ₂ -SK ₁ ; $Hc_4(E)$ VM-SK ₂ , VM-R ₃ โดยภาพประกอบด้านบนและล่างแสดงโครงสร้างที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าสามเหลี่ยมเล็กสีขาวแทนเกาะ 3 มิติที่มีเสถียรภาพ สามเหลี่ยมใหญ่ที่ระบายสีด้านในแทนเกาะ 3 มิติขนาดใหญ่ (ripening island) [34]..... 12
2.7	(ก) ลักษณะความเครียดที่เกิดขึ้นบริเวณรอยต่อระหว่างวัสดุที่มีค่าโครงผลึกต่างกัน และ (ข) การเกิดควอนตัมดอตในกระบวนการปลูกแบบ SK เมื่อมีปริมาณสารที่ปลูกมากพอ [35] 13
2.8	แผนภาพแสดงความสัมพันธ์ค่าโครงผลึกและช่องว่างพลังงานของสารประกอบกึ่งตัวนำแต่ละชนิดที่อุณหภูมิห้อง เส้นเชื่อมแสดงความสัมพันธ์ของค่าโครงผลึกและช่องว่างพลังงานระหว่างสารประกอบ 2 ชนิด เส้นสีแดงคือมีช่องว่างพลังงานแบบตรง (direct gap) และเส้นสีฟ้าคือมีช่องว่างพลังงานแบบไม่ตรง (indirect gap) ในระบบ III-V [36]..... 15
2.9	แผนภาพแถบพลังงานการเปลี่ยนระดับพลังงานของอิเล็กตรอนจากแถบเวเลนซ์ไปสู่แถบการนำ โดย (ก) การรับพลังงานจากโฟตอน เมื่อสารกึ่งตัวนำเป็นแบบตรง และ (ข) รับพลังงานจากโฟตอนและโมเมนตัมจากโฟนอน เมื่อสารกึ่งตัวนำเป็นแบบไม่ตรง 15
2.10	แสดงการกระจายตัวของพาหะในแถบพลังงาน (รูปบน) และสเปกตรัมแสงที่ออกมาจากโครงสร้าง (รูปล่าง) ของสารกึ่งตัวแบบตรงที่เป็น (ก) วัสดุขนาดใหญ่ และ (ข) ควอนตัมดอต 17
2.11	แผนภาพโครงสร้างแถบของแถบการนำ (CB) และเวเลนซ์ (VB) ในควอนตัมดอต (QD) 17

2.12	แสดงการเปลี่ยนสมบัติทางแสงของควอนตัมดอต (n) กรณีเปลี่ยนขนาด เมื่อควอนตัมดอตมีขนาดเล็กลงทำให้มีพลังงานกักกันสูงขึ้นจึงมีระดับพลังงานสูงขึ้นและเมื่อมีขนาดใหญ่ขึ้นจะมีพลังงานกักกันต่ำลงทำให้ระดับพลังงานต่ำลง (ข) กรณีเมื่อมีการกระตุ้นด้วยปริมาณโฟตอนมากจนทำให้อิเล็กตรอนสามารถขึ้นไปครอบครองพลังงานสถานะกระตุ้นทำให้เกิดการเปล่งแสงจากทั้งสองสถานะ.....	18
2.13	แสดงภาพ AFM ของควอนตัมดอตที่ปลูกด้วยอัตราปลูก (n) 0.2, (ข) 0.04 และ (ค) 0.01 ML/s ตามลำดับ [49]	20
2.14	(n) ภาพ Hi-resolution electron microscopy (HREM) ของ InAs ควอนตัมดอตที่ไม่ได้ถูกกลบและ (ข) ที่ถูกกลบด้วย GaAs [60].....	20
2.15	โครงสร้างแถบของ InAs/GaAs ควอนตัมดอต, InAs ควอนตัมดอตที่กลบด้วยชั้น InGaAs และ InGaAs ควอนตัมดอตที่กลบด้วยชั้น AlGaAs ตามลำดับ [55].....	21
2.16	(n) ภาพแสดงควอนตัมดอตหลายชั้นที่มีชั้นคั่นหนา 49 nm ควอนตัมดอตในแต่ละชั้นจึงเกิดขึ้นก่อตัวอย่างอิสระ และ (ข) ที่มีชั้นคั่นหนา 9 nm ควอนตัมดอตก่อตัวเรียงตัวกันในแนวตั้ง [62].....	22
2.17	แผนภาพแสดงการเปลี่ยนโครงสร้างบริเวณควอนตัมดอต ทำให้ชั้นกลบบริเวณยอดของควอนตัมดอตเกิดความเครียดแล้ว อะตอมของ In ที่ปลูกต่อมาจึงเลือกที่จะมาอยู่ในบริเวณที่มีควอนตัมดอตอยู่ด้านล่าง หากชั้นคั่นไม่มีความหนาเพียงพอที่จะลดผลจากความเครียดให้หายไป.....	22
2.18	ภาพ AFM ของ InAs ควอนตัมดอต บน GaAs ที่ยังไม่ถูกกลบ (0 nm), กลบไม่สมบูรณ์ (1, 2, 4 nm), และกลบหมด (6, 10 nm) (แถวซ้าย) ภาพตัดขวาง 1 มิติของควอนตัมดอตสุ่มจากภาพ AFM (แถวกลาง) และ แบบร่างของควอนตัมดอตและชั้นกลบที่เขียนจากภาพตัดขวาง 1 มิติ (แถวขวา) [74].....	23
2.19	แผนภาพระดับพลังงานศักย์เคมี (chemical potential) ซึ่งเป็นพลังงานรวมของโครงสร้างในแต่ละตำแหน่งของควอนตัมดอตปกติและควอนตัมดอตที่อยู่ระหว่างกลบ [75].....	24
2.20	QDM จากการปลูก InAs เป็นปริมาณ (a) 0 ML, (b) 0.8 ML, (c) 1.4 ML, (d) และ (e) 1.6 ML, (f) และ (g) 2.0 ML, (h) และ (i) 2.4 ML บนเนิน GaAs [66].....	25
2.21	ภาพ AFM (n) ของหลุมนาโนหลังการกลบด้วยชั้น GaAs บาง (ข) ของ QDM หลังการปลูก InAs ซ้ำ	26
3.1	(n) ภาพจริงและ (ข) แผนภาพของเครื่องปลูกผลึกด้วยลำไมเลกุล	28
3.2	แผนภาพการทำงานของปั๊มไดอะแฟรม	29
3.3	(n) รูปถ่ายและ (ข) แผนภาพแสดงการทำงานของปั๊มเทอร์โบ	30
3.4	การเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิในกระบวนการทำความสะอาดด้วยความร้อนในห้องเตรียมขั้นต้น	30
3.5	แผนภาพโครงสร้างภายในของห้องปลูกผลึก [86]	31
3.6	แผนภาพการทำงานของเครื่องวิเคราะห์มวลสาร [87]	32

3.7 (ก) แผนภาพการทำงานของ RHEED และ (ข) ผลของการเลี้ยวเบนของลำอิเล็กตรอนมาปรากฏบนฉากฟอสเฟออร์..... 33

3.8 รูปแบบ RHEED ที่ผิวหน้าสถานะต่างๆ กัน (ก) ผิวหน้า GaAs ที่ขรุขระ (ข) ผิวหน้า GaAs ที่เรียบ (ค) ผิวหน้าที่มี InAs QD 34

3.9 รูปแบบ RHEED ที่สังเกตได้ในช่วงอุณหภูมิสูงกว่า t_1 และ t_4 มีรูปแบบ (ก), ในช่วงอุณหภูมิ t_1 ถึง t_2 และ t_3 ถึง t_4 มีรูปแบบ (ข) และในช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า t_2 และ t_4 มีรูปแบบ (ค) และแผนภาพลักษณะการปรับอุณหภูมิเทียบกับเวลาในขั้นตอนการหา T_{trans} 35

3.10 แสดงลักษณะของผิวหน้าชั้นงานเปรียบเทียบกับระดับความเข้มแสงของ RHEED ที่ปรากฏ [88]..... 36

3.11 การเปลี่ยนแปลงของรูปแบบ RHEED ในการปลูก InAs ลงบน GaAs (ก) สถานะที่ยังไม่มี QD ขึ้น (มี InAs หนา < 1.7 ML) (ข) สถานะที่เริ่มเกิด QD เป็น spotty pattern (มี InAs หนา ~ 1.7 ML) (ค) เกิด chevron ชัดเจน (มี InAs หนา > 1.7 ML) 36

3.12 การดำเนินการในการ De-gas ถ้าอุณหภูมิสูงสุดที่ต้องการใช้ของเซลล์ In และ Ga คือ 610 และ 840 ตามลำดับ ช่วงที่ 1 เป็น ช่วงเตรียมพร้อมระบบ ช่วงที่ 2 เป็น ช่วงการ De-gas และช่วงที่ 3 เริ่มวัดความดันไอของแต่ละเซลล์..... 37

3.13 การดำเนินการในการหา T_{de-ox} โดยสมมติว่าใช้ As ที่อุณหภูมิ 210 °C และมีค่า T_{de-ox} เท่ากับ 610 °C..... 39

3.14 การดำเนินการปลูกชั้น buffer และหาอุณหภูมิ transition โดยคาดว่าจะมี T_{trans} เท่ากับ 525 °C..... 40

3.15 ภาพตัดขวางของชั้นงานควอนตัมดอทโมเลกุลที่ปลูกด้วยวิธีกลบทับและปลูกซ้ำ [86] 41

3.16 ลำดับการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างและรูปแบบ RHEED ที่ปรากฏในแต่ละขั้นตอนในชั้น [86] 42

3.17 แผนภาพระบบการทำงานของการวัดโฟโตลูมิเนสเซนซ์ 43

3.18 แผนภาพส่วนประกอบและระบบการทำงานของอุปกรณ์กล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม [91] 45

4.1 การกระจายตัวและค่าเฉลี่ยของความลึกและความกว้าง และภาพตัดขวางในทิศ [1 -1 0] ของชั้นงานที่มีควอนตัมดอทตั้งต้น 1.8 ML และมีเวลาขัดจังหวะปลูก (ก) 30 (ข) 40 (ค) และ 80 วินาที เส้นทึบแทนโครงสร้างหลุมนาโนปกติ เส้นประแทนหลุมนาโนที่ราบลงและเริ่มเสียหาย..... 47

4.2 การกระจายตัวและค่าเฉลี่ยของความลึกและความกว้าง และภาพตัดขวางในทิศ [1 -1 0] ของชั้นงานที่มีควอนตัมดอทตั้งต้น 2.0 ML และมีเวลาขัดจังหวะปลูก (ก) 30 และ (ข) 60 วินาที เส้นทึบแทนโครงสร้างหลุมนาโนปกติ เส้นประแทนหลุมนาโนที่ราบลงและเริ่มเสียหาย เส้นไขปลาแทนเนินสูงที่เริ่มเป็นหลุมนาโนตื้น 48

4.3 การกระจายตัวและค่าเฉลี่ยของความลึกและความกว้าง และภาพตัดขวางในทิศ [1 -1 0] ของชั้นงานที่มีควอนตัมดอทตั้งต้น 2.0 ML และมีเวลาขัดจังหวะปลูก (ก) 60 วินาที และ (ข) 120 วินาที ซึ่งไม่โครงสร้างหลุมนาโนหรือเสียหายหมดแล้ว เส้นไขปลาแทนเนินสูงที่ไม่มีหลุมหรือเริ่มเป็นหลุมนาโนตื้น..... 48

ภาพที่	หน้า
4.4 การเปลี่ยนแปลง (ก) ความลึกและความกว้างเฉลี่ยของหลุมนาโน และ (ข) ความสูงและความกว้างเฉลี่ยของเนินนาโน ที่เวลาขัดจังหวะปลูกต่างๆ.....	49
4.5 ภาพตัดขวางของโครงสร้างที่ปลูก มีชั้นกลบ GaAs หนา x ML เวลาขัดจังหวะปลูกนาน t s แล้วจึงปลูก InAs ซ้ำ y ML	51
4.6 การกระจายตัวขนาดของ cQDs และ sQDs ในชั้นงาน (ก) n005c (ข) n005b (ค) n005d (ง) n005a (จ) n006a และ (ฉ) n006	52
4.7 ผล PL ที่อุณหภูมิ 20 K ของชั้นงาน (ก) n005c (ข) n005b (ค) n005d (ง) n005a (จ) n006a และ (ฉ) n006 วางเทียบกันในแนวตั้ง เส้นที่บแทนสเปกตรัมของ cQDs อยู่ด้านพลังงานต่ำ เส้นที่บแทนสเปกตรัมของ sQDs อยู่ด้านพลังงานสูง รูป(□) และ (■) แทนผลเมื่อพลังงานกระตุ้น 15 mW และ 5 mW ตามลำดับ รูปแทรกแสดงผล PL ของชั้นงาน n006c และชั้นที่ปลูกซ้ำหนา 1.0 และ 2.5 ML ด้วยเงื่อนไขอื่นเดียวกัน.....	54
4.8 ชั้นงาน A (D1.8C25G20R1.2) : (ก) ผล PL (ข) ตำแหน่งยอด และ (ค) FWHM ของสเปกตรัม cQDs (■) และ sQDs (□) ที่อุณหภูมิต่างๆ เส้นประในรูป (ก) แทนฟังก์ชัน Gaussian ที่จำลอง cQDs และ sQDs.....	58
4.9 ชั้นงาน B (D1.8C25G20R1.2) : (ก) ผล PL (ข) ตำแหน่งยอด และ (ค) FWHM ของสเปกตรัม cQDs (■) และ sQDs (□) ที่อุณหภูมิต่างๆ เส้นประในรูป (ก) แทนฟังก์ชัน Gaussian ที่จำลอง cQDs และ sQDs.....	58
4.10 ชั้นงาน C (D2.0C25G45R2.0) : (ก) ผล PL (ข) ตำแหน่งยอด และ (ค) FWHM ของสเปกตรัม cQDs (■) และ sQDs (□) ที่อุณหภูมิต่างๆ เส้นประในรูป (ก) แทนฟังก์ชัน Gaussian ที่จำลอง cQDs และ sQDs.....	59
4.11 เส้นทางการย้ายพาหะที่เป็นไปได้ในโครงสร้าง QDMs ทั้งหมด 5 เส้นทาง เส้นทาง I, II และ III เป็นการย้ายระหว่างโมเลกุล เส้นทาง IV และ V เป็นการย้ายภายในโมเลกุล.....	61
4.12 กราฟความเข้มแสงของสเปกตรัมของ cQDs และ sQDs ในฟังก์ชันของ $1/kT$ ในชั้นงาน (ก) A (ข) B และ (ค) C และค่า E_g ของ cQDs และ sQDs ในชั้นงานแต่ละชั้น.....	61
4.13 ผล PL ของชั้นงาน n005c (D1.8C6G30R1.4), n006c (D2.0C6G45R2.0) และควอนตัมดอตโมเลกุลชั้น 2 ชั้น (n007c) ที่มีเงื่อนไขเป็นของ n005c รวมกับ n006c และ FWHM ของสเปกตรัมรวมของแต่ละชั้นงาน เส้นประแทนผลรวมเชิงเส้น (linear combination) สเปกตรัมของ n005c และ n006c.....	63
4.14 ผล PL ของชั้นงานควอนตัมดอตโมเลกุลชั้น 2 ชั้น (n007b) โดยเปลี่ยนพลังงานกระตุ้นเป็น 15, 5 และ 0.5 mW แต่ละชั้นมีควอนตัมดอตตั้งต้นสูง 2.0 ML เวลาขัดจังหวะปลูก 45 วินาที ชั้นกลบนับจากบนลงล่างเป็น 6 และ 15 ML และปลูกซ้ำหนา 1.4 และ 1.9 ML ตามลำดับ (D2.0C6G45R1.4 + D2.0C6G45R1.4) รูปแทรกแสดงความสูงของยอดแต่ละยอด (1-4) ในฟังก์ชันของพลังงานกระตุ้น.....	64

บทที่ 1

บทนำ

ความเป็นมา

วัสดุสารกึ่งตัวนำได้รับความสนใจและมีการพัฒนาอย่างต่อเนื่อง ด้วยความสามารถในการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางไฟฟ้าผ่านการเจือสาร (doping) และมีความไวในการตอบสนองต่อปัจจัยภายนอก เช่น แสง ความร้อนและสนามไฟฟ้า ทำให้วัสดุสารกึ่งตัวนำสามารถนำมาประยุกต์เป็นอุปกรณ์ได้มากมาย เช่น อุปกรณ์ตรวจจับทางแสงและความร้อน เป็นต้น แต่ถึงกระนั้นสิ่งประดิษฐ์ที่มีโครงสร้างแบบสารเดี่ยว (Homosstructure) ก็ยังมีข้อจำกัดตามสมบัติธรรมชาติของวัสดุหนึ่งๆ จนกระทั่งมีการพัฒนาเป็นโครงสร้างที่ประกอบด้วยสารที่แตกต่างกันเรียกว่า โครงสร้างแบบเฮเทอโร (Heterosstructure) ซึ่งเป็นแนวทางที่ทำให้สิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำสามารถพัฒนาต่อไปได้ยิ่งขึ้น

โครงสร้างแบบเฮเทอโรเป็นการประกอบสารกึ่งตัวนำที่แตกต่างกันตั้งแต่ 2 สารขึ้นไปเข้าด้วยกันทำให้เกิดความแตกต่างของชั้นแถบพลังงานระหว่างสาร ลักษณะของโครงสร้างเช่นนี้ต่างจากโครงสร้างแบบก้อน (bulk) ที่เป็นสารเดี่ยวขนาดใหญ่ซึ่งพาหะสามารถเคลื่อนที่ได้อย่างอิสระในทุกทิศทาง ในโครงสร้างเหล่านี้การเคลื่อนที่ของพาหะถูกควบคุมหรือจำกัดขอบเขตโดยกำแพงศักย์ที่เกิดจากความแตกต่างของแถบพลังงานระหว่างสารที่ประกอบกัน จึงสามารถควบคุมทิศทางและลักษณะการทำงานของสิ่งประดิษฐ์เช่นนี้ได้มากขึ้น โครงสร้างที่มีการจำกัดอิสระในการเคลื่อนที่ของพาหะให้เหลือในแนวระนาบ 2 มิติในระดับความหนาที่ต่ำมาก จะทำให้พาหะสามารถครอบครองระดับพลังงานได้เพียงบางค่าเท่านั้นและมีลักษณะไม่ต่อเนื่อง [1-3] เรียกว่า ควอนตัมเวลล์ (quantum well) ด้วยสมบัตินี้ทำให้โครงสร้างเหล่านี้มีข้อได้เปรียบในการประยุกต์ใช้ในสิ่งประดิษฐ์ทางแสง เนื่องจากมีการตอบสนองต่อความยาวคลื่นของแสงที่เจาะจงได้ดีกว่า, ให้ความบริสุทธิ์ของสเปกตรัมที่ต้องการออกมาได้ดีกว่า ซึ่งสามารถสังเกตได้จากความกว้างของการเปล่งสเปกตรัม และมีประสิทธิภาพสูงขึ้นจากการควบคุมพาหะให้อยู่ในขอบเขตที่กำหนด โครงสร้างนี้ได้มีการศึกษาและพัฒนาเป็นสิ่งประดิษฐ์ทางแสงอย่างกว้างขวาง เช่น ไดโอดเปล่งแสงและเลเซอร์ที่มีประสิทธิภาพสูง [4-6] และได้มีการศึกษาและวิจัยต่อถึงสมบัติของโครงสร้างที่มีขนาดเล็กลงยิ่งขึ้นไปอีกคือ โครงสร้างที่พาหะสามารถเคลื่อนที่ได้ใน 1 ทิศทางเรียกว่า ควอนตัมไวร์ (quantum wire) และโครงสร้างที่สามารถกักกันพาหะทุกทิศทาง พาหะไม่สามารถเคลื่อนที่ได้ เรียกว่า ควอนตัมดอต (quantum dot)

ควอนตัมดอต (Quantum dot: QD) คือโครงสร้างผลึกระดับนาโน (nanocrystal) ที่มีลักษณะคล้ายกลองขนาดเล็กที่แทรกอยู่ในวัสดุอื่น จึงทำให้เกิดความต่างพลังงานศักย์กับวัสดุโดยรอบในทุกทิศทางทำให้สามารถกักกันการเคลื่อนที่ของคูพาหะ (exciton) ได้ในทั้ง 3 มิติ ผลจากการกักกันคือ คูพาหะสามารถครอบครองระดับพลังงานได้เพียงระดับหนึ่งๆ เท่านั้น ระดับพลังงานของคูพาหะภายในโครงสร้างนี้จึงมีลักษณะเป็นแบบไม่ต่อเนื่อง (discrete) จากสมบัติทางด้านพลังงานนี้ทำให้ควอนตัมดอตดูดกลืนและเปล่งแสงเฉพาะพลังงานบางค่าเท่านั้นเช่นเดียวกับโครงสร้างควอนตัมเวลล์ นอกจากนี้ระดับพลังงานดังกล่าวนั้นจะไวต่อการเปลี่ยนแปลงขนาดของโครงสร้างควอนตัมดอตเป็นอย่างมาก ทำให้สามารถควบคุมสมบัติทางแสงผ่านการควบคุมขนาดของโครงสร้างควอนตัมดอตได้โดยใช้วัสดุเดิม ซึ่งเป็นข้อได้เปรียบของควอนตัมดอตเมื่อ

เปรียบเทียบกับโครงสร้างควอนตัมอื่น นอกจากนี้ยังมีการศึกษาและวิเคราะห์ซึ่งชี้ให้เห็นว่า โครงสร้างควอนตัมดอตมีข้อได้เปรียบโครงสร้างควอนตัมเวลล์อีกหลายประการ เช่น มีกระแสขีดเริ่มและอัตราขยายกระแสที่สูงกว่า [7-8] มีเสถียรภาพในการทำงานต่อการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิมากกว่า [8] และมีความสามารถในการตรวจจับแสงได้ทุกทิศทางไม่ขึ้นกับทิศทางของโพลาไรเซชันของแสงที่ตกกระทบ [9] และยังมีศักยภาพในสิ่งประดิษฐ์อื่นๆ อีกหลายอย่าง เช่น ระบบคำนวณเชิงควอนตัม (Quantum computing) ทราวนซิสเตอร์อิเล็กตรอนเดี่ยว (Single-electron transistor) ด้วยเหตุนี้ทำให้โครงสร้างควอนตัมดอตเป็นที่สนใจในการศึกษาและค้นคว้า เพื่อพัฒนาและประยุกต์เป็นสิ่งประดิษฐ์ใหม่ที่มีประสิทธิภาพ

ควอนตัมดอตสามารถสังเคราะห์ได้จากสารประกอบกึ่งตัวนำทั้งจากสารประกอบของหมู่ II-VI เช่น PbTe/CdTe และ CdSe/ZnS [10-11], หรือหมู่ III-V เช่น InAs/GaAs, InAs/InP, และ GaN/AlGaIn [12-14] หรือหมู่ IV-IV เช่น Ge/Si [15-16] ก็ได้ การสังเคราะห์สามารถแบ่งออกเป็น 2 แนวทาง ได้แก่ 1. แบบทำจากบนลงล่าง (top-down) ในวิธีนี้ควอนตัมดอตถูกสร้างขึ้นโดยการควบคุมขอบเขตปลูกด้วยหน้ากาก (mask) และการทำแบบลงบนผิวหน้าโดยตรงด้วยกระบวนการต่างๆ เช่น การกัด (etching) การทำลิโธกราฟี (lithography) ด้วยเลเซอร์หรือลำอิเล็กตรอน เป็นต้น [16-20] วิธีนี้สามารถควบคุมการจัดเรียงและขนาดของควอนตัมดอตได้ดี แต่มีความซับซ้อนมากและอาจก่อให้เกิดความเสียหายต่อผิวหน้าของวัสดุได้ และ 2. แบบทำจากล่างขึ้นบน (bottom-up) วิธีนี้จะอาศัยสมบัติของวัสดุและปรากฏการณ์ทางธรรมชาติทำให้เกิดโครงสร้างขึ้นมาด้วยตัวเอง เช่น วิธีปลูกแบบ Droplet epitaxy [21-22] และการปลูกแบบ Stranski-Krastanow (SK) [22-25] การปลูกควอนตัมดอตแบบ SK เกิดจากการจัดเรียงตัวของชั้นของวัสดุที่มีความเครียดสะสมบนชั้นของแผ่นฐานแล้วโครงสร้างของชั้นนั้นเกิดการคลายความเครียดโดยการจัดเรียงตัวใหม่ก่อตัวเป็นกลุ่มก้อนขนาดเล็กหรือที่เรียกว่าควอนตัมดอต [26-27] ความเครียดที่เกิดขึ้นมีสาเหตุจากความแตกต่างของค่าคงตัวผลึกระหว่างสารประกอบที่ใช้เป็นชั้นฐานและสารของชั้นที่เกิดเป็นควอนตัมดอต เช่น การปลูก InAs บน GaAs จะมีความแตกต่างของค่าคงตัวผลึก 7% การปลูกด้วยวิธีนี้สามารถหลีกเลี่ยงหรือลดโอกาสการก่อให้เกิดความบกพร่องต่อวัสดุ แต่การกระจายตัวและขนาดของควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นจะเป็นแบบสุ่ม ทำให้ไม่เหมาะสมในการประยุกต์ใช้เป็นอุปกรณ์บางอย่างที่ต้องการความแม่นยำสูงได้ ปัญหาเรื่องความไม่แน่นอนของการเกิดควอนตัมดอตนี้เป็นที่ที่น่าสนใจอย่างมาก มีการศึกษาและค้นคว้าเพื่อใช้วิธีต่างๆ ในการควบคุมขนาดหรือการจัดเรียงตัวของโครงสร้างควอนตัมดอต

การจัดเรียงตัวหรือขนาดและรูปร่างของควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นได้รับอิทธิพลจากหลายปัจจัยภายใต้เงื่อนไขในการปลูก เช่น เวลาที่ใช้, อุณหภูมิ หรืออัตราส่วนของสารประกอบที่ใช้ [28] รวมทั้งสภาพของผิวหน้าของวัสดุที่เตรียมไว้สำหรับการปลูกควอนตัมดอต โดยการเตรียมผิวนาที่นั้นสามารถทำได้หลายแนวทาง เช่น การแทรกชั้น GaSb ระหว่างชั้นควอนตัมดอต InAs กับแผ่นฐาน GaAs [29], การทำให้เกิดทิศทางของความเครียดบนผิวหน้าของชั้นแผ่นฐานโดยการแทรกชั้นสารที่มีความแตกต่างของค่าคงตัวผลึกกับแผ่นฐานแล้วจึงกลบด้วยสารที่ใช้เป็นแผ่นฐานบนผิวหน้า [30] การใช้การปลูกแบบ droplet epitaxy สร้างเนินของ GaAs บนผิวหน้าแผ่นฐาน GaAs แล้วจึงปลูกชั้นของ InAs [31] และการสร้างหลุมนาโน (nanohole) เป็นพื้นที่สำหรับการเกิดควอนตัมดอตบนผิวหน้าของวัสดุที่เป็นแผ่นฐานซึ่งสามารถทำได้หลายแนวทางคือ การสร้างหลุมนาโนลงบนผิวหน้าโดยตรง [32-33] การสร้างโครงสร้างหลุมนาโนบนผิวหน้าด้วยวิธี droplet epitaxy [34-37] การทำเช่นนี้

จะส่งผลต่อการเรียงตัวและการเกิดของโครงสร้างควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นในชั้นต่อไป [37-38] ทำให้สามารถควบคุมแนวโน้มของลักษณะ, ขนาดและความหนาแน่นของควอนตัมดอตได้ให้เป็นตามที่ต้องการได้

ภาพรวม

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้มุ่งเน้นที่จะศึกษาสมบัติพื้นฐานโดยเฉพาะสมบัติทางแสงของโครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุล (Quantum dots molecule: QDM) โครงสร้าง QDM สามารถสังเคราะห์ได้โดยการสร้างผิวหน้าของชั้นแผ่นฐานให้มีลักษณะเป็นหลุมนาโนด้วยการกลบทับ (thin capping) ชั้นควอนตัมดอตของ InAs ที่ปลูกมาก่อนแล้ว (Seed QD layer) ด้วยชั้นของ GaAs ภายใต้อุณหภูมิต่ำ ทำให้อะตอมของ In ในควอนตัมดอตเคลื่อนตัวหรือแพร่ออกด้วยผลจากการเปลี่ยนแปลงของศักย์เคมี (chemical potential) ของผิวหน้าและพลังงานยืดหยุ่น (elastic energy) ของควอนตัมดอต [39] ทำให้เกิดเป็นหลุมนาโนที่มีเนินรอบหลุมยึดตัวออกไปในทิศทาง [110] แล้วทำการปลูกซ้ำ (regrowth) ด้วยชั้นของ InAs อีกครั้ง จะทำให้ควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นเกาะตัวกันเป็นกลุ่มเรียกว่า ควอนตัมดอตโมเลกุล ลักษณะของควอนตัมดอตในโครงสร้างนี้จะแบ่งออกเป็น 2 กลุ่มคือ ควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นที่หลุมนาโนก่อนซึ่งมีขนาดใหญ่ เรียกว่า ควอนตัมดอตกลาง และกลุ่มของควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นบนเนินโดยรอบในเวลาถัดมาซึ่งมีขนาดเล็ก เรียกว่า ควอนตัมดอตบริวาร ส่งผลให้สมบัติทางแสงของทั้งสองกลุ่มแตกต่างกัน นอกจากนี้ขนาดและสมบัติของควอนตัมดอตโมเลกุลจะเปลี่ยนแปลงตามลักษณะของหลุมนาโนและความหนาของการปลูกซ้ำ จึงสามารถควบคุมขนาดของกลุ่มควอนตัมดอตได้ผ่านทางตัวแปรเหล่านี้ [40-44] จึงเป็นไปได้ที่จะปรับปรุงและขยายขอบเขตสมบัติทางแสงของวัสดุโดยการควบคุมขนาดของควอนตัมดอตให้เป็นหลายกลุ่มพร้อมกันโดยการควบคุมและประยุกต์การสร้างชั้นหลุมนาโนภายใต้เงื่อนไขที่แตกต่างกัน

ชิ้นงานในวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ถูกสังเคราะห์หรือปลูกขึ้นมาโดยอาศัยระบบเอพิแทกซีแบบลำโมเลกุล (Molecular Beam Epitaxy :MBE) ซึ่งเป็นหนึ่งในระบบการปลูกผลึกแบบเฮเทอโรเช่นเดียวกับ เอพิแทกซีในเฟสของเหลว (Liquid phase epitaxy) หรือเฟสไอ (Vapor phase epitaxy) แต่จะมีจุดเด่นเรื่องความสามารถในการควบคุมการปลูก กระบวนการปลูกผลึกโดย MBE ดำเนินไปช้ามีความละเอียดสูงจึงสามารถสังเคราะห์โครงสร้างควอนตัมได้ง่าย เมื่อเตรียมชิ้นงานเสร็จแล้ว ชิ้นงานจะถูกนำไปวัดลักษณะสมบัติทางกายภาพของโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม (Atomic Force Micro Scope :AFM) และสมบัติทางแสงด้วยระบบวัดโฟโตลูมิเนสเซนส์ (Photoluminescence :PL)

วัตถุประสงค์

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้มีจุดมุ่งหมายที่จะศึกษาสมบัติทางแสงของโครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุล พร้อมทั้งวัดและสังเคราะห์โครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุลที่ควบคุมเงื่อนไขการปลูกให้ลักษณะของควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นแตกต่างกันออกไปตามที่ต้องการ ทำให้โครงสร้างประกอบด้วยควอนตัมดอตที่ต่างกันหลายกลุ่มเพื่อปรับปรุงสมบัติทางแสงของวัสดุ

ประโยชน์ที่ได้รับจากการศึกษาโครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุลนี้คือ ทำให้เข้าใจสมบัติการเปล่งแสงของโครงสร้างซึ่งมีแหล่งกำเนิดมาจากควอนตัมดอตมากกว่า 1 กลุ่ม แสดงถึงความเป็นไปได้ที่จะควบคุมการเปล่งแสงของวัสดุให้มีสเปกตรัมที่กว้างขึ้นด้วยการควบคุมโครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุลโดยการเปลี่ยนแปลง

เงื่อนไขในการปลูก เช่น ขนาดของควอนตัมดอตตั้งต้น ความหนาของชั้นกลบ ทำให้ขนาดของควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นแบ่งเป็นหลายกลุ่มตามลักษณะโครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุลที่แตกต่างกันออกไป

ในวิทยานิพนธ์นี้มีการจัดเรียงเนื้อหาดังต่อไปนี้ บทที่ 2 อธิบายคุณสมบัติเบื้องต้นของโครงสร้างนาโนสมบัตพื้นฐานและกระบวนการเกิดควอนตัมดอตและควอนตัมดอตโมเลกุล บทที่ 3 อธิบายรายละเอียดของระบบ MBE ที่ใช้ปลูกหรือสังเคราะห์ QDM ระบบที่ใช้ในการศึกษาสมบัติทางกายภาพของผิวหน้าและสมบัติทางแสงของชิ้นงาน บทที่ 4 อธิบายผลการทดลองและบทวิเคราะห์ สุดท้ายบทที่ 5 จะสรุปผลการทดลองและชี้ให้เห็นถึงประเด็นที่ควรได้รับศึกษาเพิ่มเติม

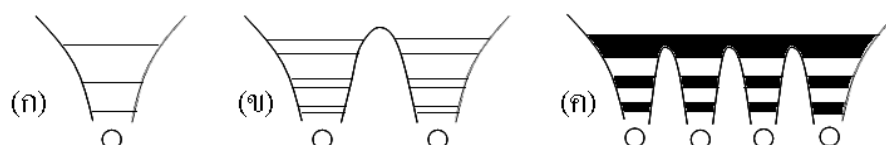
บทที่ 2

ความรู้พื้นฐาน

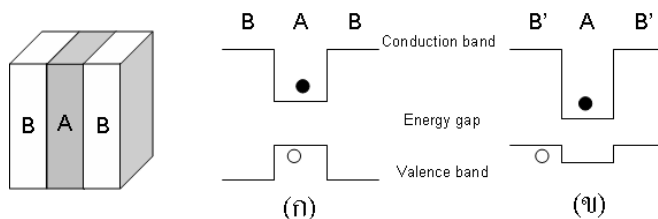
เนื้อหาภายในบทนี้อธิบายถึงความรู้พื้นฐานที่เกี่ยวข้องกับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ ประกอบด้วย 3 หัวข้อ ได้แก่ 2.1 อธิบายสมบัติพื้นฐานของวัสดุที่มีโครงสร้างต่างๆ กัน 2.2 อธิบายหลักการเกิดควอนตัมดอต สมบัติทั่วไปของควอนตัมดอต และแนวทางการควบคุมโครงสร้างจากงานวิจัยในอดีต 2.3 อธิบายลักษณะของควอนตัมดอตโมเลกุลซึ่งเป็นโครงสร้างที่ศึกษาในวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ ดังรายละเอียดดังต่อไปนี้

2.1 โครงสร้างระดับนาโน

เมื่ออะตอมหลายอะตอมเข้ามาใกล้กัน แล้วเกิดพันธะยึดเหนี่ยวเข้าด้วยกันกลายเป็นวัสดุจะทำให้ระดับพลังงานของอะตอมเดี่ยวจากเดิมที่มีลักษณะเป็นระดับไม่ต่อเนื่องดังรูปที่ 2.1 (ก) เริ่มแยกตัวออกเป็นระดับพลังงานหลายระดับถี่ขึ้นในรูปที่ 2.1(ข) จนกลายเป็นแถบพลังงานต่อเนื่องหลายแถบพลังงานดังรูปที่ 2.1(ค) ในสารกึ่งตัวนำแถบพลังงานที่สำคัญ ได้แก่ แถบเวเลนซ์ (Valence band) และแถบการนำ (Conduction band) ซึ่งแยกออกจากกันโดยช่องว่างของพลังงาน (Energy gap) ในสารกึ่งตัวนำที่อุณหภูมิต่ำ อิเล็กตรอนจะครอบครองสถานะพลังงานในแถบเวเลนซ์ ในขณะที่แถบการนำถูกอิเล็กตรอนครอบครองน้อยมาก เมื่อสารกึ่งตัวนำถูกกระตุ้นจากพลังงานภายนอก เช่น ความร้อน อิเล็กตรอนจะบางส่วนถูกกระตุ้นขึ้นไปอยู่ในแถบการนำ เกิดเป็นโฮลในแถบเวเลนซ์ในตำแหน่งที่อิเล็กตรอนหายไป การเคลื่อนที่และการวางตัวของคู่อิเล็กตรอน-โฮลทั้งสองรวมทั้งโครงสร้างของแถบพลังงานเป็นปัจจัยพื้นฐานต่อสมบัติต่างๆ เช่น สมบัติทางแสงและทางไฟฟ้าของสารกึ่งตัวนำ ปัจจัยเหล่านี้จะแตกต่างกันไปในสารกึ่งตัวนำแต่ละชนิดด้วยข้อจำกัดของวัสดุ ต่อมาได้มีการประดิษฐ์โครงสร้างแบบเฮเทอโร (heterostructure) ซึ่งประกอบด้วยวัสดุ 2 ชนิดขึ้นไปประกบกันเกิดเป็นรอยต่อเฮเทอโร (heterojunction) ทำให้เกิดความแตกต่างของโครงสร้างแถบพลังงานระหว่างวัสดุที่ต่างกัน ลักษณะนี้สามารถนำมาประยุกต์ทำให้สามารถควบคุมพฤติกรรมของพาหะภายในวัสดุได้ดังรูปที่ 2.2 ส่วนมากจะเป็นสารกึ่งตัวนำที่มีช่องว่างพลังงานต่ำแทรกระหว่างสารกึ่งตัวนำที่มีช่องว่างพลังงานสูงและสามารถทำได้หลายแบบ เช่น ในแบบที่ 1 ช่องว่างพลังงานของสารที่แทรกโดนครอบด้วยช่องว่างพลังงานของสารโดยรอบดังรูปที่ 2.2(ก) และแบบที่ 2 ช่องว่างพลังงานของสารที่แทรกเหลืออมกับช่องว่างพลังงานโดยรอบดังรูปที่ 2.2 (ข) แต่ละแบบมีสมบัติต่างกัน โครงสร้างนี้เป็นพื้นฐานสำคัญในการควบคุมการทำงานและปรับปรุงสมบัติของสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำมากมาย



รูปที่ 2.1 (ก) ลักษณะระดับพลังงานไม่ต่อเนื่องของอะตอมเดี่ยว (ข) เมื่ออะตอมเข้าใกล้กันทำให้ระดับพลังงานแยกออกเป็นหลายระดับพลังงาน (ค) อะตอมเข้าใกล้จนเกิดเป็นวัสดุระดับพลังงานมีลักษณะเป็นแถบพลังงาน



รูปที่ 2.2 ลักษณะทางกายภาพของโครงสร้างเฮเทอโร, โครงสร้างแถบพลังงานและพฤติกรรมของพาหะภายในโครงสร้างเฮเทอโรแบบที่ 1 (ก) และแบบที่ 2 (ข) ที่แตกต่างกันจากการเปลี่ยนวัสดุที่ใช้

พฤติกรรมของอิเล็กตรอนภายในเนื้อวัสดุขนาดใหญ่ (bulk) สามารถอธิบายได้เช่นเดียวกับพฤติกรรมของอนุภาคในสุญญากาศที่ไม่ได้รับผลกระทบจากปัจจัยภายนอก โดยการสมมติค่าศักย์ของโครงผลึก (crystal potential) เป็นค่าคงที่แล้วแทนที่ค่ามวลของอนุภาคด้วยค่ามวลประสิทธิผล m^* (effective mass) วิธีการนี้เรียกว่า effective mass approximation ซึ่งจะได้สมการชโรดิงเจอร์

$$-\frac{\hbar^2}{2m^*} \nabla^2 \psi = E \psi \quad (2.1)$$

แล้วสามารถหาระดับพลังงานที่อิเล็กตรอนสามารถมีได้เป็น

$$E = \frac{\hbar^2 k^2}{2m^*} \quad (2.2)$$

โดยที่ ψ คือ ฟังก์ชันคลื่นของอนุภาค

\hbar คือ ค่าคงตัวของพลังค์ ($= 6.626068 \times 10^{-34} \text{ m}^2\text{kg/s}$)

k คือ เวกเตอร์คลื่นของอนุภาค

m^* คือ มวลประสิทธิผลของอนุภาคซึ่งแตกต่างตามวัสดุที่อนุภาคอยู่

เช่น ใน GaAs ค่า $m^* = 0.067m_0$

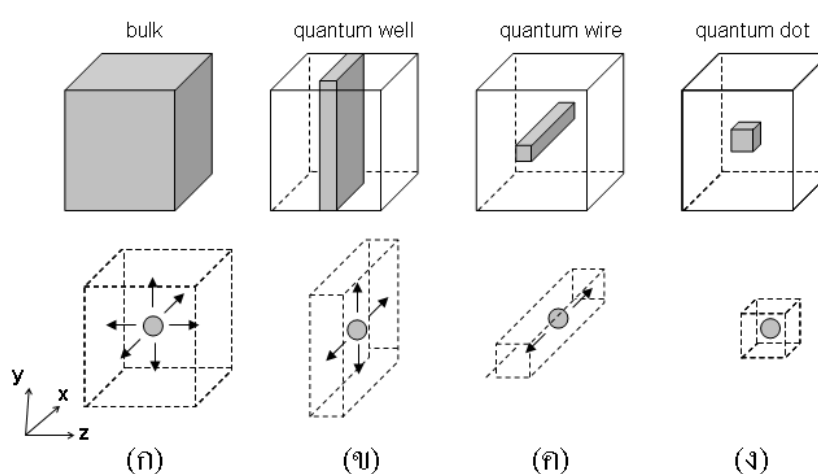
เมื่อ m_0 คือ มวลของอิเล็กตรอนในสุญญากาศ ($= 9.10938188 \times 10^{-31} \text{ kg}$)

อิเล็กตรอนในโครงสร้างวัสดุขนาดใหญ่จะเคลื่อนที่แบบสุ่มในทุกทิศทาง แต่ในโครงสร้างที่เล็กในระดับควอนตัมซึ่งมีขนาดในทิศทางใดทิศทางหนึ่งในระดับความยาวคลื่นเดอบรอยล์ ($\lambda_{\text{de_broglie}}$) อิเล็กตรอนจะไม่สามารถเคลื่อนที่ในทิศทางนั้นได้ ความยาวคลื่นเดอบรอยล์สัมพันธ์กับมวลประสิทธิผลและอุณหภูมิดังสมการ [45]

$$\lambda_{\text{de_broglie}} = \frac{h}{p} = \frac{h}{(3m^*k_b T)^{1/2}} \quad (2.3)$$

เมื่อ k_b คือ ค่าคงตัวของโบลท์ซแมน ($= 1.3806503 \times 10^{-23} \text{ m}^2\text{kg s}^{-2}\text{K}^{-1}$) และ p คือ โมเมนตัมของอนุภาค

โครงสร้างแบบเฮเทอโรสามารถกักกันพาหะได้โดยการแทรกวัสดุหนึ่งภายในอีกวัสดุหนึ่งด้วยขนาดที่เล็กพอ ความแตกต่างของแถบพลังงานระหว่างวัสดุทำให้เกิดกำแพงศักย์ (potential barrier) เกิดการกักกันพาหะใน วัสดุที่แทรกเข้าไปซึ่งมักจะเป็นบริเวณไวงาน (active region) โครงสร้างขนาดใหญ่เป็นเนื้อเดียวและไม่มี การกักกันพาหะ พาหะจึงสามารถเคลื่อนที่และกระจายตัวได้อย่างอิสระในวัสดุดังรูปที่ 2.3(ก) โครงสร้างบริเวณไว งานของวัสดุที่มีลักษณะเป็นแผ่นดังรูปที่ 2.3(ข) มีการกักกันพาหะใน 1 ทิศทาง เรียกว่า ควอนตัมเวลล์ (Quantum well),) โครงสร้างบริเวณไวงานมีลักษณะเป็นเส้นดังรูปที่ 2.3(ค) มีการกักกันพาหะใน 2 ทิศทาง เรียกว่า ควอนตัมไวร์ (Quantum wire) และโครงสร้างบริเวณไวงานมีลักษณะเป็นกล่องดังรูปที่ 2.3(ง) มีการ กักกันพาหะในทั้ง 3 ทิศทาง เรียกว่า ควอนตัมดอต (Quantum dot) วิทยานิพนธ์ฉบับนี้จะจำกัดขอบเขต การศึกษาไว้ที่การสังเคราะห์สัณฐานวิทยาพื้นผิวและลักษณะสมบัติทางแสงของควอนตัมดอต



รูปที่ 2.3 ลักษณะทางกายภาพ และการเคลื่อนที่ของพาหะที่มีได้ภายในโครงสร้าง (ก) ขนาดใหญ่ (ข) ควอนตัมเวลล์ (ค) ควอนตัมไวร์ (ง) ควอนตัมดอต

การหาระดับพลังงานที่อิเล็กตรอนมีได้ในโครงสร้างเฮเทอโร จะใช้ effective mass approximation โดยแทนฟังก์ชันคลื่นรวม [total wave function: $\Psi(r)u(r)$] ในสมการ (2.1) ซึ่งเปลี่ยนแปลงอย่างรวดเร็วด้วย envelope function [$f(r)$] เปลี่ยนแปลงเล็กน้อยในระดับค่าคงตัวผลึก จะได้

$$-\frac{\hbar^2}{2m^*} \nabla^2 f(r) + V(r)f(r) = E f(r) \quad (2.4)$$

โดยที่ r คือตำแหน่งของพาหะ

E คือ พลังงานของพาหะ

$V(r)$ คือ ความไม่ต่อเนื่องของแถบพลังงานที่รอยต่อเฮเทอโร

หรือพลังงานกักกัน (confinement energy)

วิธีดังกล่าวเรียกว่า envelope function approximation ซึ่งใช้กำหนดพลังงานของพาหะในควอนตัมเวลล์ควอนตัมไวร์ และควอนตัมดอต ได้ตามลำดับ ดังนี้

ควอนตัมเวลล์

สมมติให้ควอนตัมเวลล์มีลักษณะเป็นแผ่นสี่เหลี่ยม พาหะถูกจำกัดการเคลื่อนที่ในทิศ z ดังรูปที่ 2.3(ข) ด้วยกำแพงศักย์ค่าเป็นอนันต์จะได้

$$E_{QW} = E_z + \hbar^2 |k_{x,y}|^2 / 2m^* \quad (2.5)$$

โดย $E_z = \hbar^2 \pi^2 n^2 / 2m^* l_w^2$
 $k_{x,y}$ คือ ค่าผลรวมเวกเตอร์คลื่นในทิศ x และ y
 n คือ ค่าระดับพลังงาน = 1,2,3,...
 l_w คือ ความหนาของควอนตัมเวลล์

ควอนตัมไวร์

สมมติให้ควอนตัมไวร์มีลักษณะเป็นท่อหน้าตัดพาหะถูกจำกัดการเคลื่อนที่ในทิศ y และ z ดังรูปที่ 2.3(ค) ด้วยกำแพงศักย์อนันต์จะได้

$$\begin{aligned} E_{QWR} &= E_{y,z} + E_x \\ &= \hbar^2 \pi^2 (n_z^2 / L_z^2 + n_y^2 / L_y^2) / 2m^* + \hbar^2 k_x^2 / 2m^* \end{aligned} \quad (2.6)$$

โดย $E_{y,z}$ คือ พลังงานงานกักกันในทิศ y และ z
 L_y, L_z คือ ความกว้างและความสูงของควอนตัมไวร์
 n_y, n_z คือ ค่าระดับพลังงาน = 1,2,3,...

ควอนตัมดอต

สมมติให้ควอนตัมดอตมีลักษณะเป็นกล่องสี่เหลี่ยม พาหะถูกจำกัดการเคลื่อนที่ในทิศ x, y และ z ดังรูปที่ 2.3(ง) ด้วยกำแพงศักย์อนันต์จะได้

$$E_{QD} = E_{x,y,z} = \hbar^2 \pi^2 (n_x^2 / L_x^2 + n_y^2 / L_y^2 + n_z^2 / L_z^2) / 2m^* \quad (2.7)$$

โดย $E_{x,y,z}$ คือ พลังงานงานกักกันในทิศ x, y และ z
 L_x, L_y, L_z คือ ความกว้าง, ความยาว และความสูงของควอนตัมดอต
 n_x, n_y, n_z คือ ค่าระดับพลังงาน = 1,2,3,...

เมื่อวัสดุเล็กลงจนกระทั่งพาหะถูกกักกันการเคลื่อนที่ในทิศทางต่างๆ ความเป็นอิสระ (degree of freedom) ของพาหะลดลง ระดับพลังงาน (E) ที่พาหะมีได้จะเปลี่ยนแปลงดังแสดงข้างต้น นอกจากนี้ปริมาณของสถานะรวม (N) จะเปลี่ยนแปลงด้วย ความหนาแน่นของสถานะ [density of state: $\rho(E)$] หรือ จำนวนของสถานะต่อพลังงานต่อหนึ่งหน่วยปริมาตร ดังสมการ

$$\rho(E) = dN/dE \quad (2.8)$$

จึงเปลี่ยนแปลงไปด้วย ความหนาแน่นของสถานะของโครงสร้างขนาดใหญ่และโครงสร้างควอนตัมทั้งสามเป็นดังนี้ [46]

โครงสร้างขนาดใหญ่ ไม่มีการกักกันพาหะ พาหะมีอิสระภาพในการเคลื่อนที่ทั้งสามมิติ (3D) ดังรูปที่ 2.4(ก)

$$N = 2 [4\pi k^3/3(2\pi)^3] \quad (2.9)$$

$$\rho^{3D}(E) = (2m^*/h^2)^{3/2} / 2\pi^2 E^{1/2} \quad (2.10)$$

โครงสร้างควอนตัมเวลล์ มีการกักกันการเคลื่อนที่ของพาหะใน 1 มิติ พาหะมีอิสระภาพในการเคลื่อนที่ใน 2 มิติ (2D) ดังรูปที่ 2.4(ข)

$$N^{2D} = 2 [\pi k^2/(2\pi)^2] \quad (2.11)$$

$$\rho^{2D}(E) = m^*/\pi h^2 \sum_n \Theta(E - E_{z,n}) \quad (2.12)$$

โครงสร้างควอนตัมไวร์ มีการกักกันการเคลื่อนที่ของพาหะใน 2 มิติ พาหะมีอิสระภาพในการเคลื่อนที่ใน 1 มิติ (1D) ดังรูปที่ 2.4(ค)

$$N^{1D} = 4k/2\pi \quad (2.13)$$

$$\rho^{1D}(E) = N_{wi}(2m)^{1/2} / \pi h \sum_{n,m} 1/(E - E_{y,m} - E_{z,n})$$

โครงสร้างควอนตัมดอต มีการกักกันการเคลื่อนที่ของพาหะใน 3 มิติ พาหะมีอิสระภาพในการเคลื่อนที่ใน 0 มิติ(0D) ดังรูปที่ 2.4(ง)

$$\rho^{0D}(E) = 2 ND \sum_{n,m,l} \delta(E - E_{x,l} - E_{y,m} - E_{z,n}) \quad (2.14)$$

โดย n, m, l คือ ค่าระดับพลังงาน = 1,2,3,...

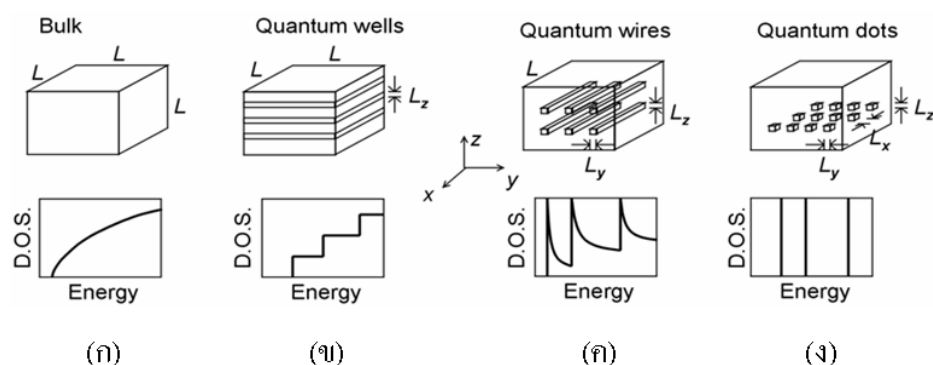
Θ คือ Heaviside's unit step function

N_{wi} คือ ความหนาแน่นต่อพื้นที่ของควอนตัมไวร์

N_D คือ ความหนาแน่นต่อปริมาตรของควอนตัมดอต

δ คือ เดลต้าฟังก์ชัน (δ -function)

ในกรณีของควอนตัมดอต อิเล็กตรอนถูกปิดกั้นการเคลื่อนที่ในทั้ง 3 ทิศทาง ระดับพลังงานที่อิเล็กตรอนมีได้ไม่ต่อเนื่อง ทำให้ปริมาณสภาวะขึ้นกับปริมาณของระดับพลังงานก็กกัน (confined level) ซึ่งมีเพียงอิเล็กตรอน 2 ตัวที่มีสปินตรงข้ามกันที่สามารถอยู่ในระดับพลังงาน E เดียวกันได้ ถึงกระนั้น ถ้าอิเล็กตรอนอยู่ในควอนตัมดอตคนละดอตก็สามารถมีระดับพลังงานเดียวกันได้ ปริมาณสภาวะจึงขึ้นกับปริมาณของควอนตัมดอตด้วย ความหนาแน่นสถานะของควอนตัมดอตจึงเป็นผลรวมของเดลต้าฟังก์ชัน



รูปที่ 2.4 ลักษณะทางกายภาพและความหนาแน่นของสถานะของโครงสร้างในโครงสร้าง (ก) ขนาดใหญ่ (ข) ควอนตัมเวลล์ (ค) ควอนตัมไวร์ และ (ง) ควอนตัมดอต [2]

การที่ความหนาแน่นของสถานะและระดับพลังงานที่โครงสร้างระดับนาโนมีได้เปลี่ยนแปลงอย่างมาก ส่งผลให้สมบัติพื้นฐานของอุปกรณ์ที่ใช้โครงสร้างเหล่านี้เป็นส่วนไวงานต่างไปจากวัสดุขนาดใหญ่ [9] ในกรณีของควอนตัมดอตมีการเปลี่ยนแปลงของแถบพลังงานเป็นแบบระดับพลังงานไม่ต่อเนื่องและมีค่าความหนาแน่นของสถานะเป็นแบบเดลต้าฟังก์ชันมีลักษณะเป็น อะตอมเสมือน (artificial atom) มีการศึกษาว่าในอุปกรณ์ทางแสงที่มีโครงสร้างเช่นนี้เป็นส่วนไวงานจะมีอัตราขยาย (gain) สูงกว่า กระแสขีดเริ่ม (threshold current) ต่ำกว่า โครงสร้างอื่นๆ ที่พาหะภายในมีความเป็นอิสระมากกว่า [7,47] นอกจากนี้กระแสขีดไม่เปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิ [46-47] เป็นประโยชน์อย่างยิ่งต่ออุปกรณ์ทางแสง เช่น เลเซอร์ [50-51]

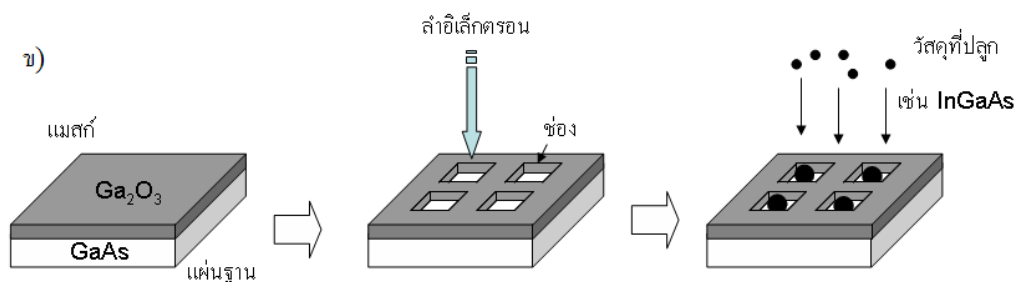
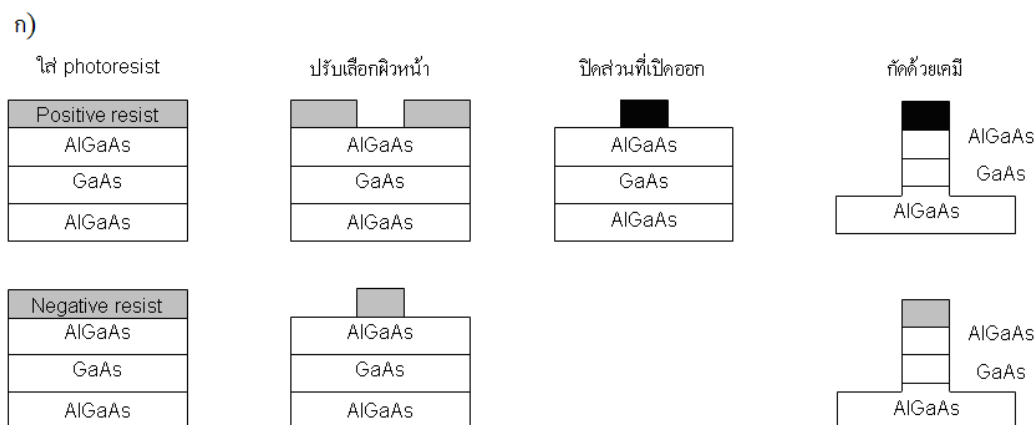
2.2 ควอนตัมดอต

ควอนตัมดอต (Quantum Dot: QD) เป็นโครงสร้างขนาดเล็กมีลักษณะเป็นเหมือนกล่องขนาดระดับความยาวคลื่นเดอบรอยล์ ทำให้เกิดการกักกันพาหะในทุกทิศทาง การสังเคราะห์ควอนตัมดอตกระทำได้ 2 แบบคือ

2.2.1 แบบทำจากบนลงล่าง (top-down approach)

การสังเคราะห์ควอนตัมดอตแบบทำจากบนลงล่างมักเริ่มจากควอนตัมเวลล์เดิมแล้วอาศัยกระบวนการลิโทกราฟี (Lithography) และการกัดด้วยเคมี (Chemical etching) กำจัดพื้นที่ไม่ต้องการออกจนได้รูปร่างที่มี

ขนาดเล็กตามต้องการ ขั้นแรกเป็นการเตรียมโครงสร้างควอนตัมเวลล์ตามปกติ หลังจากนั้นชิ้นงานจะถูกนำไปทำรูปแบบด้วยกระบวนการลิโทกราฟี เช่น ลิโทกราฟีด้วยรังสีเอ็กซ์, ลิโทกราฟีด้วยลำอิเล็กตรอน และลิโทกราฟีด้วยลำไอออน เป็นต้น แล้วจึงนำไปกัดบริเวณที่ไม่ต้องการออกเพื่อให้ได้รูปร่างของควอนตัมดอตที่ต้องการดังรูปที่ 2.5(ก) อีกวิธีหนึ่งคือ ควบคุมพื้นที่การปลูกหรือการเตรียมรูปแบบบนผิวหน้าของแผ่นฐาน โดยทำแมสค์เป็นรูปแบบไว้ก่อนด้วยกระบวนการลิโทกราฟีด้วยลำอิเล็กตรอน แล้วนำไปใช้ในการปลูก หรือการทำรูปแบบลงบนผิวหน้าแผ่นโดยตรงดังรูปที่ 2.5 5(ข)



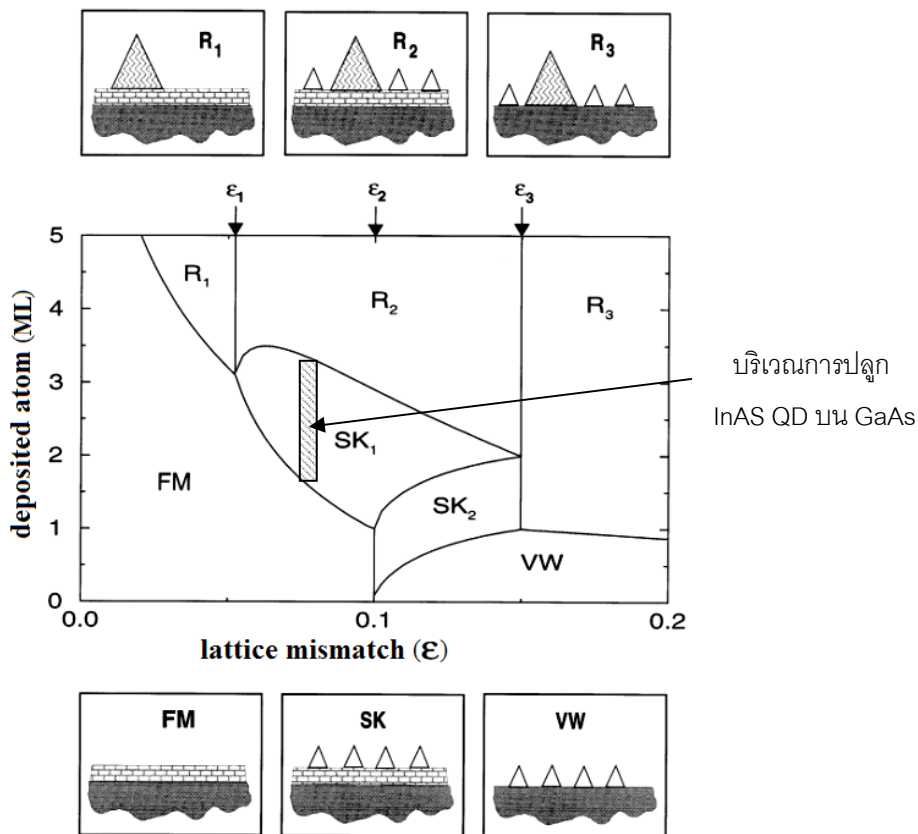
รูปที่ 2.5 กระบวนการสร้างควอนตัมดอตโดย ก) การทำลิโทกราฟีและการกัดด้วยเคมี ข) การเตรียมรูปแบบผิวหน้าก่อนการปลูก

วิธีนี้มีข้อดี คือ สามารถควบคุมตำแหน่งหรือขนาดที่แน่นอนได้ แต่มีความซับซ้อนเนื่องจากต้องการความละเอียดในการทำรูปแบบสูง ทำให้มีค่าใช้จ่ายสูง นอกจากนี้บริเวณโดยรอบควอนตัมดอตอาจเสียหายหรือบดพร่องได้จากกระบวนการกัดและยังมีข้อจำกัดในด้านความละเอียดของการทำลิโทกราฟี ทำให้ไม่สามารถสร้างควอนตัมดอตที่มีขนาดเล็กกว่าขนาดของลำอิเล็กตรอน, ไอออน หรือรังสีเอ็กซ์ที่ให้ความรูปร่างของควอนตัมดอตได้

2.2.2 แบบทำจากล่างขึ้นบน (bottom-up) หรือ ประกอบตัวเอง (self-assembled quantum dot)

การสังเคราะห์แบบทำจากล่างขึ้นบนหรือประกอบตัวเองจะทำให้เกิดควอนตัมดอตขึ้นมาได้เองอาศัยความแตกต่างของค่าโครงผลึก (lattice mismatch: \mathcal{E}) ระหว่างวัสดุที่ปลูกกับวัสดุที่เป็นแผ่นฐาน โดยไม่มีการใช้

ปัจจัยภายนอกมาเกี่ยวข้อง กระบวนการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจากโครงสร้างแบบชั้น (2 มิติ) ไปเป็นแบบเกาะ (3 มิติ) มีรูปแบบแตกต่างกันขึ้นกับความแตกต่างของโครงสร้างผลึกกับปริมาณของสารที่ปลูกในระดับชั้นผลึกหรือชั้นโมโน (monolayer: ML) ดังรูปที่ 2.6



รูปที่ 2.6 แผนภาพเฟสสมดุล (equilibrium phase diagram) ในระบบการปลูกที่มีความแตกต่างของค่าโครงสร้างผลึกในฟังก์ชันของปริมาณสารที่ปลูก (deposited atom) และความแตกต่างของค่าโครงสร้างผลึก (ϵ) เฟสแต่ละรูปแบบถูกแบ่งด้วยเส้นขอบเขต $Hc_1(\epsilon)$: FM- R_1 -FW-SK₁; $Hc_2(\epsilon)$: SK₁- R_2 ; $Hc_3(\epsilon)$: SK₂-SK₁; $Hc_4(\epsilon)$ VM-SK₂, VM- R_3 โดยภาพประกอบด้านบนและล่างแสดงโครงสร้างที่เกิดขึ้นบนผิวหน้า สามเหลี่ยมเล็กสีขาวแทนเกาะ 3 มิติที่มีเสถียรภาพ สามเหลี่ยมใหญ่ที่ระบายสีด้านในแทนเกาะ 3 มิติขนาดใหญ่ (ripening island) [52]

ความแตกต่างของโครงสร้างผลึก (ϵ) หาได้จาก

$$\epsilon = (a_f - a_s) / a_s \tag{2.15}$$

โดย a_f = ค่าคงตัวผลึกของสารที่ใช้ปลูก (Å)
 a_s = ค่าคงตัวผลึกของแผ่นฐาน (Å)

ผลของการปลูกผลึกที่มีค่าโครงผลึกต่างจากแผ่น สามารถแบ่งออกเป็น 6 เฟส ฐาน ดังแผนภาพเฟสสมดุลในรูปที่ 2.6 ได้แก่

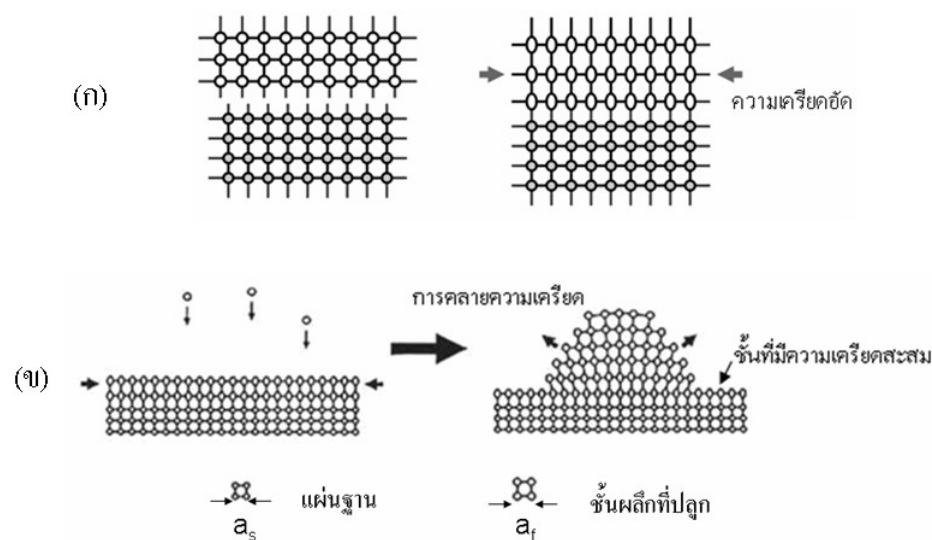
1. เฟส FM (Frank van der Merve) หรือการปลูกผลึกแบบชั้นต่อชั้น เกิดขึ้นเมื่อความแตกต่างของโครงผลึกมีค่าต่ำกว่า 10% ($\mathcal{E} < 0.1$) ปฏิสัมพันธ์ระหว่างอะตอมของสารที่ปลูกกับแผ่นฐานมีมากกว่าอะตอมที่ปลูกโดยรอบ ทำให้โครงสร้างที่เกิดขึ้นมีลักษณะเป็นแบบชั้นราบ 2 มิติที่สมบูรณ์ จนกระทั่งปริมาณการปลูกมากเกินไปจะทำให้โครงสร้างของสารเปลี่ยนสภาพเป็นสถานะ R_1 หรือ SK_1 ขึ้นกับ \mathcal{E}

2. เฟส VM (Volmer Weber) การปลูกผลึกในสถานะนี้สารที่ปลูกมีความแตกต่างของโครงผลึกสูงกว่า 10% ($\mathcal{E} > 0.1$) ปฏิสัมพันธ์ระหว่างอะตอมที่ปลูกด้วยกันมีมากกว่ากับอะตอมบนแผ่นฐานทำให้โครงสร้างที่เกิดขึ้นบนผิวหน้าเกิดเป็นลักษณะเกาะ 3 มิติทันทีที่เริ่มปลูก

3. เฟส SK (Stranski Krastanow) การปลูกผลึกในสถานะนี้เป็นแบบผสมมีทั้งโครงสร้างชั้นราบ 2 มิติ และชั้น 3 มิติอยู่ด้วยกัน ค่าความแตกต่างของโครงผลึกในสถานะนี้อยู่ในช่วง 5-15% ($0.05 < \mathcal{E} < 0.15$) การเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างในสถานะนี้เกิดได้ 2 รูปแบบโดยที่โครงสร้างสุดท้ายมีลักษณะเช่นเดียวกัน คือ มีโครงสร้างเกาะ 3 มิติก่อตัวบนชั้นราบ 2 มิติที่มีความเครียดสะสมอยู่เรียกว่า wetting layer (WL)

3.1 รูปแบบที่หนึ่ง (SK_1) เกิดขึ้นเมื่อความแตกต่างโครงผลึกมีค่าต่ำอยู่ในช่วง 5-10% ช่วงแรกของการปลูกจึงเป็นแบบชั้นต่อชั้นเป็นชั้นราบ 2 มิติซึ่งมีความเครียดสะสมภายในดังรูปที่ 2.7(ก) เมื่อปริมาณที่ปลูกมากพอโครงสร้างจะคลายความเครียดโดยการก่อโครงสร้างเกาะ (3 มิติ) บนชั้นราบที่มีความเครียดสะสมอยู่ดังรูปที่ 2.7(ข)

3.2 รูปแบบที่สอง (SK_2) เกิดขึ้นเมื่อความแตกต่างโครงผลึกมีค่าสูงอยู่ในช่วง 10-15% ช่วงแรกของการปลูกจึงเป็นแบบ VM เมื่อดำเนินการปลูกต่อไปจะทำให้เกิดชั้นที่มีความเครียดสะสมเกิดขึ้นมารอบโครงสร้างเกาะ 3 มิติเช่นเดียวกัน กระบวนการปลูกหลังจากนี้จะมีลักษณะเช่นเดียวกับการปลูกรูปแบบที่หนึ่ง



รูปที่ 2.7 (ก) ลักษณะความเครียดอัดที่เกิดขึ้นบริเวณรอยต่อระหว่างวัสดุที่มีค่าโครงผลึกต่างกัน และ (ข) การเกิดควอนตัมดอตในกระบวนการปลูกแบบ SK เมื่อมีปริมาณสารที่ปลูกมากพอ [53]

หลังจากการปลูกในสถานะที่กล่าวมาแล้วหากมีการดำเนินการปลูกต่อไปจนกระทั่งปริมาณสารที่ปลูกมากเกินไป โครงสร้างเกาะ 3 มิติจะรวมตัวกันเกิดเป็นโครงสร้างเกาะ 3 มิติขนาดใหญ่ (ripening island) แบ่งได้เป็นอีก 3 สถานะ

4. R1 เป็นการปลูกผลึกต่อจากการปลูกในแบบชั้นต่อชั้น เกิดเมื่อความแตกต่างของโครงผลึกมีค่าในช่วง 2-5% มีปริมาณการปลูกมากกว่า 3 ML เกิดการรวมกันระหว่างอะตอมของสารที่ปลูกลงไปมากกว่ากับชั้นราบที่มีความเครียดสะสมอยู่จึงเกิดเป็นโครงสร้างเกาะ 3 มิติขนาดใหญ่อยู่บน WL

5. R2 เป็นการปลูกผลึกต่อจากการปลูกในแบบ SK เกิดเมื่อมีการปลูกผลึกในสถานะ SK มากพอจนเกิดโครงสร้างเกาะ 3 มิติที่มีขนาดใหญ่และมีหนาแน่นมากจนทำให้อะตอมของสารที่ปลูกสามารถเคลื่อนที่ระหว่างเกาะได้ อะตอมที่ปลูกจึงเกิดการรวมตัวกับผิวหน้าของเกาะเป็นส่วนมากทำให้เกิดการรวมตัวกันเกิดเป็นโครงสร้างเกาะขนาดใหญ่ขึ้นมาผสมกับโครงสร้างเกาะปกติโดยยังอยู่บน WL

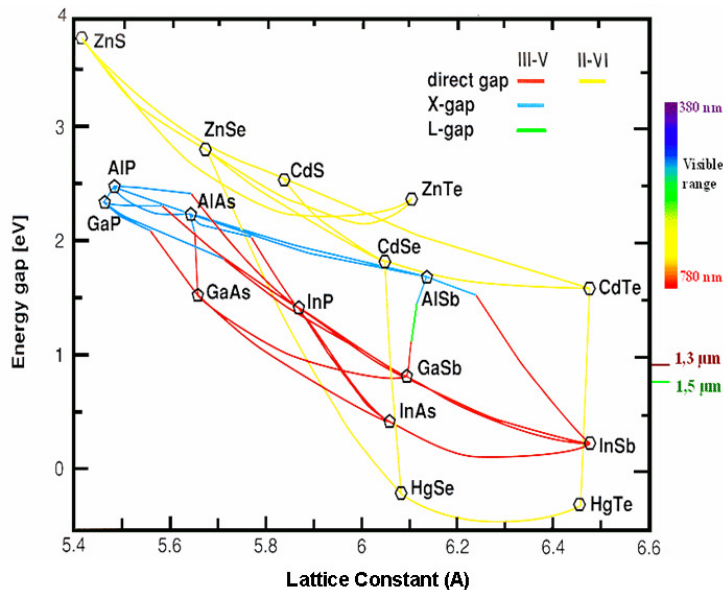
6. R3 เป็นการปลูกผลึกต่อจากการปลูกในแบบ VM เกิดเมื่อความแตกต่างของโครงผลึกสูงมากกว่า 15% การเปลี่ยนแปลงที่เกิดมีลักษณะเหมือนกับการปลูกแบบ R2 แต่ไม่มี WL

การสร้างควอนตัมดอทประกอบตัวเองในระบบการปลูกผลึกที่มีความแตกต่างของโครงผลึกมีข้อดีที่ไม่จำเป็นต้องใช้ปัจจัยภายนอกเข้ามาเกี่ยวข้อง มีเพียงความแตกต่างของโครงผลึกระหว่างวัสดุที่ใช้เป็นแผ่นฐานกับวัสดุที่ใช้ปลูกเท่านั้น กระบวนการสังเคราะห์ควอนตัมดอทจึงมีความซับซ้อนน้อยกว่าการสังเคราะห์แบบทำจากบนลงล่างและสามารถหลีกเลี่ยงหรือลดความเสียหายของวัสดุได้ แต่จะมีปัญหาในด้านการกระจายของตำแหน่งและขนาดของควอนตัมดอทซึ่งเป็นไปแบบสุ่ม

การเตรียมควอนตัมดอทในวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นการปลูก InAs ลงบนแผ่นฐาน GaAs ซึ่งมีความแตกต่างของโครงผลึก 7% ช่วงแรกของการปลูกจึงเป็นชั้นราบ แล้วโครงสร้างจะเริ่มเกิดเป็นควอนตัมดอทเมื่อปลูก InAs ได้ประมาณ 1.6-1.7 ML การปลูกควอนตัมดอทอยู่ในระบบ SK₁ ดังบริเวณที่ระบายสีในรูปที่ 2.6

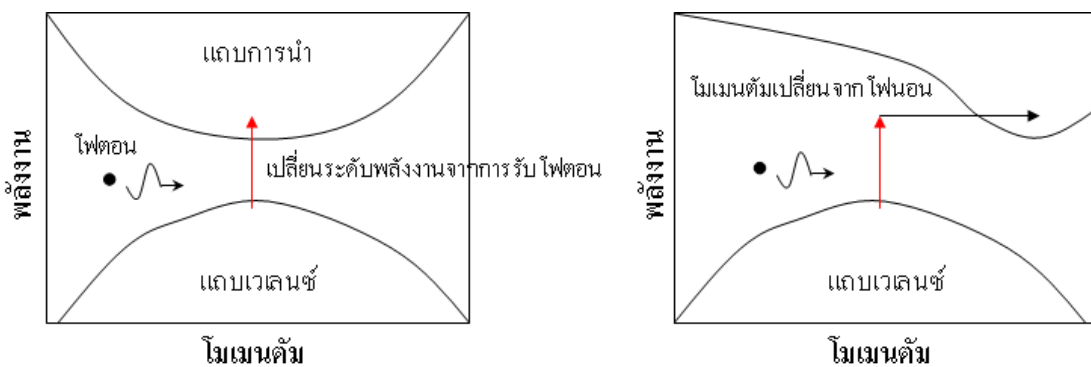
2.2.3 วัสดุ

สารกึ่งตัวนำที่สามารถนำมาใช้ในการเตรียมโครงสร้างเฮเทอโรนั้นก็มีหลายประเภท การพิจารณาสมบัติพื้นฐานวัสดุจะทำให้สามารถคาดเดาสมบัติและโครงสร้างที่จะเกิดขึ้นจากการปลูกผลึกได้ รูปที่ 2.8 แสดงความสัมพันธ์ของค่าโครงผลึกและช่องว่างพลังงานของสารประกอบกึ่งตัวนำสำคัญที่อุณหภูมิห้อง



รูปที่ 2.8 แผนภาพแสดงความสัมพันธ์ค่าโครงผลึกและช่องว่างพลังงานของสารประกอบกึ่งตัวนำแต่ละชนิดที่อุณหภูมิห้อง เส้นเชื่อมแสดงความสัมพันธ์ของค่าโครงผลึกและช่องว่างพลังงานระหว่างสารประกอบ 2 ชนิด เส้นสีแดงคือมีช่องว่างพลังงานแบบตรง (direct gap) และเส้นสีฟ้าคือ มีช่องว่างพลังงานแบบไม่ตรง (indirect gap) ในระบบ III-V [54]

ช่องว่างพลังงานจะส่งผลต่อสมบัติทางแสงของวัสดุทั้งในแง่การตรวจจับแสงและการเปล่งแสง ในสารประกอบที่มีช่องว่างพลังงานแบบตรง (direct gap) เมื่อรับพลังงานจากโฟตอนเพียงพอ อิเล็กตรอนสามารถเปลี่ยนระดับพลังงานจากแถบเวเลนซ์ไปสู่แถบการนำได้ดังรูปที่ 2.9(ก) แต่ในสารประกอบที่มีช่องว่างพลังงานแบบไม่ตรง (indirect gap) นอกจากต้องรับพลังงานจากโฟตอน จำเป็นต้องเปลี่ยนโมเมนตัมจากการรับโฟนอน (phonon) ดังรูปที่ 2.9(ข) สารประกอบที่มีช่องว่างพลังงานแบบตรงจึงสามารถเปล่งแสงได้และตอบสนองต่อแสงได้ดีกว่าสารประกอบที่มีช่องว่างพลังงานไม่ตรง



รูปที่ 2.9 แผนภาพแถบพลังงานการเปลี่ยนระดับพลังงานของอิเล็กตรอนจากแถบเวเลนซ์ไปสู่แถบการนำโดย (ก) การรับพลังงานจากโฟตอน เมื่อสารกึ่งตัวนำเป็นแบบตรง และ (ข) รับพลังงานจากโฟตอนและโมเมนตัมจากโฟนอน เมื่อสารกึ่งตัวนำเป็นแบบไม่ตรง

ในสารประกอบสามธาตุ (ternary compound) ค่าโครงผลึกจะสามารถประมาณได้จากกฎของเวการ์ด (Vegards law) [55] โดยการเทียบส่วนผสมระหว่างสารประกอบธาตุคู่ (binary compound) ได้ตามเส้นเชื่อมโยงระหว่างสารประกอบในรูปที่ 2.8 เช่น GaAs มีค่าโครงผลึก 5.653 Å และ InAs มีค่าโครงผลึก 6.058 Å ดังนั้น $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ จะมีค่าโครงผลึก 5.856 Å เป็นต้น

ค่าโครงผลึกของสารประกอบจะส่งผลต่อโครงสร้างที่เกิดขึ้นในโครงสร้างแบบเฮเทอโร หากปลูกวัสดุที่มีความแตกต่างของโครงผลึกน้อยจะได้โครงสร้างที่มีลักษณะเป็นชั้นเรียบ เช่น การปลูกโครงสร้างควอนตัมเวลล์ของ AlGaAs/GaAs/AlGaAs เป็นต้น ถ้ามีความแตกต่างของโครงผลึกมากก็จะเกิดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้าง เช่น เกิดควอนตัมดอตและจุดบกพร่องในวัสดุ เป็นต้น ระบบในการปลูกจะมีลักษณะดังกล่าวไว้แล้วในหัวข้อที่ผ่านมา

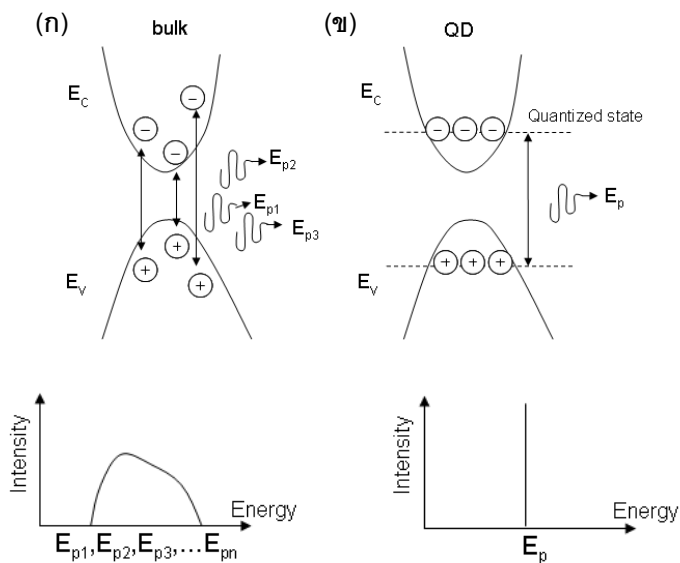
การเตรียมโครงสร้างควอนตัมดอตนั้นในเบื้องต้นต้องการควอนตัมดอตที่มีค่าโครงผลึกมากกว่าและมีช่องว่างพลังงานต่ำกว่าแผ่นฐานเท่านั้น จึงทำได้หลายแบบ เช่น การปลูก InGaAs บน GaAs และการปลูก InP บน GaP เป็นต้น โดยเงื่อนไขในการปลูกจะแตกต่างกันออกไป วิทยานิพนธ์ฉบับนี้จะศึกษาควอนตัมดอต InAs บนแผ่นฐาน GaAs เท่านั้น ความแตกต่างของค่าโครงผลึกของวัสดุมีค่า 7% เป็นการปลูกในเฟส SK_1 ซึ่งในช่วงแรกของการปลูกจะได้ชั้นราบที่มีความเครียดสะสม (WL) ควอนตัมดอตจะก่อตัวขึ้นเมื่อปริมาณสารที่ปลูกมีความหนาถึงค่า ความหนาวิกฤติ (critical thickness) ที่ 1.6-1.7 ML และควอนตัมดอตที่ได้จะมีช่องว่างพลังงานแบบตรง

2.2.4 การเปล่งแสงจากควอนตัมดอต

การเปล่งแสงในวัสดุสารกึ่งตัวนำเกิดจากอิเล็กตรอนในแถบการนำรวมตัวกับโฮลในแถบเวเลนซ์โดยคายอนุภาคของแสงหรือโฟตอน (photon) ออกมา พลังงานของโฟตอน (E_{photon}) ที่ปล่อยออกมาสัมพันธ์กับความยาวคลื่น (λ) ดังนี้

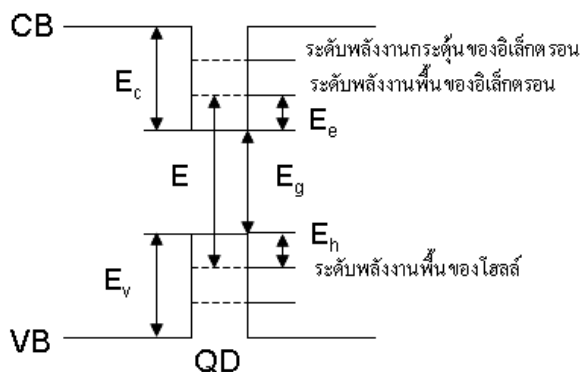
$$E_{\text{photon}} \text{ (eV)} = 1240/\lambda \text{ (nm)} \quad (2.15)$$

โฟตอนที่ปล่อยออกมาเกิดจากการคายพลังงานของอิเล็กตรอนจากแถบการนำ ผ่านช่องว่างพลังงานมายังแถบเวเลนซ์ดังรูปที่ 2.10 สมบัติการเปล่งแสงของวัสดุจึงสัมพันธ์โดยตรงกับโครงสร้างแถบพลังงาน ในกรณีวัสดุขนาดใหญ่พาหะสามารถกระจายตัวได้อย่างอิสระในแถบการนำ (CB) และแถบเวเลนซ์ (VB) การรวมกลับจึงเกิดได้หลายแบบ ($E_{p1}, E_{p2}, E_{p3}, \dots, E_{pn}$) การเปล่งแสงจึงมีลักษณะเป็นช่วงกว้างประกอบด้วยโฟตอนหลายความยาวคลื่นดังรูปที่ 2.10(ก) แต่ในควอนตัมดอต พาหะสามารถอยู่ได้เพียงระดับพลังงานหนึ่งเท่านั้น มีลักษณะไม่ต่อเนื่อง (Quantized state) การรวมกลับจึงมีได้เพียงค่าเดียว (E_p) การเปล่งแสงจึงมีโฟตอนความยาวคลื่นเดียวดังรูปที่ 2.10(ข)



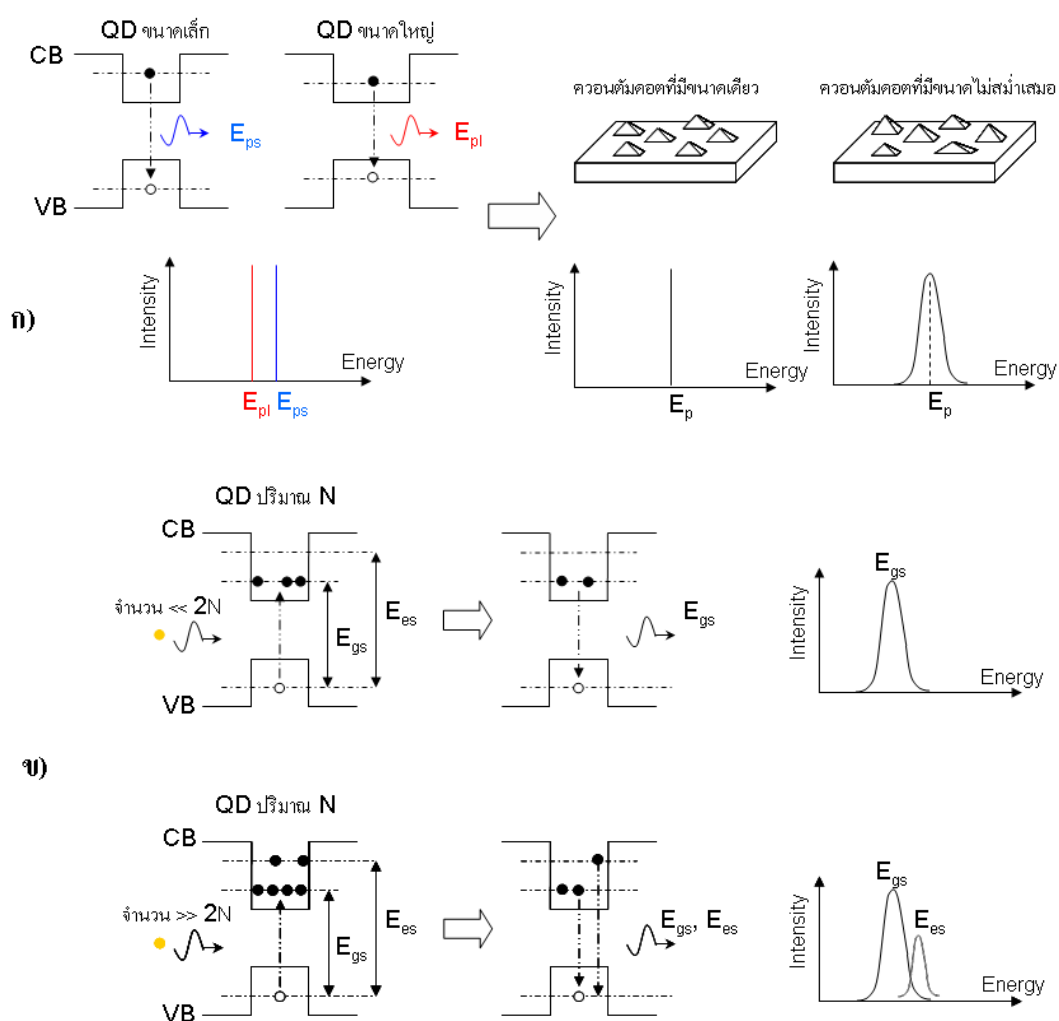
รูปที่ 2.10 แสดงการกระจายตัวของพาหะในแถบพลังงาน (รูปบน) และสเปกตรัมของแสงที่ออกมาจากโครงสร้าง (รูปล่าง) ของสารกึ่งตัวแบบตรงที่เป็น (ก) วัสดุขนาดใหญ่ และ (ข) ควอนตัมดอต

ควอนตัมดอตเป็นโครงสร้างแบบเฮเทอโรที่มักถูกล้อมรอบด้วยวัสดุต่างชนิดที่มีช่องว่างพลังงานสูงกว่า เช่น InAs ควอนตัมดอตใน GaAs พาหะภายในควอนตัมดอตจึงถูกจำกัดอิสระในการเคลื่อนที่ทุกทิศทาง ระดับพลังงานของพาหะในโครงสร้างจึงต่างออกไป แผนภาพโครงสร้างแถบพลังงานของควอนตัมดอตอย่างง่ายในหนึ่งมิติถูกแสดงในรูปที่ 2.11 โดย E_g คือ ช่องว่างพลังงานของวัสดุที่ถูกนำมาสร้างเป็นควอนตัมดอต, E_c คือ ผลต่างระหว่างระดับพลังงานในสถานะพื้น (ground-state) ของอิเล็กตรอนและโฮล, E_e, E_h คือ ค่าพลังงานกักกัน (confinement energies) ของอิเล็กตรอนและโฮล และ $\Delta E_c, \Delta E_v$ คือ ผลต่างบริเวณเชื่อมต่อ (band offset) ของแถบการนำและแถบเวเลนซ์ตามลำดับ ระหว่างวัสดุที่เป็นควอนตัมดอต (InAs) และวัสดุโดยรอบ (GaAs)



รูปที่ 2.11 แผนภาพโครงสร้างแถบของแถบการนำ (CB) และเวเลนซ์ (VB) ในควอนตัมดอต (QD)

อิเล็กทรอนิกส์ปรารถนาที่จะครอบครองสถานะพลังงานที่ต่ำๆ การเปล่งแสงในวัสดุขนาดใหญ่จึงให้โฟตอนมีพลังงานใกล้เคียงกับ E_g แต่การเปล่งแสงในควอนตัมดอต จะให้โฟตอนที่มีพลังงานสูงกว่า E_g จากผลของการกักกันการเคลื่อนที่ของพาหะ (E_e และ E_h) และจากผลกระทบของพลังงานความเครียด (strain energy) ทำให้การเปล่งแสงในควอนตัมดอตขึ้นกับสมบัติของวัสดุ, ขนาด, รูปร่าง, สภาวะภายในและสภาวะโดยรอบควอนตัมดอต [56-58] ดังรูปที่ 2.12 ควอนตัมดอตที่ก่อตัวขึ้นในโหนด SK มีขนาดไม่สม่ำเสมอโดยมีการกระจายตัวของขนาด (size distribution) ที่อธิบายได้ด้วยฟังก์ชัน Gaussian ระดับกักกันก็ได้รับผลกระทบจากผลของการกระจายตัวของขนาด การเปล่งแสงจึงมีความกว้างของสเปกตรัมดังรูปที่ 2.12(ก) คือมีความกว้างที่ครึ่งหนึ่งของยอดสูงสุด (FWHM) ที่ไม่เป็นศูนย์ และความเข้มของการเปล่งแสงแต่ค่าความยาวคลื่นเฉลี่ยสามารถอธิบายได้ด้วยฟังก์ชัน Gaussian เช่นกัน



รูปที่ 2.12 แสดงการเปลี่ยนสมบัติทางแสงของควอนตัมดอต (ก) กรณีเปลี่ยนขนาดของควอนตัมดอต เมื่อควอนตัมดอตมีขนาดเล็กลงทำให้มีพลังงานกักกันสูงขึ้นจึงมีระดับพลังงานสูงขึ้นและเมื่อมีขนาดใหญ่ขึ้นจะมีพลังงานกักกันต่ำลงทำให้ระดับพลังงานต่ำลง (ข) กรณีเมื่อมีการกระตุ้นด้วยปริมาณโฟตอนมากจนทำให้อิเล็กทรอนิกส์สามารถขึ้นไปครอบครอง พลังงานสถานะกระตุ้นทำให้เกิดการเปล่งแสงจากทั้งสองสถานะ

จากหลักการกีดกันของเพาลี (Pauli's exclusion principle) อิเล็กตรอนจะไม่สามารถครอบครองสถานะซึ่งมีระดับพลังงานเดียวกันได้มากกว่า 2 ตัว ระดับพลังงานของอิเล็กตรอนในวัสดุปกติจึงกระจายออกไป แต่ในควอนตัมดอต อิเล็กตรอนสามารถครอบครองระดับพลังงานเดียวกันได้หากควอนตัมดอตมีขนาดเท่ากันทุกประการ และอยู่ห่างกันมากจนกระทั่งฟังก์ชันคลื่นไม่ซ้อนเหลื่อม (overlap) กัน ปริมาณของอิเล็กตรอนในระดับพลังงานหนึ่งจึงอาจมีปริมาณเท่ากับปริมาณของควอนตัมดอตในวัสดุ แต่เมื่อระดับพลังงานดังกล่าวถูกอิเล็กตรอนครอบครองจนเต็ม ระดับพลังงานที่สูงขึ้นในลำดับถัดไปจะสามารถถูกอิเล็กตรอนครอบครองได้ ระดับพลังงานต่ำสุดที่อิเล็กตรอนครอบครองได้เรียกว่า พลังงานสถานะพื้น (ground-state energy) ระดับพลังงานชั้นที่สูงขึ้นไปทั้งหมดเรียกรวมกันว่า พลังงานสถานะกระตุ้น (excited-state energy) ควอนตัมดอตที่มีอิเล็กตรอนในแถบการนำมากพอจะสามารถเปล่งแสงได้ทั้งในสถานะพื้นและสถานะกระตุ้น ดังรูปที่ 2.12(ข)

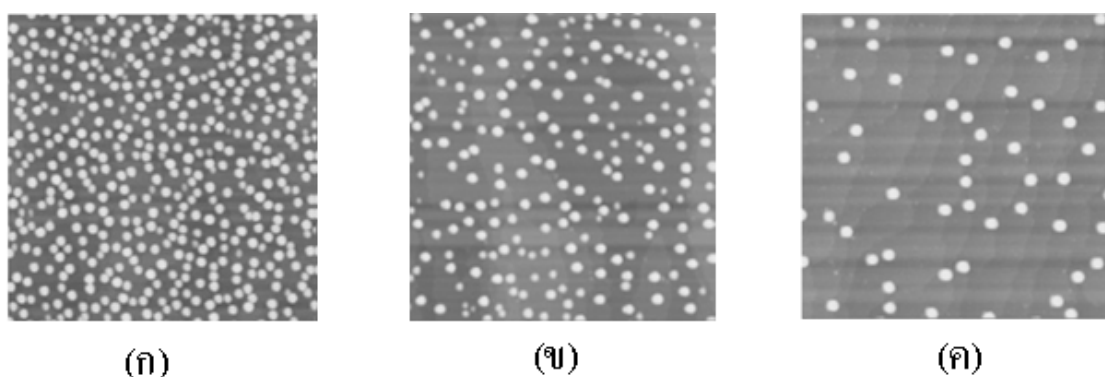
ควอนตัมจะสามารถเปล่งแสงในช่วงเฉพาะเจาะจง มีอัตราขยายสูง และสามารถเปลี่ยนย่านการเปล่งแสงได้โดยการปรับ ขนาด, รูปร่าง และวัสดุ จึงเป็นวัสดุอิเล็กทรอนิกส์ที่สำคัญที่สุดชนิดหนึ่ง อย่างไรก็ตามควอนตัมดอตที่ปลูกในโหมด SK มีข้อจำกัดเรื่องการควบคุมขนาดและความหนาแน่นของควอนตัมดอต ทำให้บทบาทประยุกต์ของมันไม่กว้างขวางเท่าที่ควร

2.3 แนวทางการควบคุมสมบัติทางแสงของ InAs ควอนตัมดอต

ควอนตัมดอตในโหมด SK แม้จะสามารถให้ประสิทธิภาพทางแสงดี แต่มีปัญหาในการควบคุมโครงสร้าง เช่น ขนาด รูปร่าง ความสม่ำเสมอ ปริมาณ เป็นต้น ซึ่งเป็นปัจจัยสำคัญที่ส่งผลต่อสมบัติของวัสดุ การนำโครงสร้างนี้ประยุกต์ใช้ในอุปกรณ์จำเป็นต้องสามารถควบคุมสมบัติให้ได้ตามที่ต้องการ จึงจำเป็นต้องมีการศึกษาเพื่อควบคุมโครงสร้าง เนื้อหาในงานวิจัยนี้จะมุ่งเน้นในการศึกษาโครงสร้างโมเลกุลควอนตัมดอตของ InAs ที่ปลูกบนแผ่นฐาน GaAs

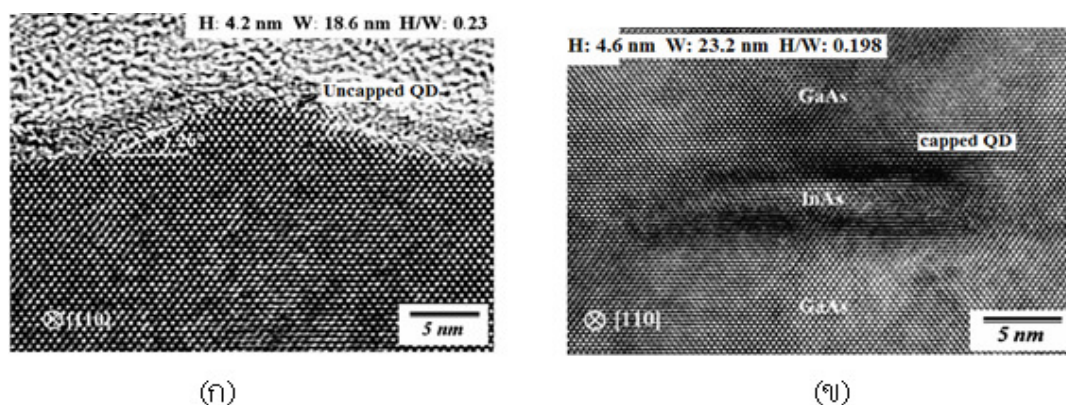
การปลูก InAs บนแผ่นฐาน GaAs จะเกิดควอนตัมดอต เมื่อปริมาณของ InAs มีความหนา 1.6-1.7 ML หลังจากนั้นความหนาแน่นของควอนตัมดอตจะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วจนเริ่มเพิ่มขึ้นช้าลงเมื่อความหนาของการปลูกตั้งแต่ 2 ML ขึ้นไป [59] เงื่อนไขที่ใช้ในการปลูกเป็นปัจจัยที่ส่งผลถึงลักษณะการเกิดของโครงสร้างโดยตรงโดยที่ทั้งขนาด, รูปร่าง และความสม่ำเสมอของควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นจะมีการเปลี่ยนแปลงตามปริมาณสารที่ปลูก [28,59] แต่เมื่อเพิ่มปริมาณมากกว่า 2.3 MLขึ้นไปจะเริ่มเกิดความบกพร่องในวัสดุ [28] ทำให้ควบคุมลักษณะของโครงสร้างได้ยากและมีข้อจำกัด ด้วยเหตุนี้จึงมีการศึกษาปัจจัยและเทคนิควิธีการต่างๆ ที่ส่งผลถึงโครงสร้างและสามารถช่วยในการควบคุมสมบัติของโครงสร้าง

อัตราการปลูกเป็นพารามิเตอร์หนึ่งที่สำคัญในการควบคุมขนาดและความสม่ำเสมอของควอนตัมดอต อัตราการปลูกที่สูงจะให้ ควอนตัมดอตที่เล็ก มีความหนาแน่นสูง และมีความสม่ำเสมอต่ำดังรูปที่ 2.13(ก) และ (ข) ในทางตรงกันข้าม อัตราการปลูกที่ต่ำจะให้ควอนตัมดอตที่ใหญ่ มีความหนาแน่นต่ำ และมีความสม่ำเสมอสูงซึ่งเป็นผลจากการแลกเปลี่ยนและรวมตัวของอะตอมระหว่างดอตเมื่อมีเวลามากพอ [28,60-61] ดังรูปที่ 2.13(ค) นอกจากนี้การแทรกเวลาหยุดการปลูก (growth interruption time) โดยไม่เปลี่ยนแปลงอุณหภูมิจะทำให้ In อะตอมแพร่หรือสลายออกของจากกลุ่มก้อนขนาดเล็ก สามารถช่วยปรับปรุงความสม่ำเสมอของโครงสร้างได้อีกวิธีหนึ่ง [61]



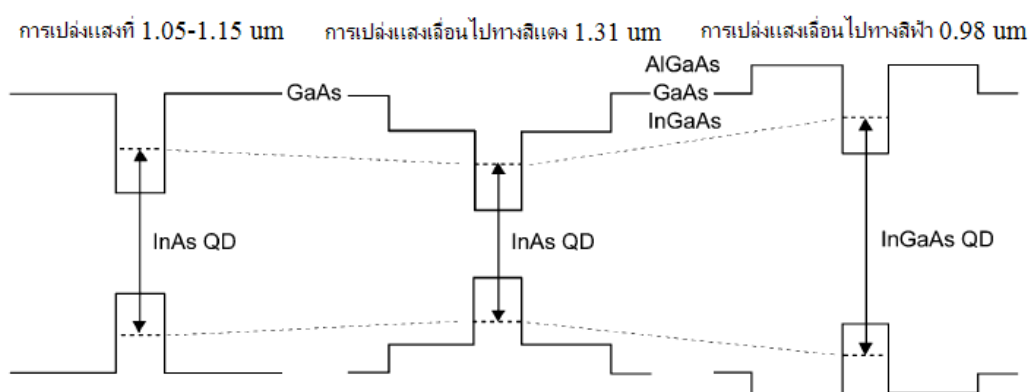
รูปที่ 2.13 แสดงภาพ AFM ของควอนตัมดอตที่ปลูกด้วยอัตราปลูก (ก) 0.2, (ข) 0.04 และ (ค) 0.01 ML/s ตามลำดับ [62]

ควอนตัมดอตที่นำไปใช้งานจริงจะถูกกบด้วยวัสดุคนละชนิด ชั้นกบ (capping layer) หรือชั้นกักกัน (confining layer) เป็นวัสดุที่กบและล้อมรอบควอนตัมดอต ทำให้เกิดกำแพงศักย์ซึ่งกักกันพาหะในควอนตัมดอตจากผลของความไม่ต่อเนื่องของแถบพลังงาน (band discontinuity) วัสดุที่ใช้เป็นชั้นกบจะต้องมีค่าโครงสร้างผลึกที่เท่ากับหรือใกล้เคียงกับแผ่นฐาน เช่น InAs ควอนตัมดอตที่ถูกปลูกบนแผ่นฐาน GaAs จะถูกกบด้วย GaAs เป็นต้น ค่าโครงสร้างผลึกที่ต่างจากควอนตัมดอตทำให้เกิดการปรับเปลี่ยนโครงสร้างบริเวณผิวชั้นกบที่ล้อมรอบควอนตัมดอต นอกจากนี้ หลังจากการกบควอนตัมดอตของวัสดุกลุ่ม InAs ด้วย GaAs แล้วจะเกิดการเปลี่ยนแปลงขนาด, รูปร่าง และส่วนผสมของวัสดุในโครงสร้าง เนื่องจากการผสมกันของ In และ Ga ที่เกิดจากการแพร่หรือเคลื่อนตัวของอะตอมในบริเวณผิวของควอนตัมดอตและชั้นกบ [63-64] ควอนตัมดอตที่ถูกกบมักแบนลงดังรูปที่ 2.14(ก) ควอนตัมดอตที่ไม่ได้ถูกกบเป็นรูป (ข) อัตราส่วนความสูง (H) ต่อความกว้าง (W) ของควอนตัมดอตมีค่าลดลงเมื่อถูกกบ แต่ความสูงและความกว้างที่แน่นอนของควอนตัมดอตที่ถูกกบสามารถหาได้ยากเนื่องจากการผสมกันของ In และ Ga บริเวณผิวรอยต่อ การลดผลจากการผสมกันสามารถช่วยปรับปรุงความสม่ำเสมอของควอนตัมดอตและคงสภาพของควอนตัมดอตไว้ได้ซึ่งอาจทำได้โดยการลดความสามารถในการเคลื่อนตัวของอะตอมโดยใช้วิธีการกบที่อุณหภูมิต่ำ [62,65] เป็นต้น



รูปที่ 2.14 (ก) ภาพ Hi-resolution electron microscopy (HREM) ของ InAs ควอนตัมดอตที่ไม่ได้ถูกกบและ (ข) ที่ถูกกบด้วย GaAs [62]

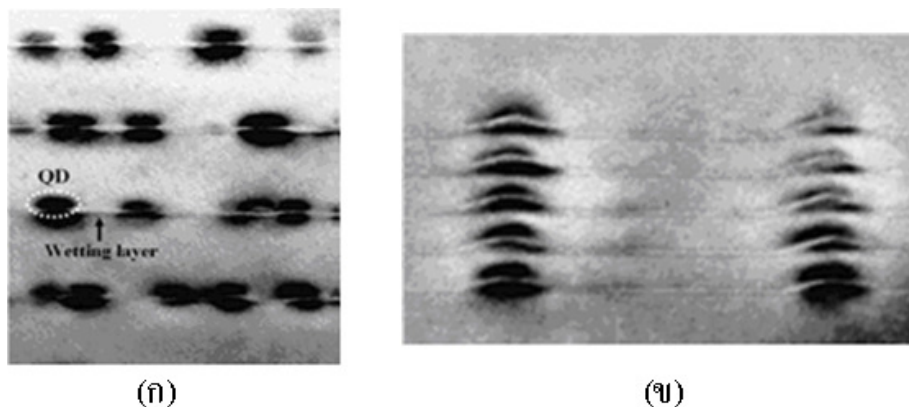
การเปลี่ยนวัสดุที่ล้อมรอบควอนตัมดอทหรือตัวโครงสร้างควอนตัมดอทเองโดยใช้วัสดุผสมของวัสดุเดิมสามารถเปลี่ยนโครงสร้างแถบพลังงานได้ จึงสามารถปรับระดับพลังงานกักกันของโครงสร้างได้ด้วย เช่นเดียวกับการควบคุมขนาดของโครงสร้างดังรูปที่ 2.15 เช่น การกลบด้วย $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ซึ่ง Al มีค่าโครงผลึกใกล้เคียง Ga แต่มีช่องว่างพลังงานกว้างกว่ามาก ทำให้ความไม่ต่อเนื่องของแถบพลังงานแถบพลังงานสูงขึ้น ส่งผลให้ระดับพลังงานกักกันในโครงสร้างสูงขึ้นด้วยเช่นกัน มีผลเช่นเดียวกับการลดขนาดของควอนตัมดอท [66] ส่วนการกลบ InAs ด้วย $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ จะทำให้ความเครียดที่เกิด ณ บริเวณผิวของควอนตัมดอทลดลง [67-68] ลดการผสมกันของ In และ Ga [67] ความไม่ต่อเนื่องของแถบพลังงานจึงลดลง [69] ระดับพลังงานกักกันของโครงสร้างจึงต่ำลง มีผลเช่นเดียวกับการขยายขนาดควอนตัมดอท เป็นต้น ซึ่งอัตราส่วนของสารที่ผสมและความหนาของชั้นกลบที่ปลูกนี้ล้วนส่งผลถึงการเปลี่ยนแปลงสมบัติของโครงสร้างและสมบัติทางแสงที่ตามมา



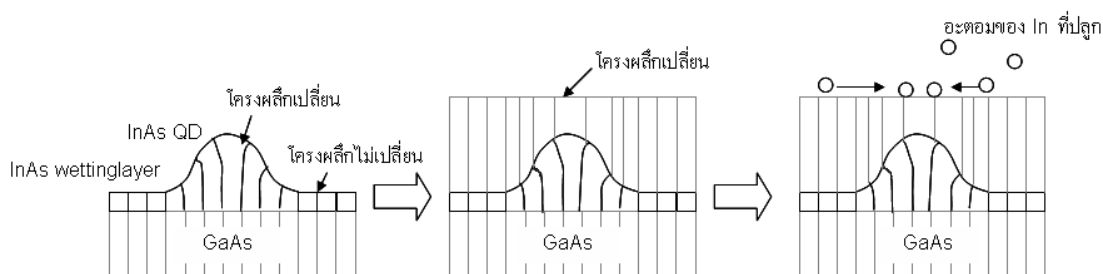
รูปที่ 2.15 โครงสร้างแถบของ InAs/GaAs ควอนตัมดอท, InAs ควอนตัมดอทที่กลบด้วยชั้น InGaAs และ InGaAs ควอนตัมดอทที่กลบด้วยชั้น AlGaAs ตามลำดับ [70]

ควอนตัมดอทซ้อน (stacked quantum dot) คือ โครงสร้างที่ประกอบด้วยควอนตัมดอทหลายชั้นโดยมีการปลูกควอนตัมดอทบนชั้นกลบซึ่งกลบชั้นควอนตัมดอทด้านล่างอยู่แล้ว ผลของความเครียดในบริเวณผิวระหว่างชั้นกลบและควอนตัมดอทที่ถูกกลบสามารถแพร่ขึ้นมาสู่ชั้นกลบด้านบน ความหนาชั้นกลบหรือชั้นคั่นระหว่างชั้นควอนตัมดอท (spacer layer) จึงมีอิทธิพลอย่างมากต่อการปลูกควอนตัมดอทที่ตามมา ถ้าชั้นคั่นหนามากการปลูกจะไม่ได้รับผลกระทบใดๆ ควอนตัมดอทจะเกิดขึ้นอย่างอิสระดัง 2.16(ก) แต่หากชั้นคั่นบางการปลูกจะได้รับผลกระทบจากชั้นล่าง ส่งผลให้ควอนตัมดอทมีแนวโน้มที่จะเกิดบนตำแหน่งเดียวกับควอนตัมดอทชั้นล่าง [71] ดัง 2.16(ข) แล้วเมื่อเพิ่มปริมาณชั้นที่ซ้อนจะเห็นได้ว่า ควอนตัมดอทมีขนาดเฉลี่ยใหญ่ขึ้นแต่มีการกระจายตัวของขนาดต่ำลง [72] และก่อตัวขึ้นที่ความหนาวิกฤติต่ำลงขึ้นกับความหนาของชั้นคั่น [73] ซึ่งเป็นผลมาจากการแพร่ของความเครียดจากควอนตัมดอทที่ถูกกลบขึ้นมาสู่พื้นผิว อย่างไรก็ตามกรณีของ InAs ควอนตัมดอทที่กลบด้วยชั้นคั่น GaAs อะตอมของ In ที่ปลูกจะพยายามเคลื่อนที่ไปบริเวณยอดของควอนตัมดอทที่ถูกกลบอยู่ซึ่งเป็นบริเวณที่ชั้นคั่นของ GaAs ได้รับผลกระทบจากความเครียดและทำให้เกิดการปรับเปลี่ยนโครงสร้างส่งผลให้ความแตกต่างของโครงผลึกระหว่าง InAs กับผิวที่ปลูกลดลงดังในรูปที่ 2.17 ควอนตัมดอทในชั้นถัดมาจึงเลือกที่จะก่อตัวขึ้นในบริเวณที่มีควอนตัมดอทถูกกลบอยู่ชั้นล่าง [74] นอกจากนี้ควอนตัมดอทที่มีการเรียงตัวกันในแนวตั้งสามารถคงสภาพเดิมได้มากกว่า ต่างจากควอนตัมดอทชั้นเดียวที่มีลักษณะราบลง เนื่องจากความเครียดที่เกิดขึ้นระหว่างควอนตัมดอทที่ถูกกลบกับชั้นกลบมีค่าต่ำลงเพราะชั้น

ควอนตัมดอตด้านล่าง [75] การซ้อนกันของชั้นควอนตัมดอตหลายชั้นด้วยชั้นคั่นที่เหมาะสมสามารถเพิ่มความหนาแน่นของควอนตัมดอตได้ซึ่งเป็นที่ต้องการในอุปกรณ์บางประเภท และโครงสร้างนี้มีประสิทธิภาพสูงเมื่อใช้เป็นส่วนไวงานของควอนตัมดอตเลเซอร์ [76] นอกจากนี้พลังงานการเปล่งแสงในโครงสร้างที่ประกอบด้วยควอนตัมดอตหลายชั้นเรียงตัวซ้อนกันในแนวตั้งจะแปรผันตามจำนวนชั้นของควอนตัมดอตและความหนาของชั้นคั่นด้วยซึ่งเป็นผลจากปฏิสัมพันธ์ระหว่างพาหะที่อยู่ในควอนตัมดอตที่ซ้อนอยู่ในแถวเดียวกัน [71,77]



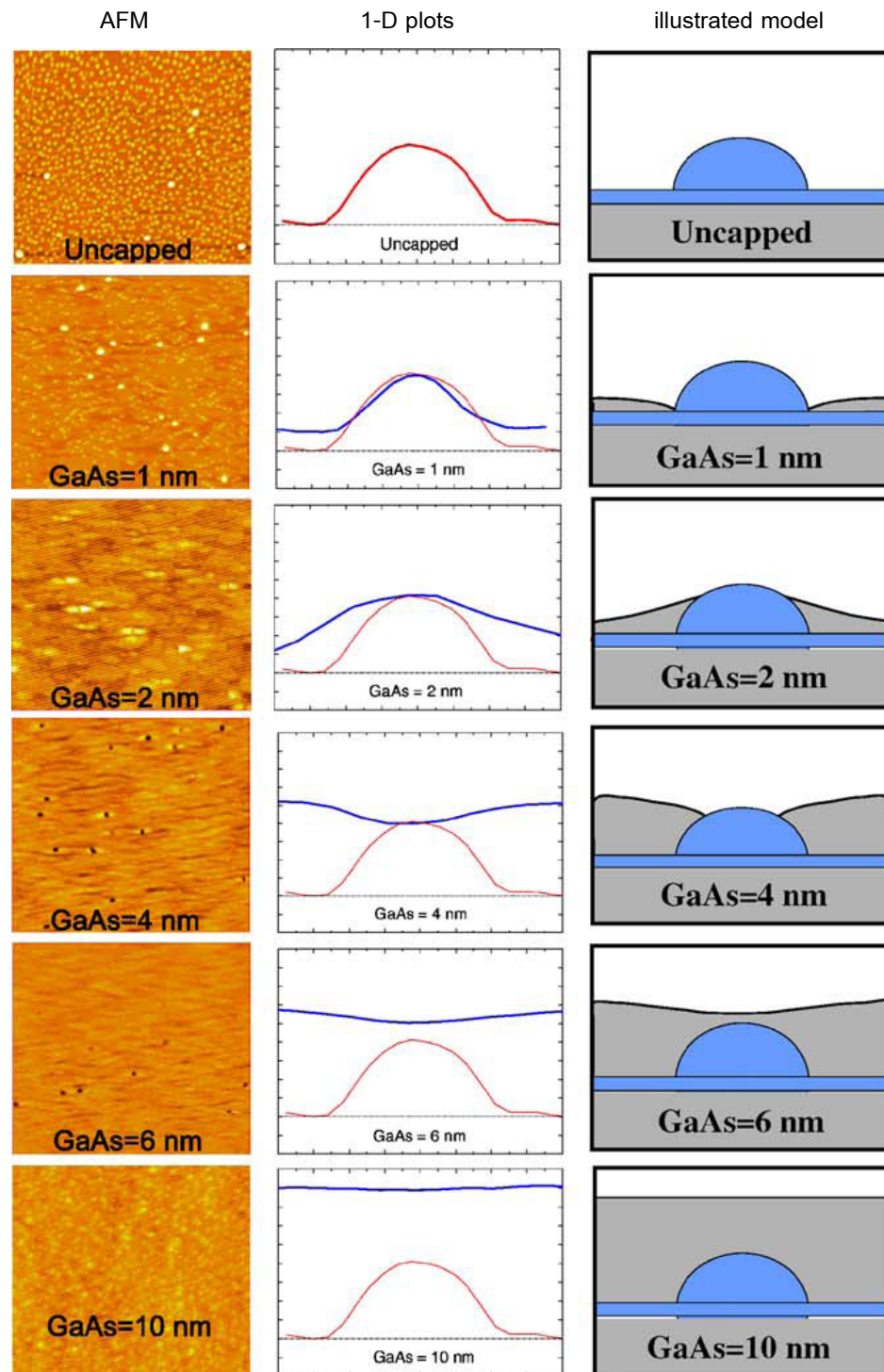
รูปที่ 2.16 (ก) ภาพแสดงควอนตัมดอตหลายชั้นที่มีชั้นคั่นหนา 49 nm ควอนตัมดอตในแต่ชั้นจึงเกิดขึ้นก่อตัวอย่างอิสระ และ (ข) ที่มีชั้นคั่นหนา 9 nm ควอนตัมดอตก่อตัวเรียงตัวกันในแนวตั้ง [77]



รูปที่ 2.17 แผนภาพแสดงการเปลี่ยนโครงสร้างบริเวณควอนตัมดอต ทำให้ชั้นกลบบริเวณยอดของควอนตัมดอตเกิดความเครียดแล้ว อะตอมของ In ที่ปลูกต่อมาจึงเลือกที่จะมาอยู่ในบริเวณที่มีควอนตัมดอตอยู่ด้านล่าง หากชั้นคั่นไม่มีความหนาเพียงพอที่จะลดผลจากความเครียดให้หายไป

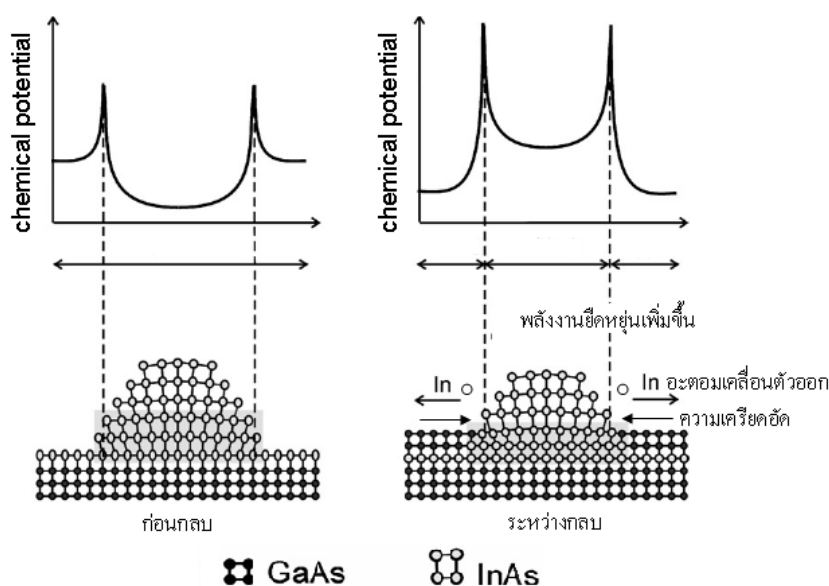
นอกจากนี้ InAs ควอนตัมดอตสามารถถูกปรับเปลี่ยนเป็นโครงสร้างอื่นได้ด้วยการควบคุมความหนาในการปลูกชั้นกลบ GaAs เมื่อความหนาของชั้นกลบถูกลดลงอยู่ในระดับที่เทียบได้กับความสูงควอนตัมดอตหรือเล็กกว่า (<10 nm) [39,65,73] การกลบจะเกิดขึ้นอย่างไม่สม่ำเสมอโดยจะเริ่มจากขอบของควอนตัมดอตก่อน ไม่มีการกลบที่บริเวณกึ่งกลางของควอนตัมดอต เนื่องจากการคลายความเครียดของ InAs ควอนตัมดอตทำให้ส่วนบนของโครงสร้างมีค่าโครงสร้างต่างกับ GaAs ดังรูปที่ 2.17 บริเวณนี้จึงไม่เหมาะสมในการปลูก GaAs อะตอมของ Ga จึงเลือกที่จะเคลื่อนตัวออกจากส่วนยอดของควอนตัมดอต ทำให้การกลบเริ่มจากส่วนขอบของควอนตัมดอตก่อน ส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างดังรูปที่ 2.18 เมื่อความหนาของชั้นกลบสูง (>10

nm) ความเครียดที่อยู่ในชั้นกลบจะเริ่มคลายตัว แล้วสามารถกลบควอนตัมดอตได้หมดและเกิดเป็นชั้นราบ การกลบควอนตัมดอตด้วยชั้นกลบบางจึงมีการเปลี่ยนแปลงขึ้นกับความหนาที่กลบ



รูปที่ 2.18 ภาพ AFM ของ InAs ควอนตัมดอต บน GaAs ที่ยังไม่ถูกกลบ (0 nm), กลบไม่สมบูรณ์ (1, 2, 4 nm), และกลบหมด (6, 10 nm) (แถวซ้าย) ภาพตัดขวาง 1 มิติของควอนตัมดอตสุ่มจากภาพ AFM (แถวกลาง) และแบบร่างของควอนตัมดอตและชั้นกลบที่เขียนจากภาพตัดขวาง 1 มิติ (แถวขวา) [78]

ปัจจัยสำคัญที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงนี้คือการเคลื่อนตัวของ In อะตอมในควอนตัมดอตออกจากโครงสร้างในช่วงการกลับชั้น GaAs เมื่อควอนตัมดอตถูกกลับไปบางส่วนด้วยชั้นของ GaAs ส่วนล่างของควอนตัมดอตที่ถูกกลับจะถูกบีบอัดจาก GaAs โดยรอบทำให้พลังงานยืดหยุ่น (elastic energy) หรือความเครียดสูงขึ้น เป็นเหตุให้อะตอมของ In เคลื่อนตัวออกเพื่อลดพลังงานลงดังรูปที่ 2.19 นอกจากนี้ชั้นของ GaAs โดยรอบยังมีส่วนช่วยเหนี่ยวนำให้อะตอมของ In ที่หลุดออกมาจับบริเวณผิวของชั้นด้วย ทำให้ In เคลื่อนตัวออกจากควอนตัมดอตมาเกิดเป็นชั้น WL ใหม่บนผิวของชั้นกลับ [39,79] และมีการเคลื่อนที่ไปในทิศทาง $[1 -1 0]$ [65,80-81]



รูปที่ 2.19 แผนภาพระดับพลังงานศักย์เคมี (chemical potential) ซึ่งเป็นพลังงานรวมของโครงสร้างในแต่ละตำแหน่งของควอนตัมดอตปกติและควอนตัมดอตที่อยู่ระหว่างกลับ [39]

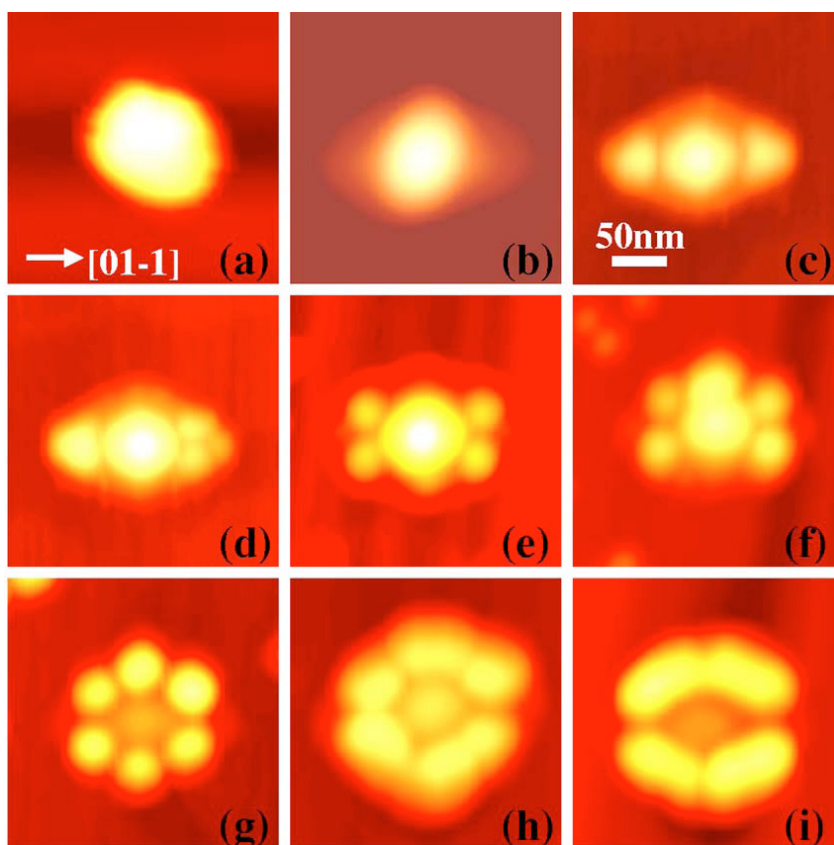
ด้วยสาเหตุที่ได้อธิบายมาทั้งหมดข้างต้น InAs ควอนตัมดอตจึงสลายและเปลี่ยนรูปร่างเป็นโครงสร้างอื่นที่มีลักษณะเป็นหลุมเรียกว่า หลุมนาโน (nanohole) บริเวณศูนย์กลางและมีเนินเกิดขึ้นรอบหลุมเป็นผลจากการเคลื่อนตัวของ In อะตอมยืดออกไปในทิศทาง $[1 -1 0]$ เรียกว่า เนินนาโน (nanomound) หลุมนาโนจะเป็นบริเวณที่ควอนตัมดอตก่อตัว (nucleation site) เมื่อมีการปลูก InAs ต่อมา ผิวหน้าลักษณะนี้สามารถนำไปประยุกต์ใช้เตรียมเป็นโครงสร้างอื่นได้

2.4 ควอนตัมดอตโมเลกุล

ควอนตัมดอตโมเลกุล (Quantum dot Molecule: QDM) คือ กลุ่มของควอนตัมดอตที่เกิดเป็นรูปแบบต่างๆ อยู่ในบริเวณใกล้เคียงกัน QDM เป็นที่สนใจในศักยภาพด้านอุปกรณ์ทางแสงและการคำนวณเชิงควอนตัม [82-84] การเตรียมผิวหน้าของแผ่นฐานเป็นปัจจัยสำคัญต่อการเตรียมโครงสร้าง QDM

กลุ่มของ Lee, Wang และ Salamo เตรียมผิวหน้าของแผ่นฐาน GaAs ให้มีลักษณะเป็นเนินนาโนของ GaAs ด้วยวิธีการปลูกผลึกแบบ droplet epitaxy ซึ่งเป็นการปลูกแบบก่อตัวขึ้นเองเช่นเดียวกับการปลูกแบบ SK

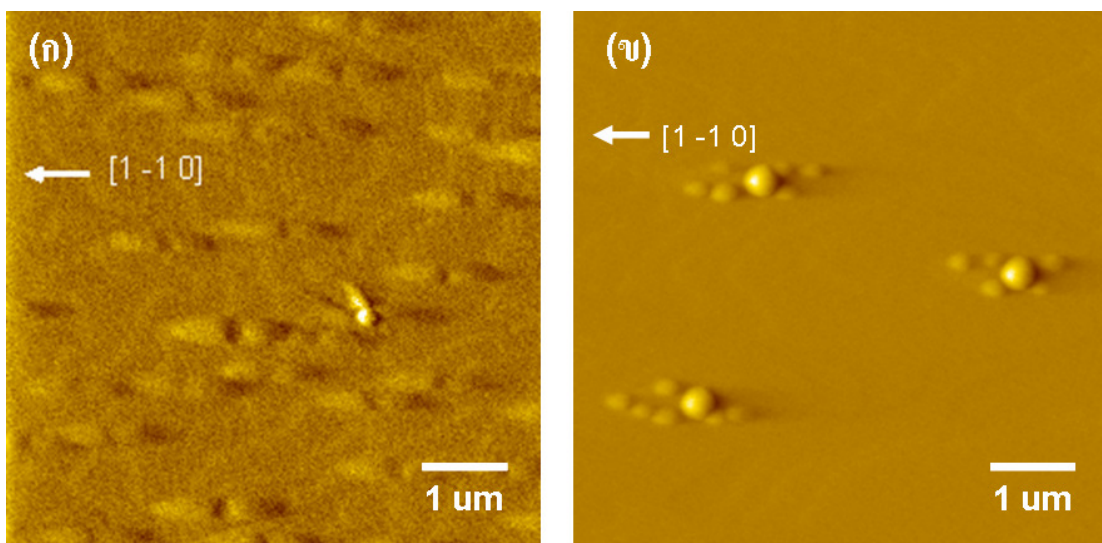
ถ้าโมเลกุลของ Ga ถูกพ่นไปยังผิวหน้าของชิ้นงานในบรรยากาศที่ไม่มี As เกิดเป็นกลุ่มของเหลว Ga ในการปลูกแบบ Volmer-Weber (VM) ที่อุณหภูมิต่ำเพื่อรักษาสภาพกลุ่มของเหลว แล้วจึงเปิด As ทำให้อัตว์เป็นผลึก GaAs ในลักษณะเป็นเนินบนผิวหน้าแม้ว่าไม่มีความแตกต่างของค่าโครงผลึก หลังจากนั้นจึงปลูกผลึก InAs บนผิวหน้าที่เตรียมนั้นในการปลูกแบบ SK เป็นการปลูกผสมแบบ droplet epitaxy/SK QDM จะเกิดบนเนิน GaAs โดยมีปริมาณของควอนตัมดอตในแต่ละกลุ่มขึ้นกับปริมาณการปลูก InAs [31,85] ดังรูปที่ 2.20 การจัดเรียงตัวของควอนตัมดอตโมเลกุลบนเนินสามารถควบคุมได้จากอุณหภูมิที่ใช้ในการปลูกและขนาดของเนิน GaAs [85]



รูปที่ 2.20 QDM จากการปลูก InAs เป็นปริมาณ (a) 0 ML, (b) 0.8 ML, (c) 1.4 ML, (d) และ (e) 1.6 ML, (f) และ (g) 2.0 ML, (h) และ (i) 2.4 ML บนเนิน GaAs [85]

ควอนตัมดอตโมเลกุลในงานวิจัยนี้มีแนวทางโดยย่อคือ เริ่มจากการปลูกชั้นควอนตัมดอตก่อน แล้วกลบด้วยชั้นกลบ GaAs บางๆ ทำให้เกิดการเปลี่ยนสภาพของผิวหน้าเป็นหลุมนาโนและเนินนาโนดังรูปที่ 2.21(ก) หลังจากนั้นจึงปลูก InAs ซ้ำอีกรอบหนึ่งจะได้ควอนตัมดอตโมเลกุลดังรูปที่ 2.21(ข) กรรมวิธีดังกล่าวเรียกว่า การกลบทับและปลูกซ้ำ (thin capping and regrowth) ซึ่งเป็นกรรมวิธีที่ถูกพัฒนาขึ้นโดยบุคลากรของห้องปฏิบัติการวิจัยสารกึ่งตัวนำ [40-44] เอง ลักษณะเด่นของ QDM แบบนี้ คือ มีควอนตัมดอตที่ขนาดเฉลี่ยแตกต่างกันโดยแบ่งออกได้เป็น 2 กลุ่ม คือ ควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นในหลุมนาโน อยู่ตรงกลางของกลุ่ม มีขนาดใหญ่กว่า เรียกว่า ควอนตัมดอตกลาง (central Quantum Dots :cQDs) และควอนตัมดอตที่เกิดขึ้นบนเนินนาโน มีขนาดเล็กกระจายอยู่รอบหลุมนาโน เรียกว่า ควอนตัมบริวาร (satellite Quantum dots: sQDs) ควอนตัมดอต

ทั้ง 2 กลุ่มได้รับผลกระทบโดยตรงจากการปลูกซ้ำและจากผิวหน้าของแผ่นฐาน ผิวหน้าที่เป็นหลุมนาโนและเนินนาโนจะขึ้นกับความหนาและอัตราผสมของชั้นกลบ [39] กระบวนการเกิดรวมและลักษณะทางกายภาพของควอนตัมดอทไมเลกุลที่มีชั้นกลบและการปลูกซ้ำต่างๆ กันได้มีการศึกษาแล้วโดย Suraprapapich [43] และ Siripitakchai [41,44] et al แต่ยังไม่มีการศึกษาสมบัติทางแสงของโครงสร้าง QDM โดยละเอียด วิทยานิพนธ์ฉบับนี้มุ่งเน้นใน การศึกษาและวิเคราะห์สมบัติทางแสงของโครงสร้างควอนตัมดอทไมเลกุล โดยการปรับพารามิเตอร์ในการปลูก และวัดสมบัติทางแสง เพื่อแสดงให้เห็นถึงความสอดคล้องระหว่างแสงที่เปล่งออกมา กับโครงสร้างทางกายภาพ



รูปที่ 2.21 ภาพ AFM (ก) ของหลุมนาโนหลังการกลบด้วยชั้น GaAs บาง (ข) ของ QDM หลังการปลูก InAs ซ้ำ

บทที่ 3

รายละเอียดการทดลอง

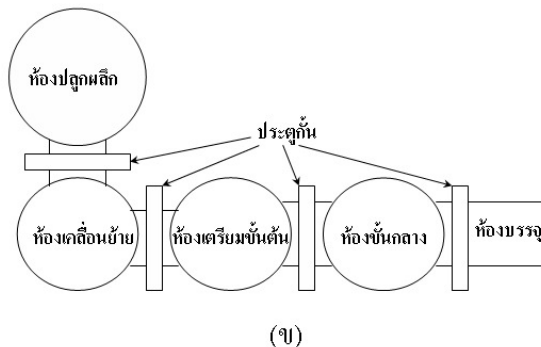
กระบวนการปลูกผลึกที่ประกอบด้วยวัสดุหลายชนิดประเภท โครงสร้างเฮเทอโร โครงสร้างควอนตัม เช่น ควอนตัมเวลล์หรือควอนตัมดอต (QD) จะต้องสามารถควบคุมการปลูกได้อย่างละเอียดและแม่นยำ ระบบปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล (Molecular Beam Epitaxy) หรือ MBE เป็นระบบที่ได้รับความนิยมในการปลูกสารประกอบหมู่ III-V เนื่องจากเป็นเทคนิคที่มีความแม่นยำในการปลูกในระดับต่ำกว่าชั้นโมโน (monolayer: ML) การปลูกผลึกใน MBE ทำโดยการพ่นลำโมเลกุลหรือก๊าซของธาตุที่ต้องการด้วยการทำให้ธาตุหรือวัสดุที่มีธาตุนั้นเป็นส่วนประกอบระเหยหรือระเหิด ลำโมเลกุลจะพุ่งไปยังแผ่นฐานสารกึ่งตัวนำที่เตรียมไว้ เกิดปฏิกิริยาขึ้นที่บริเวณผิวหน้าของแผ่นฐาน และก่อตัวเป็นสารประกอบขึ้น อัตราการปลูกและสัดส่วนของสารประกอบที่เกิดขึ้นจะสัมพันธ์โดยตรงกับความดันไอของลำโมเลกุลที่พ่นมาใส่และสัมประสิทธิ์การเกาะติด (sticking coefficient) ของอะตอมบนผิวหน้าของแผ่นฐานซึ่งขึ้นกับอุณหภูมิผิวของแผ่นฐาน ข้อดีของระบบ MBE คือ 1. การปลูกผลึกดำเนินอยู่ภายใต้ภาวะสุญญากาศสูงยิ่ง (ultra high vacuum) ซึ่งมีปริมาณสิ่งเจือปนหรือ เช่น H_2O , CO และ O_2 ในระดับที่ต่ำมาก ผลึกที่ปลูกได้จึงมีคุณภาพสูง 2. สามารถควบคุมปริมาณสารที่ต้องการได้ละเอียดในระดับ ML โดยการควบคุมความดันไอของลำโมเลกุลของสารที่ปล่อยออกมาและอุณหภูมิผิวของแผ่นฐาน และ 3. สามารถตรวจสอบสถานะของผิวหน้าแผ่นฐานระหว่างปลูก (in-situ) ได้ตลอดเวลา ทำให้มีข้อมูลป้อนกลับของโครงสร้างที่กำลังปลูกตามเวลาจริง (real time)

เนื้อหาในบทถูกแบ่งออกเป็น 3 หัวข้อประกอบด้วย 3.1 อธิบายรายละเอียดส่วนต่างๆของเครื่องปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล, การตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงของผิวหน้าของชิ้นงานระหว่างการปลูก, วิธีการและขั้นตอนการเตรียมชิ้นงาน 3.2 อธิบายหลักการและส่วนประกอบของระบบวัดโฟโตลูมิเนสเซนซ์ (Photoluminescence measurement: PL measurement) 3.3 อธิบายหลักการตรวจสอบผิวหน้าของชิ้นงานด้วย กล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม (Atomic Force Microscope: AFM)

3.1 ระบบปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล

ระบบปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล (MBE) ที่ใช้เป็นของบริษัท RIBER รุ่น 32p ดังรูปที่ 3.1 (ก) มีลักษณะเป็นห้อง (chamber) หลายห้องเชื่อมต่อกัน ประกอบด้วย ห้องบรรจุ (Load lock chamber), ห้องคั่นกลาง (Buffer chamber), ห้องเตรียมชิ้นต้น (Introduction chamber), ห้องเคลื่อนย้าย (Transfer chamber) และห้องปลูกผลึก (Growth chamber) ดังรูปที่ 3.1(ข) แต่ละห้องจะมีวาล์วประตู (Gate valve) คั่นระหว่างห้องทำให้สภาวะภายในของแต่ละห้องเป็นอิสระจากกัน ระบบภายในทั้งหมดจะอยู่ในสภาวะสุญญากาศสูงยิ่ง การเคลื่อนย้ายชิ้นงานระหว่างห้องทำได้โดยเคลื่อนรถ (cart) บนรางใช้ด้วยมือผ่านทางเชื่อมระหว่างห้องด้วยการเปิดปิดวาล์วประตู แผ่นฐานตั้งต้นหรือชิ้นงาน (GaAs) จะถูกติดตั้งบน substrate holder ที่ทำจากโมลิบดีนัม (Mo) หรือเรียกว่า โมลิบดีนัมบล็อก (Mo block) ซึ่งบรรจุอยู่บนรถแล้วเคลื่อนย้ายไประหว่างห้องพร้อมกับการบรรจุใส่ ย้ายตำแหน่ง หรือนำ MO block ออกจากรถ จะใช้แขนแม่เหล็ก (Magnetic arm) ของแต่ละห้อง การเคลื่อนย้ายทางรถทำได้จากห้องบรรจุถึงห้องเคลื่อนย้ายเท่านั้น การย้ายชิ้นงานสู่ห้องปลูกผลึกจะใช้แขน

แม่เหล็กของห้องเคลื่อนย้ายจับ Mo block แล้วส่งเข้าห้องปลูกผลึกครั้งละ 1 ชิ้น รายละเอียดของระบบและส่วนประกอบมีดังต่อไปนี้



(ก)

รูปที่ 3.1 (ก) ภาพจริงและ (ข) แผนภาพของเครื่องปลูกผลึกด้วยลำโมเลกุล

1. ระบบปั๊มสุญญากาศ ภายในระบบการปลูกผลึกทุกห้องจะอยู่ภายใต้สภาวะสุญญากาศสูงยิ่งที่มีความดันอากาศต่ำถึงระดับ 10^{-9} Torr โดยในแต่ละห้องยกเว้นห้องบรรจุจะมีระบบปั๊มดูดอากาศระดับสูงหรือปั๊มไอออน (Ion pump) ติดตั้งไว้ ปั๊มจะทำงานโดยสร้างหมอกอเล็กตรอน ไอออนไนซ์อะตอมหรือโมเลกุลของแก๊สที่เข้ามา และสร้างศักย์ไฟฟ้าพลังงานสูงเพื่อเร่งให้อะตอมหรือโมเลกุลเหล่านั้นเข้าไปชนที่ขั้วไฟฟ้า แล้วถูกนำออกไปจากระบบด้วยปรากฏการณ์ chemisorption หรือ physisorption ขึ้นกับประเภทของแก๊ส ความสามารถของปั๊มจะขึ้นกับประเภทของแก๊สที่ถูกดูดเข้า เช่น CO จะทำให้อัตราการปั๊มต่ำลงเนื่องจากเกิดการเคลือบที่ขั้วไฟฟ้า ส่วน H_2 จะทำให้อัตราการปั๊มเป็นไปตามอัตราการแพร่ของ H_2 ปั๊มไอออนไม่มีส่วนเคลื่อนไหวหรือใช้น้ำมัน ระบบจึงสะอาดและมีการบำรุงรักษาที่ต่ำ ห้องปลูกผลึกและห้องเตรียมชั้นต้นจะประกอบด้วยระบบดูดอากาศเพิ่มอีกชุดหนึ่งคือ ไททาเนียมปั๊ม (Titanium sublimation pump) ในปั๊มจะมีเส้นลวดไทเทเนียมซึ่งมีการจ่ายกระแสสูงผ่านเป็นช่วงๆ ทำให้เกิดความร้อนสูงจนระเหิด ผงโดยรอบของห้องจึงถูกเคลือบด้วยชั้นไทเทเนียมบาง แก๊สที่ตกค้างอยู่ในห้องจึงเกิดปฏิกิริยากับไทเทเนียมกลายเป็นของแข็งเกาะติดที่ผนัง ความดันอากาศในห้องจึงลดลง เนื่องจากว่าการเกิดปฏิกิริยานั้นไม่ได้เกิดขึ้นอย่างฉับพลัน การทำงานของปั๊มจึงไม่ต่อเนื่องมีลักษณะเป็นช่วงเวลาตามที่กำหนดเอง ในการใช้งานสามารถใส่เส้นลวดไทเทเนียมไปได้หลายเส้นเพื่อลดการเปิดเครื่องเพื่อเปลี่ยนลวดได้ ประสิทธิภาพของปั๊มจะขึ้นกับ ขนาดของห้อง, อุณหภูมิของผิวห้อง และส่วนประกอบของแก๊สที่มีอยู่ ปั๊มจะทำงานได้ดีโดยเฉพาะกับแก๊สที่เกิดปฏิกิริยาอย่างง่าย เช่น CO และ O_2

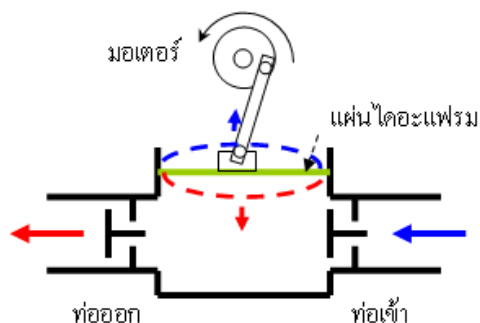
2. ห้องบรรจุ เป็นห้องเดียวในระบบที่มีการติดต่อกับบรรยากาศภายนอกและไม่มีระบบดูดอากาศติดตั้งอยู่ภายในห้องเลย การใส่หรือนำชิ้นงานออกจากระบบจะต้องกระทำผ่านห้องนี้ เมื่อต้องการใส่ชิ้นงานจากภายนอกเข้ามา ความดันอากาศของห้องนี้จะต้องอยู่ในระดับเดียวกับความดันบรรยากาศภายนอก ทำให้ไม่สามารถเปิดวาล์วประตูเพื่อนำชิ้นงานเข้าสู่ห้องคั่นกลางที่อยู่ในสภาวะสุญญากาศได้ ห้องบรรจุจึงต้องถูกปั๊มโดย ปั๊มไดอะแฟรม (Diaphragm pump) และปั๊มเทอร์โบ (Turbo pump)

2.1. ปั๊มไดอะแฟรม ทำหน้าที่ลดความดันอากาศในห้องจากบรรยากาศปกติ (~760 torr) ลงให้น้อยกว่า 10 torr ปั๊มไดอะแฟรมมีหลักการทำงานดังรูปที่ 3.2 ทำงานโดยอาศัยวัสดุยืดหยุ่นจำพวกยาง พลาสติกบาง

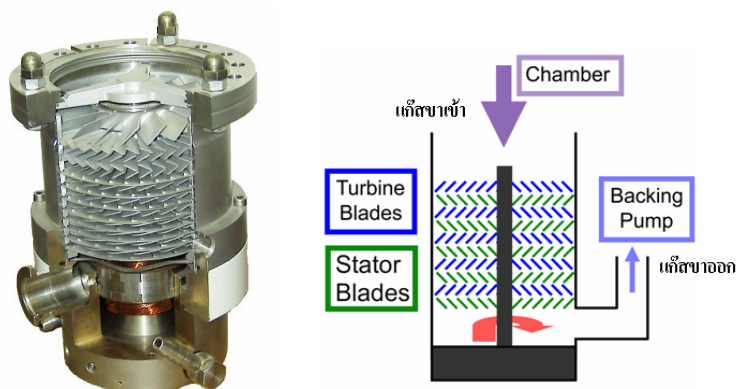
ประเภท และแผ่นเทพลอนเป็นแผ่นไดอะแฟรมร่วมกับวาล์วทางเดียว แผ่นไดอะแฟรมถูกควบคุมด้วยมอเตอร์ ทำให้สามารถดูดอากาศจากท่อเข้า เมื่อแผ่นขยายตัวและกดตัวลงมา อากาศที่ถูกดูดเข้าจะถูกผลักไปทางท่อออกโดยไม่สามารถไหลกลับไปในทิศทางเดิมได้ ความสามารถในการดูดอากาศของปั๊มไดอะแฟรมยังไม่เพียงพอที่จะลดความดันอากาศลงไปในระดับเดียวกับห้องคั่นกลางได้

2.2. ปั๊มเทอร์โบ ทำหน้าที่ลดความดันอากาศจากความดันต่ำกว่า 10 Torr ลงไปถึง 10^{-6} Torr ปั๊มเทอร์โบทำงานโดยถ่ายเทโมเมนตัมกับโมเลกุลของอากาศและควบคุมให้วิ่งไปในทิศทางที่ต้องการโดยการชนกับผิววัสดุแข็งที่กำลังเคลื่อนที่ซึ่งก็คือผิวของใบพัด (blades) ที่หมุนอย่างรวดเร็วในตัวปั๊ม ภายในปั๊มเทอร์โบประกอบด้วยคูโรเตอร์และสเตเตอร์หลายชุดวางเรียงกันดังรูปที่ 3.3(ก) โมเลกุลแก๊สที่วิ่งเข้ามาจะชนกับผิวใบพัดจำนวนมากที่วางเป็นมุมหนึ่งติดบนโรเตอร์ที่หมุนด้วยความเร็วสูงและรับโมเมนตัมจากใบพัดของโรเตอร์ จึงเคลื่อนตัวลงต่อผ่านช่องทางผ่านแก๊สบนสเตเตอร์ แล้วชนกับใบพัดของโรเตอร์ชุดต่อไป จนกระทั่งออกไปอีกทางหนึ่งดังรูปที่ 3.3(ข) ใบพัดที่ใช้ในความดันอากาศสูงหนาเพื่อความแข็งแรง แต่สำหรับการลดความดันที่ดีจะใช้ใบพัดที่บางที่สุดที่เป็นไปได้

การทำงานของปั๊มเทอร์โบที่ความดันสูงอาจทำให้ใบพัดสั่น จึงต้องใช้ปั๊มไดอะแฟรมลดความดันอากาศก่อนจึงจะสามารถเริ่มใช้ปั๊มเทอร์โบได้ ซึ่งสามารถลดความดันอากาศลงไปได้ถึงสุญญากาศระดับกลาง ($\sim 10^{-6}$ Torr) จึงจะเปิดวาล์วประตูได้ แต่ต้องเปิดอย่างช้าๆ และระมัดระวัง เพื่อให้ปั๊มในห้องคั่นกลางช่วยลดความดันของห้องบรรจุลงไปอีก ในกรณีที่ต้องการนำชิ้นงานออกจากห้องบรรจุที่อยู่ในสถานะสุญญากาศสามารถกระทำได้โดยปล่อยแก๊สไนโตรเจนบริสุทธิ์เข้าไปเพื่อเพิ่มความดันอากาศภายในให้ใกล้เคียงบรรยากาศภายนอก



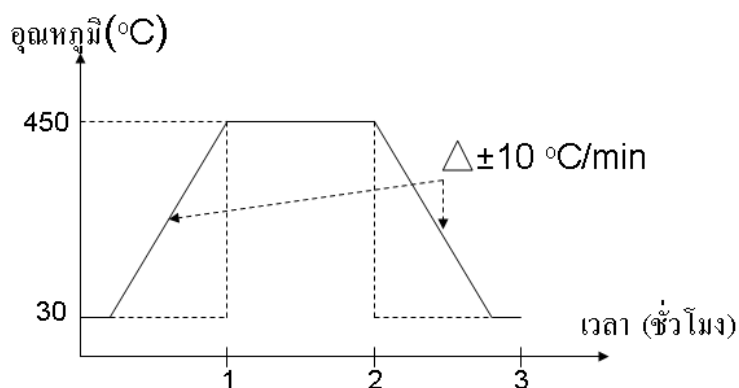
รูปที่ 3.2 แผนภาพการทำงานของปั๊มไดอะแฟรม



รูปที่ 3.3 (ก) รูปถ่ายและ (ข) แผนภาพแสดงการทำงานของปั๊มเทอร์โบ

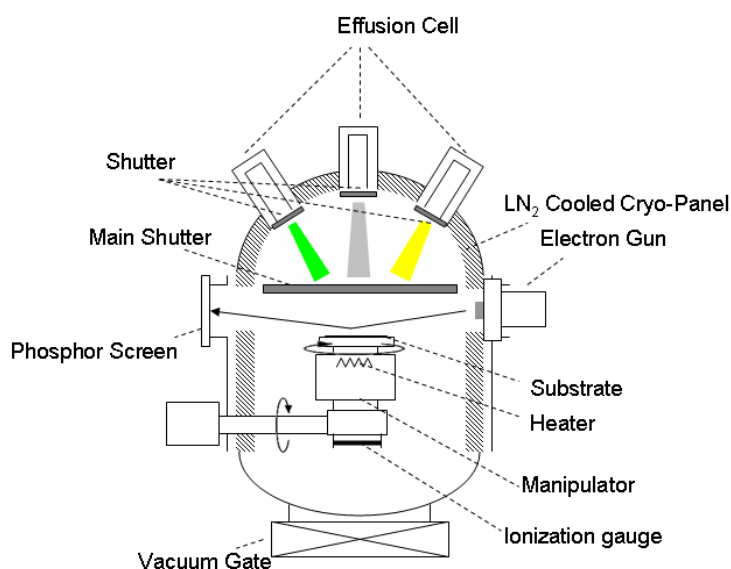
3. ห้องคั่นกลางและห้องเคลื่อนย้าย เป็นห้องสำหรับพักรอและส่งผ่านไปยังห้องอื่น ในระบบทั้งหมดจะมีรถ 2 คัน คันแรกเป็นรถที่ปกติจะพักอยู่ที่ห้องคั่นกลาง ใช้สำหรับบรรจุชิ้นงานใหม่ที่เตรียมจะนำเข้าไปในห้องเตรียมขั้นต้น หรือสำหรับชิ้นงานที่ปลูกเสร็จแล้วเตรียมนำออกสู่ห้องบรรจุไปยังบรรยากาศภายนอก ส่วนคันที่สองจะพักอยู่ที่ห้องเคลื่อนย้าย ใช้สำหรับบรรจุชิ้นงานที่เตรียมนำเข้าไปปลูกสู่ห้องปลูกผลึก หรือพักชิ้นงานที่ปลูกเสร็จแล้วเตรียมนำออก หรืออาจจะใช้พักชิ้นงานที่ยังไม่ได้ผ่านกระบวนการทำความสะอาดในห้องเตรียมขั้นต้น แต่ต้องการนำกลับมาผ่านกระบวนการภายหลังก็ได้ ห้องเคลื่อนย้ายจะมีแขนแม่เหล็กใช้สำหรับการเคลื่อนย้ายชิ้นงานระหว่างห้องปลูกผลึกกับห้องเคลื่อนย้าย หรือเปลี่ยนตำแหน่งของชิ้นงานบนรถ

4. ห้องเตรียมขั้นต้น เป็นห้องเตรียมผิวชิ้นงานก่อนที่จะนำไปในห้องปลูกผลึก การเตรียมผิวในที่นี้หมายถึงการขั้บความชื้น ออกไซด์ หรือสิ่งปนเปื้อนออกจากผิวหน้า ด้วยความร้อน ห้องเตรียมขั้นต้นจะมีแขนแม่เหล็กใช้จับชิ้นงานออกมาจากรถ แล้วนำไปวางบนแท่นความร้อนซึ่งเป็นตัวให้ความร้อนแก่ชิ้นงาน อุณหภูมิของแท่นจะเปลี่ยนแปลงดังรูปที่ 3.4 อุณหภูมิจะค่อยๆ เพิ่มขึ้นด้วยอัตรา $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ทำให้สิ่งปนเปื้อนบนผิวหน้าจะค่อยๆ หลุดออกมา สังเกตได้จากความดันอากาศในห้องจะสูงขึ้นตามอุณหภูมิ ซึ่งจะใช้เวลา 45 นาทีจนกระทั่งมีอุณหภูมิถึง $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ แล้วคงไว้เป็นเวลา 1 ชั่วโมง จากนั้นจึงค่อยๆ ลดอุณหภูมิด้วยอัตราเดียวกันลงมาสู่อุณหภูมิห้องโดยใช้เวลาอีก 45 นาที ความดันที่เพิ่มขึ้นจะค่อยๆ ลดลงเนื่องจากระบบปั๊มของห้องทำงานตลอดเวลา



รูปที่ 3.4 การเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิในกระบวนการทำความสะอาดด้วยความร้อนในห้องเตรียมขั้นต้น

5. ห้องปลูกผลึก เป็นหัวใจของ MBE เนื่องจากการปลูกผลึกเอพิแทกซี (epitaxial growth) จะเกิดที่ห้องนี้เท่านั้น โครงสร้างของห้องปลูกผลึกมีลักษณะดังรูปที่ 3.5 วัสดุตั้งต้นที่ใช้ปลูกผลึกจะอยู่ในสภาพของแข็ง (solid source) ในเซลล์บรรจสุสาร (effusion cell) แยกกันแต่ละสารต่อ 1 เซลล์ แต่ละเซลล์จะมีเบ้าหลอม (crucible) อยู่ภายในทำหน้าที่ให้ความร้อนแก่วัสดุจนระเหิดกลายเป็นลำโมเลกุล และมีชัตเตอร์ (shutter) เปิด/ปิดควบคุมการแพร่ลำโมเลกุลจากแต่ละเซลล์แยกกัน อุณหภูมิและชัตเตอร์ของแต่ละเซลล์จะถูกควบคุมโดยคอมพิวเตอร์ การปลูกสารประกอบทำได้โดยเปิดชัตเตอร์จาก 2 เซลล์พร้อมกัน เมื่อเพิ่มอุณหภูมิของเบ้าหลอมขึ้นสูง วัสดุก็จะระเหิดมากขึ้น เป็นการเพิ่มความดันไอของลำโมเลกุล ส่งผลให้อัตราการปลูกสูงขึ้น ผนังของห้องปลูกผลึกจะมีไนโตรเจนเหลวไหลวน (LN₂ Cooled Cryo-Panel) เพื่อระบายความร้อนจากเซลล์บรรจสุสารแต่ละตัว และทำให้สภาวะสุญญากาศในห้องปลูกผลึกดีขึ้นเนื่องจากความเย็นจากผนังโดยรอบทำให้มวลของบรรยากาศภายในมีความหนาแน่นมาก ระบบปั๊มดูดอากาศจึงทำงานดีขึ้น ในขณะที่ปลูกผลึกจะต้องปิดปั๊มไทเทเนียม มิเช่นนั้นไทเทเนียมที่ปล่อยออกมาจะเบื้อนชิ้นงาน ลำโมเลกุลจากทุกเซลล์จะพุ่งไปยังแท่นควบคุม (manipulator) ซึ่งยึดชิ้นงานอยู่ โดยมีชัตเตอร์หลัก (main shutter) ควบคุมการเปิดหรือการสกัดกั้นสารทั้งหมด ชิ้นงานจะถูกใส่เข้ามาทางวาล์วประตูสุญญากาศ (vacuum gate) ที่เชื่อมต่อกับห้องเคลื่อนย้ายโดยแขนแม่เหล็กเข้ามายึดกับแท่นควบคุม



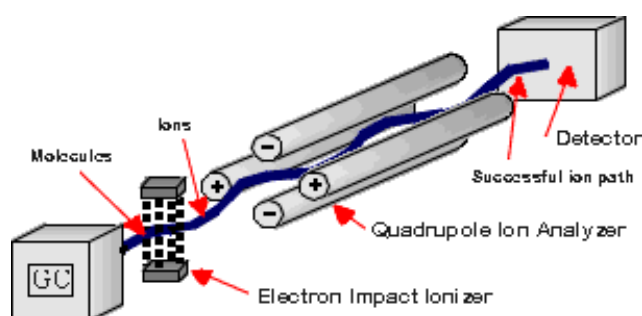
รูปที่ 3.5 แผนภาพโครงสร้างภายในของห้องปลูกผลึก [44]

แท่นควบคุมประกอบด้วยเขี้ยวสำหรับยึดชิ้นงาน ระบบควบคุมอุณหภูมิ และไอออนเกจ (ionization gauge) ส่วนที่ยึดชิ้นงานและไอออนเกจสำหรับวัดความดันไอจะติดอยู่คนละด้านของแท่นควบคุม แท่นควบคุมจะเชื่อมต่อกับระบบทางกลออกมาภายนอกสามารถหมุนไปยังมุมต่างๆ ได้ด้วยมือ การนำชิ้นงานเข้าหรือออกจากแท่นจะต้องหมุนแท่นมาที่มุมประมาณ 153° เมื่อต้องการวัดความดันไอจะต้องหมุนแท่นควบคุมให้ด้านที่เป็นเกจไปรับลำโมเลกุลซึ่งจะอยู่ที่มุม 214° ส่วนการปลูกผลึกจะต้องหันด้านชิ้นงานมารับลำโมเลกุลซึ่งจะอยู่ที่

มุม 320° ส่วนที่ยึดกับชิ้นงานจะต่อเชื่อมกับมอเตอร์กระแสตรงที่ควบคุมความเร็วจากภายนอกควบคุมให้ชิ้นงานหมุน ถ้าโมกุลที่มาตกกระทบจึงกระจายออกสม่ำเสมอทั่วผิวหน้าของชิ้นงาน ระบบควบคุมอุณหภูมิประกอบด้วยตัวทำความร้อน (heater) และเทอร์มอคัปเปิล (thermocouple) ที่ด้านหลังของชิ้นงาน อุณหภูมิที่อ่านได้จึงไม่ใช่อุณหภูมิผิวซึ่งเป็นพารามิเตอร์สำคัญในการปลูกผลึกและต้องมีการสอบเทียบ (calibrate) ทุกครั้งก่อนปลูกผลึกจริง

นอกจากนี้ ห้องปลูกผลึกยังได้รับการติดตั้งอุปกรณ์สำคัญสองชนิด ได้แก่ 1. เครื่องวิเคราะห์มวลสาร (Quadrupole mass analyzer: QMS) และ 2. ระบบสร้างภาพจากการสะท้อนของลำอิเล็กตรอนพลังงานสูง (Reflection High Energy Electron Diffraction: RHEED)

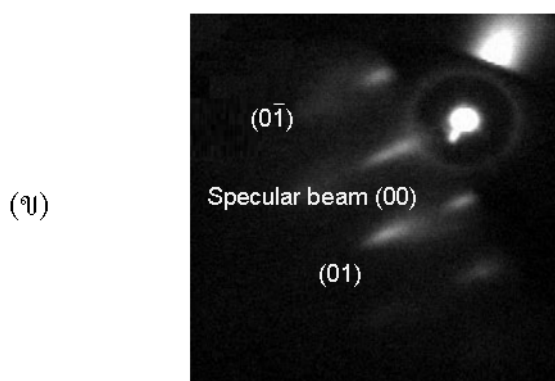
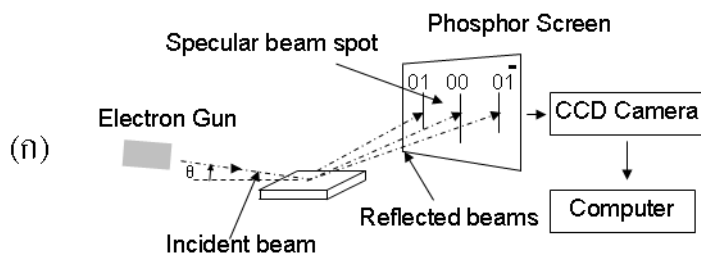
1. เครื่องวิเคราะห์มวลสาร เป็นอุปกรณ์ที่ใช้ตรวจจับชนิดและปริมาณของอนุภาคที่เป็นแก๊สที่กระจายอยู่ในบรรยากาศของห้องปลูก แสดงผลออกมาในหน่วยเลขมวลในแกนนอนและปริมาณในแกนตั้ง เช่น ถ้ามียอดสูงขึ้นที่เลขมวล 28 ก็คือ มี CO อยู่ภายใน หรือเลขมวล 14 ก็คือ H_2O เป็นต้น เครื่องวิเคราะห์มวลสารประกอบด้วยส่วนย่อย 3 ส่วนมีแผนภาพการทำงานดังรูปที่ 3.6 คือ 1. ส่วนต้นกำเนิด (Source) เป็นส่วนที่รับโมเลกุลของสารเข้ามาและทำให้เป็นไอออน 2. ส่วนวิเคราะห์ (Analyzer) ต่อกับแหล่งจ่ายแรงดันไฟกระแสตรงและแหล่งแรงดันไฟกระแสสลับความถี่คลื่นวิทยุ (radio frequency: RF) ทำให้ไอออนที่วิ่งเข้ามามีเส้นทางการวิ่งแตกต่างกันออกไปตามมวลของตน และ 3. ส่วนตรวจจับ (Detector) เป็นส่วนที่ตรวจจับไอออนที่ผ่านเข้ามาได้ แล้วแปรสัญญาณแสดงผลออกมา QMS ทำให้ทราบว่าภายในห้องปลูกมีอะตอมของแก๊สอะไรบ้างและมีปริมาณเท่าไร จึงสามารถใช้วิเคราะห์ส่วนประกอบ (composition) ของสารประกอบขณะปลูกผลึกได้



รูปที่ 3.6 แผนภาพการทำงานของเครื่องวิเคราะห์มวลสาร [86]

2. ระบบสร้างภาพจากการสะท้อนของลำอิเล็กตรอนพลังงานสูง (RHEED) เป็นอุปกรณ์ตรวจสอบสภาพและการเปลี่ยนแปลงของผิวหน้าชิ้นงาน ระบบ RHEED ประกอบด้วย ปืนอิเล็กตรอน (electron gun) พลังงานสูง (15-30 kV) และฉากฟอสเฟอร์ (phosphor screen) มีการทำงานดังรูปที่ 3.7 ปืนอิเล็กตรอนจะยิงอิเล็กตรอนพลังงานสูงไปตกกระทบผิวหน้าของชิ้นงานด้วยมุมประมาณ $1-3^\circ$ กับผิวหน้าของชิ้นงาน ก่อนที่จะเลี้ยวเบนและสะท้อนออกจากผิวหน้าไปกระทบฉากฟอสเฟอร์เกิดการเปล่งแสงบนฉาก กล้อง (CCD camera) ที่ติดตั้งไว้จะจับภาพและนำไปแสดงที่มอนิเตอร์ของคอมพิวเตอร์ดังรูปที่ 3.7(ข) ภาพที่ปรากฏจะไม่ใช่อารมณ์ของผิวหน้าจริง แต่จะเป็นรูปในมิติกลับ (reciprocal space) ข้อมูลจากรูปแบบ RHEED สามารถนำไปวิเคราะห์เพื่อ

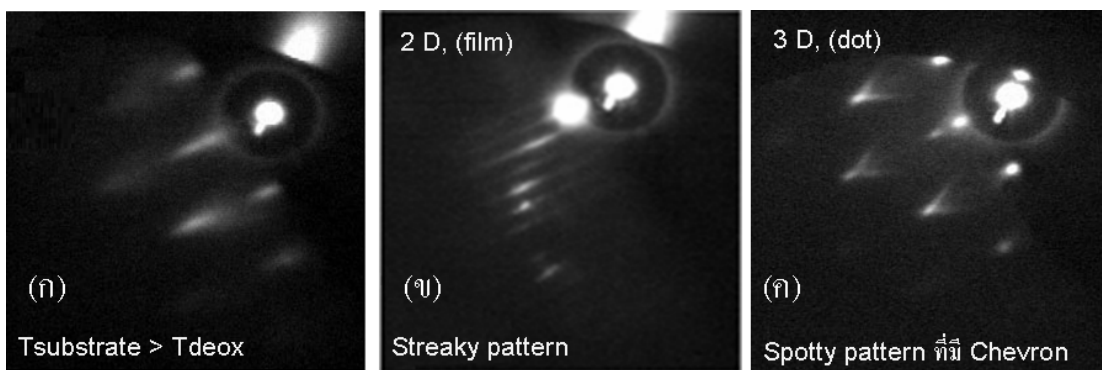
หาข้อมูลที่สำคัญต่อการปลูกได้ เช่น อุณหภูมิผิว อัตราการปลูกผลึก และการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างที่ผิวหน้า เป็นต้น



รูปที่ 3.7 (ก) แผนภาพการทำงานของ RHEED และ (ข) ผลของการเลี้ยวเบนของลำอิเล็กตรอนมาปรากฏบนฉากฟอสเฟออร์

3.1.1 การวิเคราะห์รูปแบบ RHEED

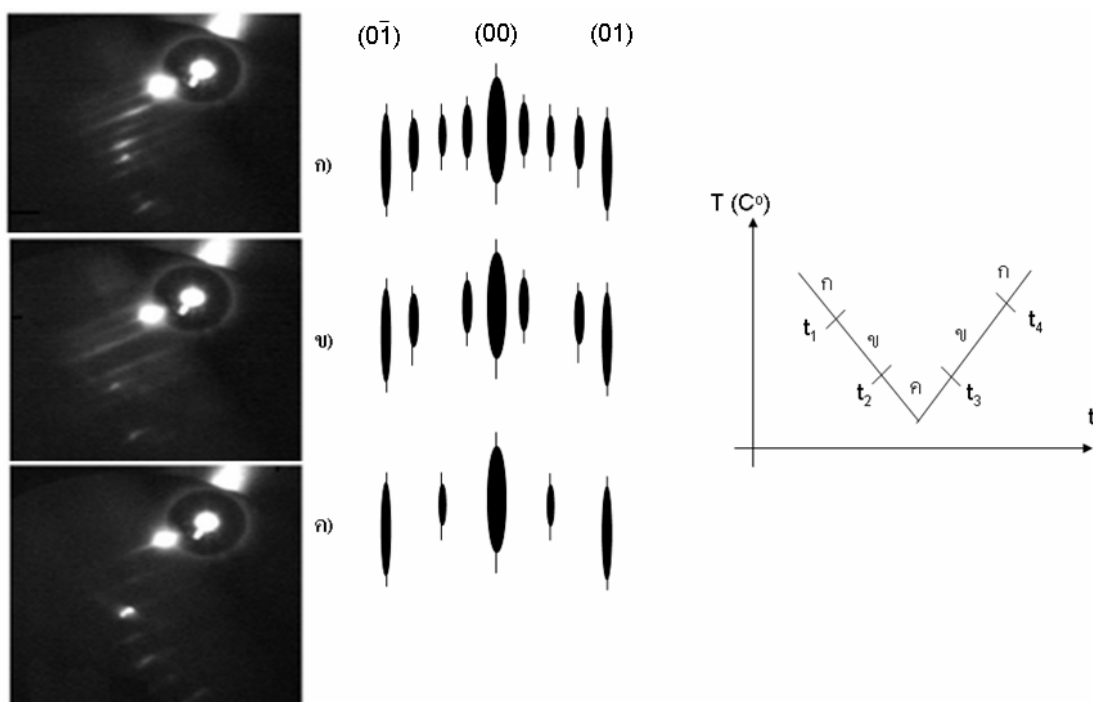
รูปแบบ RHEED เกิดจากการเลี้ยวเบนของอิเล็กตรอนที่กระทบผิวหน้าชิ้นงานมาyingฉากฟอสเฟออร์ ซึ่งสถานะของผิวหน้าชิ้นงานที่ต่างกัน จะให้รูปแบบที่แตกต่างกันออกไป รูปแบบ RHEED ที่แสดงต่อไปนี้ปรากฏในการปลูกผลึกบนแผ่นฐาน GaAs (100) รูปแบบ RHEED สามารถบอกสถานะของผิวหน้าที่แท้จริงได้ดังรูปที่ 3.8 รูป ก. แสดงผิวหน้าของแผ่นฐาน GaAs ที่มีลักษณะขรุขระเนื่องจากสิ่งเจือปนหรือออกไซด์ที่ฝังอยู่บนผิวหน้าหลุดออกไป เกิดขึ้นเมื่ออุณหภูมิจริงที่ผิวหน้าของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเกิน 580 °C เป็นครั้งแรก อุณหภูมิที่ออกไซด์เริ่มหลุดออกจากผิวหน้าชิ้นงานและรูปแบบ RHEED เริ่มเปลี่ยนแปลงเป็นลักษณะเช่นนี้เรียกว่า T_{de-ox} มีค่า 580 °C หลังจากนั้นถ้ามีการกลบด้วย GaAs มากพอจนผิวหน้าเรียบ รูปแบบ RHEED จะเป็นเส้นเรียวยาวดังรูป ข. เรียกว่า Streaky pattern และจะไม่เกิดรูปแบบ RHEED ในรูป ก. อีกแม้จะเพิ่มอุณหภูมิขึ้นไปเท่าเดิม และในรูป ค. แสดง RHEED ของผิวหน้าที่มีโครงสร้าง 3 มิติหรือ QD ซึ่งมักจะเกิดขึ้นในการปลูก InAs บน GaAs เรียกว่า Spotty pattern มี Chevron (^) ปรากฏขึ้นอย่างชัดเจน นอกจากนี้การสังเกตความเปลี่ยนแปลงของรูปแบบ RHEED ยังนำไปสู่ข้อมูลอื่นที่สำคัญต่อการปลูกได้อีกดังนี้



รูปที่ 3.8 รูปแบบ RHEED ที่ผิวหน้าสถานะต่างๆ กัน (ก) ผิวหน้า GaAs ที่ขรุขระ (ข) ผิวหน้า GaAs ที่เรียบ (ค) ผิวหน้าที่มี InAs QD

1. การหาอุณหภูมิจริงของผิวหน้าชิ้นงาน อุณหภูมิผิวหน้าของชิ้นงานสำคัญต่อการปลูกผลึกหลายประการเนื่องจากจะส่งผลกระทบต่อคุณภาพของผลึก, ความสามารถในการเคลื่อนที่ของอะตอม, การระเหยออก หรือการเกาะติดของอะตอมที่ผิวหน้า เช่น ในการปลูกผลึก InAs บนแผ่นฐาน GaAs อัตราการระเหยออกของ In อะตอมจะสูงขึ้นกับอุณหภูมิอย่างรวดเร็ว ทำให้ไม่สามารถปลูกผลึก InAs หรือผลการปลูกผลึกไม่แน่นอนได้ จึงจำเป็นต้องทราบและควบคุมอุณหภูมิจริงของผิวหน้าให้ได้อย่างแม่นยำ แต่ตัววัดอุณหภูมิอยู่ด้านหลังของชิ้นงาน อุณหภูมิที่อ่านได้จึงไม่ใช่อุณหภูมิ ด้วยเหตุนี้จึงต้องทำการสังเกตความเปลี่ยนแปลงของรูปแบบ RHEED เพื่อหาอุณหภูมิผิวที่แท้จริง เช่น การหาอุณหภูมิของผิวหน้าที่ $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ หรือที่ $T_{\text{de-ox}}$ สามารถสังเกตได้จากการเกิดรูปแบบ RHEED ดังที่ได้แสดงไว้ก่อนหน้านี้

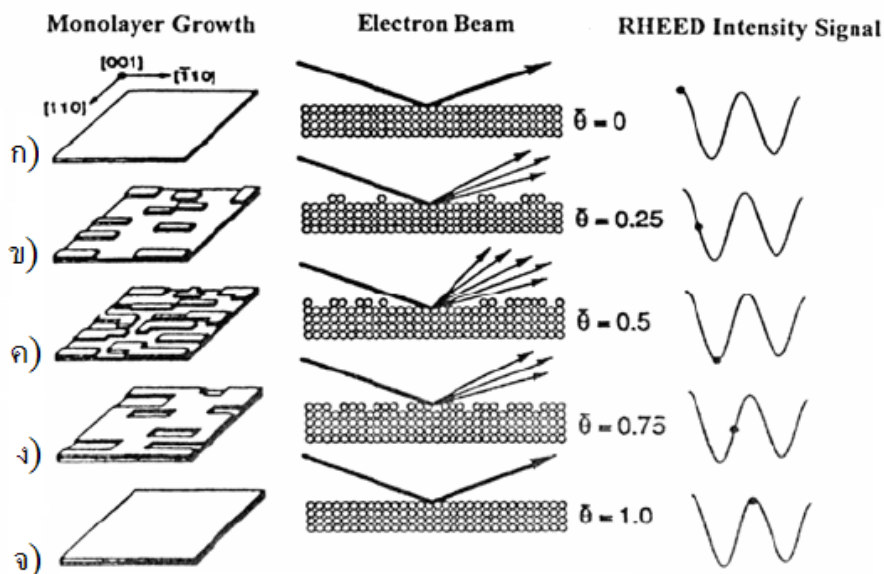
อุณหภูมิจริงของผิวที่ $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ เป็นอุณหภูมิที่ใช้ในการปลูกผลึก InAs สามารถหาได้จากการสังเกตความเปลี่ยนแปลง streaky pattern ของแผ่นฐาน GaAs ในขณะที่มีการปรับอุณหภูมิตั้งรูปที่ 3.9 อุณหภูมิที่อ่านค่าขณะที่รูปแบบ RHEED เปลี่ยนแปลงตามรูปที่ 3.9 ได้แก่ อุณหภูมิขณะที่เส้นกลางระหว่างเส้น specular beam (00) และ เส้น (00) หรือ (01) หรือเส้นที่ 3 หายไป เปลี่ยนแปลงจากรูปแบบในรูปที่ 3.9 แบบ (ก) เป็น (ข) คือ t_1 และ อุณหภูมิขณะที่เส้นที่ 3 ที่หายไปกลับมาปรากฏอีกครั้ง มีลักษณะจากรูปแบบ (ข) เป็น (ค) คือ t_2 ซึ่ง t_1 และ t_2 จะสังเกตได้ในช่วงที่อุณหภูมิลดลง และมีการเปลี่ยนแปลงกลับในช่วงที่อุณหภูมิเพิ่มขึ้น คือ อุณหภูมิที่เส้นที่ 3 หายไปอีกครั้ง เปลี่ยนจากรูปแบบ (ค) เป็น (ข) คือ t_3 และ อุณหภูมิที่เส้นที่ 3 กลับมาอีกครั้ง เปลี่ยนรูปแบบจาก (ข) กลับมาเป็น (ก) คือ t_4 ทั้งหมด 4 ค่า ค่าเฉลี่ยของอุณหภูมิทั้ง 4 ค่า (t_1, t_2, t_3 และ t_4) คือ อุณหภูมิที่เทอร์โมคัปเปิลอ่านได้แล้วทำให้อุณหภูมิของผิวเท่ากับ $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ อุณหภูมิค่านี้เรียกว่า transition temperature (T_{trans})



รูปที่ 3.9 รูปแบบ RHEED ที่สังเกตได้ในช่วงอุณหภูมิสูงกว่า t_1 และ t_4 มีรูปแบบ (ก), ในช่วงอุณหภูมิ t_1 ถึง t_2 และ t_3 ถึง t_4 มีรูปแบบ (ข) และในช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า t_2 และ t_4 มีรูปแบบ (ค) และแผนภาพลักษณะการปรับอุณหภูมิเทียบกับเวลาในขั้นตอนการหา T_{trans}

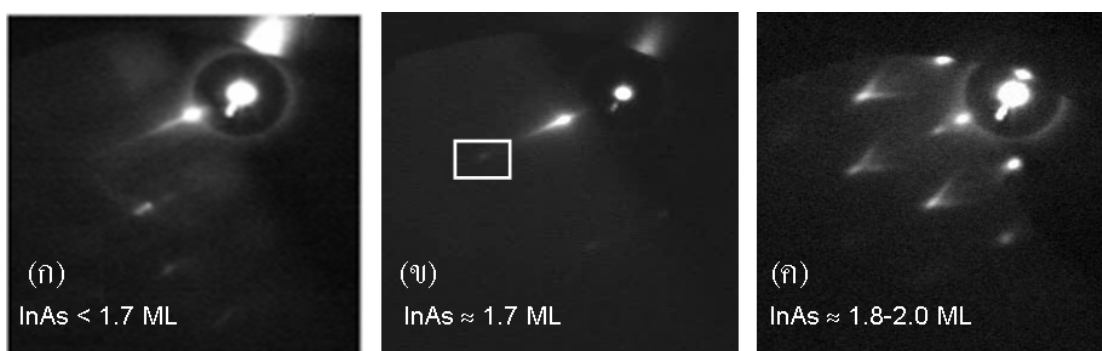
2. การหาอัตราการปลูกผลึก (Growth rate) อัตราการปลูกผลึกความสัมพันธ์กับความดันไอของลำโมเลกุลของสารที่ปลูกและอุณหภูมิผิวเป็นอย่างมาก การหาอัตราการปลูกผลึก จะทำให้สามารถควบคุมปริมาณของสารที่ต้องการปลูกได้ซึ่งจำเป็นอย่างมากในการควบคุมสัดส่วนของสารประกอบ และเมื่อต้องการควบคุมปริมาณการปลูกที่แม่นยำ การหาอัตราการปลูกผลึกของ GaAs และ InAs มีวิธีต่างกันตามลำดับดังนี้

อัตราการปลูกผลึก GaAs สามารถหาได้จาก อัตราการเปลี่ยนความเข้มแสงของเส้นกลาง (specular beam) เมื่อ RHEED แสดง Streaky Pattern ขณะปลูกผลึก GaAs ที่อุณหภูมิใดก็ได้ แต่ T_{de-ox} จะสังเกตได้ชัดเจนที่สุด ซึ่งมีลักษณะดังรูปที่ 3.10 ดังนี้ ในขณะที่มีความเข้มแสงมากที่สุดคือ สถานะของผิวหน้าเรียบดังรูปที่ 3.10(ก) แล้วความเข้มแสงจะค่อยๆต่ำลงจนกระทั่งถึงจุดที่มีดที่สุดคือ สถานะของผิวหน้าที่ขรุขระมากที่สุดดังรูป (ค) แล้วจึงเริ่มสว่างขึ้นจนกระทั่งมีความเข้มแสงสูงสุดอีกครั้งคือ สถานะของผิวหน้ากลับมาเรียบอีกครั้งดังรูป (จ) ซึ่งมีการปลูกผลึกครบ 1 ML อัตราการปลูกผลึก GaAs จึงกำหนดได้จากจับเวลาการเปลี่ยนแปลงของเหตุการณ์นี้ [87] ในการปฏิบัติงานจริง ระหว่างการปลูกเพื่อหาอัตราการปลูกผลึก GaAs จะหยุดการหมุนของแท่นควบคุมเพื่อให้ง่ายต่อการสังเกต และจะจับเวลาการปลูกผลึก 2-4 ML แล้วหาค่าเฉลี่ยเพื่อความแม่นยำ



รูปที่ 3.10 แสดงลักษณะของผิวหน้าขึ้นงานเปรียบเทียบกับระดับความเข้มแสงของ RHEED ที่ปรากฏ [87]

อัตราการปลูกผลึก InAs สามารถหาได้จากการจับเวลาที่ใช้ในการปลูกผลึก InAs บนผิวหน้า GaAs เรียบที่อุณหภูมิ T_{trans} จนเริ่มเกิด QD โดยเริ่มจับเวลาที่เริ่มการปลูก InAs และคอยสังเกตความเปลี่ยนแปลงของรูปแบบ RHEED ตามที่แสดงในรูปที่ 3.11 เริ่มจากสถานะที่มีผิวหน้าเรียบเป็นชั้นราบที่มีความเครียดสะสม (WL) อยู่ (streaky pattern) ในรูป (ก) จนกระทั่งรูปแบบ RHEED เกิดการเปลี่ยนแปลง สังเกตได้จากบริเวณปลายเส้น specular จะมีจุดปรากฏขึ้น มีลักษณะตามที่เห็นในรูป (ข) คือ เริ่มเกิด spotty pattern จึงหยุดจับเวลา ซึ่งจะเกิดขึ้นเมื่อความหนาชั้นผลึกของ InAs มีค่าถึงความหนาวิกฤติประมาณ 1.7 ML ทำให้โครงสร้างเกิดการคลายตัวความเครียดและเริ่มเปลี่ยนสภาพจากชั้น WL เกิดเป็น QD เมื่อรู้เวลาที่ใช้ในการปลูกและปริมาณที่ปลูกได้ก็จะสามารถหาอัตราการปลูกได้ แล้วถ้าปลูกต่อไปจะสามารถเห็น chevron ได้อย่างชัดเจนในรูป (ค)



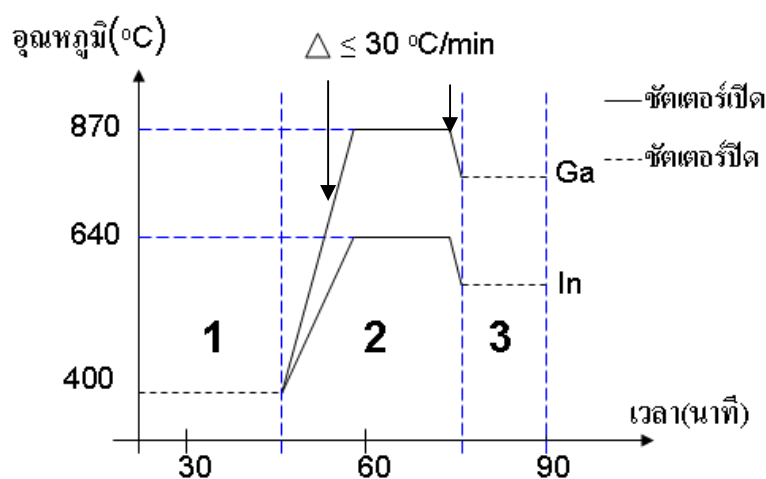
รูปที่ 3.11 การเปลี่ยนแปลงของรูปแบบ RHEED ในการปลูก InAs ลงบน GaAs (ก) สถานะที่ยังไม่มี QD ขึ้น (มี InAs หนา < 1.7 ML) (ข) สถานะที่เริ่มเกิด QD เป็น spotty pattern (มี InAs หนา ~ 1.7 ML) (ค) เกิด chevron ชัดเจน (มี InAs หนา > 1.7 ML)

3.2 รายละเอียดในการปลูกผลึก

การปลูกผลึกทุกชิ้นงานในการวิจัยนี้เริ่มจากแผ่นฐาน (100) GaAs ไปติดกับ MO block และนำเข้ามาในระบบสุญญากาศแล้วนำไปเตรียมผิวหน้าด้วยการทำความสะอาดผิวหน้าด้วยความร้อน (Pre-heat) ที่ห้องเตรียมขั้นต้น จนกระทั่งเข้ามายึดกับแท่นควบคุมอยู่ในห้องปลูก ส่วนระบบการปลูกผลึกได้ผ่านการหล่อเย็นด้วยไนโตรเจนเหลวจนมีความดันภายในห้องปลูกไม่เกินระดับ 10^{-9} torr ซึ่งจะใช้เวลาประมาณ 45 นาทีที่ก่อนเริ่มปฏิบัติงานจึงจะอยู่ในสภาพพร้อมปลูก ซึ่งมีขั้นตอนการปฏิบัติงานต่อไปนี้

ก่อนปลูกผลึก อุณหภูมิของเซลล์บรรจุสารทุกเซลล์จะอยู่ในสถานะเตรียมพร้อมซึ่งมีอุณหภูมิต่ำเป็นสถานะที่ไม่มีการใช้งาน ไม่มีการระเหิดของสาร โดยแต่ละสารจะมีอุณหภูมิเตรียมพร้อมไม่เท่ากัน เช่น In และ Ga มีค่า 400°C , ส่วน As มีค่า 100°C เป็นต้น ขั้นแรกก่อนจะเริ่มใช้งานเซลล์ใดๆ ในการปลูกผลึกจะต้องทำความสะอาดเซลล์และสารที่บรรจุในเซลล์นั้น โดยการเปิดชัตเตอร์ของเซลล์นั้น และเพิ่มอุณหภูมิของเซลล์ขึ้นไปให้สูงกว่าอุณหภูมิสูงสุดที่ใช้ในการปลูกผลึกจริง 50°C แล้วหยุดไว้ที่อุณหภูมินั้นเป็นเวลา 15 นาทีเพื่อให้สิ่งปนเปื้อนหลุดออกมาซึ่งสามารถทำได้พร้อมกันทุกเซลล์ แล้วจึงปิดชัตเตอร์ของเซลล์ และลดอุณหภูมิลงมาที่อุณหภูมิที่ต้องการใช้ดังรูปที่ 3.12 อัตราการเปลี่ยนอุณหภูมิของเซลล์ In และ Ga ต้องไม่เกิน $30^{\circ}\text{C}/\text{min}$ และในกรณีที่มีการเปลี่ยนอุณหภูมิหลายเซลล์พร้อมกันจะใช้เวลาที่มากที่สุดเป็นหลัก ในระหว่างนี้ชัตเตอร์หลักจะปิดอยู่ตลอดไม่ให้มีสารใดไปตกกระทบชิ้นงานได้ หลังจากนั้นเป็นการวัดความดันไอของลำโมเลกุลของแต่ละเซลล์โดยหมุนหน้าแท่นควบคุมให้อยู่ในตำแหน่ง 214 องศา ทำให้ไอออนแก๊สหันหน้าไปรับลำโมเลกุล เปิดระบบวิเคราะห์มวลสารด้วย แล้วจึงเปิดชัตเตอร์หลัก และเปิดชัตเตอร์ของเซลล์ที่ต้องการวัดทีละเซลล์ การวัดความดันไอทำให้ทราบถึงความดันไอของลำโมเลกุลที่พุ่งออกมาที่อุณหภูมิต่างๆ ของแต่ละเซลล์ ซึ่งจะช่วยให้การควบคุมให้ได้อัตราการปลูกผลึกที่ต้องการโดยสังเกตจากความดันไอบนข้อมูลที่บันทึกจากการปลูกผลึก

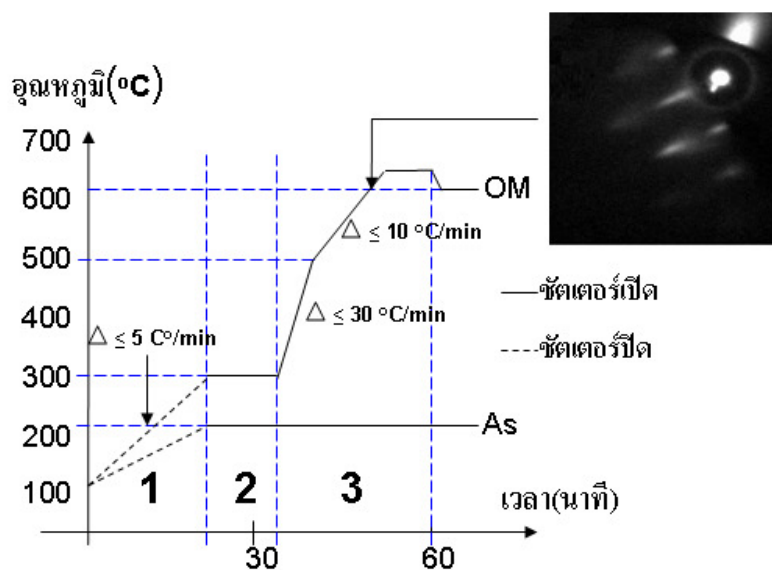
ครั้งก่อน การทำความสะอาดเซลล์ดังกล่าวเรียกว่าการ De-gas ในกรณีของ As ซึ่งมี partial pressure สูงจะไม่ถูก De-gas และยังไม่ต้องเพิ่มอุณหภูมิเพื่อวัดความดันไอในขั้นตอนนี้ เมื่อวัดความดันไอของเซลล์อื่นๆ เสร็จจึงปิดชัตเตอร์หลัก



รูปที่ 3.12 การดำเนินการในการ De-gas ถ้าอุณหภูมิสูงสุดที่ต้องการใช้ของเซลล์ In และ Ga คือ 610 และ 840 ตามลำดับ ช่วงที่ 1 เป็น ช่วงเตรียมพร้อมระบบ ช่วงที่ 2 เป็น ช่วงการ De-gas และช่วงที่ 3 เริ่มวัดความดันไอของแต่ละเซลล์

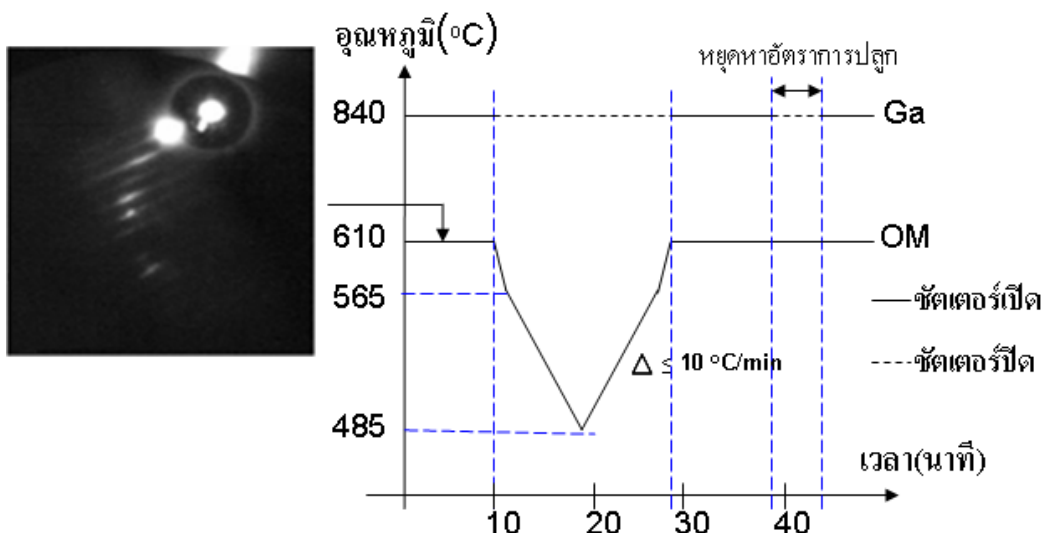
เมื่อกระบวนการขั้นแรกเสร็จ เริ่มเพิ่มอุณหภูมิของแท่นควบคุม (Oven Manipulator: OM) และ As พร้อมกันโดย OM เพิ่มไปที่ 300 °C และ As เพิ่มไปที่อุณหภูมิใช้งานจริงเพื่อวัดความดันไอ มีการดำเนินการดังรูปที่ 3.13 อัตราการเปลี่ยนอุณหภูมิของ OM และ As ต้องไม่เกิน 30 และ 5 °C /min ตามลำดับ จึงใช้เวลากการปรับอุณหภูมิเท่ากับอัตราของ As ซึ่งส่วนมากจะใช้เวลานานกว่า แล้วจึงเปิดชัตเตอร์หลัก และเริ่มวัดความดันไอของ As เนื่องจากอะตอมแก๊สของ As มีความสามารถในการเคลื่อนที่ต่ำจึงต้องรอเวลาประมาณ 5-10 นาที เพื่อให้แก๊สกระจายทั่วถึงจะสามารถอ่านค่าความดันไอได้ ความดันไอของ As ที่ใช้ต้องควบคุมให้มีความมากกว่า 25 เท่าของความดันไอของ Ga เนื่องจากถ้าปริมาณของ Ga มากเกินไปหรือ As น้อยเกินไป จะทำให้ชิ้นงานเสียหายทันที ชิ้นงานที่ออกมาจะมีลักษณะเป็นฝ้าสีขาวเห็นได้ด้วยตาเปล่า เหตุการณ์นี้เรียกว่า Gallium rich [88] ในขณะเดียวกันเมื่ออุณหภูมิของแผ่นฐานสูงขึ้น As จะเริ่มหลุดออกจากแผ่นฐานเช่นกัน ดังนั้นหลังจากที่วัดความดันไอเสร็จแล้วจะหมุน OM ให้ชิ้นงานหันมารับลำโมเลกุลเป็นตำแหน่งที่ 320 องศา เรียกว่า มุมปลูก หลังจากนั้น เซลล์ As และชัตเตอร์หลักจะเปิดอยู่ตลอดเวลาเพื่อให้แก๊สของ As กดบนผิวหน้าของชิ้นงานตลอดเวลาการปลูกผลึก

หลังจากนั้นจึงเพิ่มอุณหภูมิของ OM ต่อไปด้วยอัตรา 30 °C /min เพื่อทำความสะอาดผิวหน้าของแผ่นฐานอีกครั้งโดยขับออกไซด์ที่ฝังอยู่ในผิวหน้าออก (oxide-desorption) โดยดำเนินการดังรูปที่ 3.13 และเปิดมอเตอร์กระแสตรง หมุนชิ้นงานให้ลำโมเลกุลที่มากตกกระจายสม่ำเสมอ เมื่ออุณหภูมิของ OM สูงขึ้นเกิน 500 °C ใกล้เคียงเวลาที่ออกไซด์จะเริ่มออกจากผิวหน้า จะต้องเปิดระบบ RHEED และควรลดอัตราการเพิ่มอุณหภูมิลงเหลือประมาณ 10 °C /min เพื่อให้สามารถสังเกตการเปลี่ยนแปลงของ RHEED ได้แม่นยำขึ้น เมื่อออกไซด์เริ่มหลุดออกจากผิวหน้า ผิวจะขรุขระทำให้ RHEED มีรูปแบบดังรูปที่ 3.8 (ก) และที่ระบบวิเคราะห์มวลสารจะมียอดมวลที่ 28 ของ CO เพิ่มขึ้น อุณหภูมิที่เกิดเหตุการณ์นี้คือ T_{de-ox} ซึ่งเทียบเท่ากับอุณหภูมิผิวจริง 580 °C มีค่าสูงกว่าที่อุณหภูมิใช้ในการ Pre-heat หลังจากนั้นจึงเพิ่มอุณหภูมิขึ้นต่อไปอีก 30 °C แล้วรอให้ปริมาณของออกไซด์ที่ออกมาลดลงสังเกตจากยอดของ CO ที่ระบบวิเคราะห์มวลสารเป็นเวลาประมาณ 10-15 นาที แล้วจึงลดอุณหภูมิลงกลับมาที่ T_{de-ox} เช่นเดิม



รูปที่ 3.13 การดำเนินการในการหา T_{de-ox} โดยสมมติว่าใช้ As ที่อุณหภูมิ 210 °C และมีค่า T_{de-ox} เท่ากับ 610 °C ช่วงที่ 1 เป็นการเพิ่มอุณหภูมิ OM และ As ช่วงที่ 2 เป็นการวัดและเตรียมความดันไอของ As ช่วงที่ 3 เป็นช่วงของการ De-ox

หลังจากขับออกไซด์ออกแล้ว ผิวหน้าของแผ่นฐานจะขรุขระเนื่องจากออกไซด์หายไปจากผิว ขั้นตอนต่อไปจึงต้องปลูกชั้นผลึก buffer ของ GaAs ที่มีคุณภาพสูง มีผิวเรียบ เป็นตัวรองรับและสอบเทียบหาอุณหภูมิของผิวชิ้นงานที่ใช้ในการปลูกผลึกต่อมาซึ่งจะมีการดำเนินการดังรูปที่ 3.14 ชั้น buffer ที่ปลูกจะหนา 300 nm หรือหนากว่า และปลูกที่อุณหภูมิ T_{de-ox} แต่จะไม่ได้ปลูกทั้งหมดต่อเนื่องกันรอบเดียว โดยจะเริ่มปลูกก่อนที่ความหนาประมาณ 100 nm หากใช้อัตราการปลูก GaAs ที่ 0.6 ML/s จะใช้เวลา 10 นาที เมื่อดำเนินการปลูกไปได้ประมาณ 5 นาทีผิวหน้าของแผ่นฐานจะกลับมามีลักษณะเรียบและรูปแบบ RHEED ปรากฏเป็น streaky pattern ดังรูปที่ 3.8(ข) หลังจากปลูกเสร็จแล้วจึงเริ่มการหาอุณหภูมิผิวที่ใช้ในการปลูกผลึกหรือ T_{trans} ด้วยวิธีการดังที่กล่าวไว้ ในช่วงเริ่มสังเกตรูปแบบ RHEED ซึ่งจะต่างไม่เกิน 40-50 °C จากอุณหภูมิที่คาดการณ์หรือมีการบันทึกไว้ อัตราการเปลี่ยนอุณหภูมิที่ใช้ไม่ควรเกิน 10 °C/min และต้องหยุดมอเตอร์ที่หมุนชิ้นงานเพื่อจะได้เห็นการเปลี่ยนแปลงของรูปแบบ RHEED ได้ง่ายและแม่นยำ หลังจากนั้นจึงกลับมาเริ่มปลูกชั้น buffer ที่เหลือต่อที่เงื่อนไขเดิมซึ่งอาจเพิ่มอีก 100 nm ก่อนแล้วหาอัตราการปลูกผลึกของแต่ละสารที่ต้องการใช้ แล้วจึงปลูกชั้น buffer ต่ออีก 100-200 nm เพื่อเตรียมสภาพของผิวหน้าให้ดีที่สุด



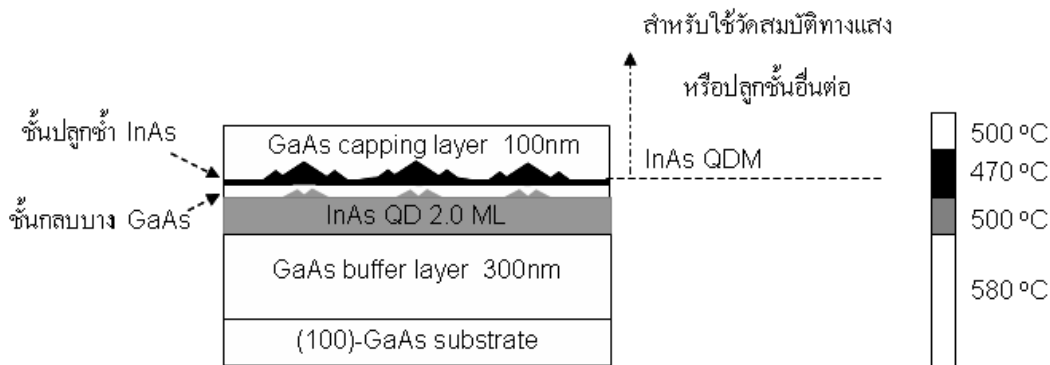
รูปที่ 3.14 การดำเนินการปลูกชั้น buffer และหาอุณหภูมิ transition โดยคาดว่า จะมี T_{trans} เท่ากับ $525 \text{ }^\circ\text{C}$

อัตราการปลูกผลึกของ InAs และ GaAs มีวิธีหาค่าต่างกัันดังที่ได้อธิบายไว้แล้ว อัตราการปลูกผลึก InAs เป็นการปลูก QD ที่ T_{trans} ความเครียดจากชั้นที่เกิด QD จะส่งผลต่อการปลูกผลึกต่อมา ทำให้เมื่อหาอัตราการปลูกเสร็จต้องสลาย QD โดยเพิ่มอุณหภูมิของชั้นงานไปที่ $T_{\text{de-ox}}$ แล้วรอให้อะตอม In หลุดออกจากผิวหน้าสังเกตได้จากรูปแบบ RHEED ที่เป็น spotty pattern จะค่อยๆ หายไปเมื่ออุณหภูมิเพิ่ม แล้วต้องกลบด้วย GaAs อีกอย่างน้อย 50 nm จนผิวหน้ากลับมาเรียบ รูปแบบ RHEED กลับมาเป็น streaky pattern ส่วนอัตราการปลูกผลึกของ GaAs ไม่ไวต่ออุณหภูมิมากนักต่างจาก InAs จึงสามารถหาที่อุณหภูมิได้ก็ได้อีก แต่หากหาอัตราการปลูก GaAs ที่อุณหภูมิต่ำ เช่น ที่ T_{trans} หรือมีอัตราการปลูกสูงหรือต่ำเกินไป จะติดตามการเปลี่ยนแปลงของความเข้มแสงของ RHEED ได้ยากและเกิดความคลาดเคลื่อนสูง

เมื่อเตรียมผิวหน้าของแผ่นฐาน, หาค่าอุณหภูมิ T_{trans} และเตรียมอัตราการปลูกที่ต้องใช้ในการปลูกโครงสร้างเสร็จเรียบร้อยแล้ว จึงจะทำการปลูกโครงสร้างต้องการจริง ในวิทยานิพนธ์ฉบับนี้มุ่งเน้นจะศึกษาโครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุลซึ่งมีขั้นตอนการปลูกดังนี้

การปลูกโครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุล

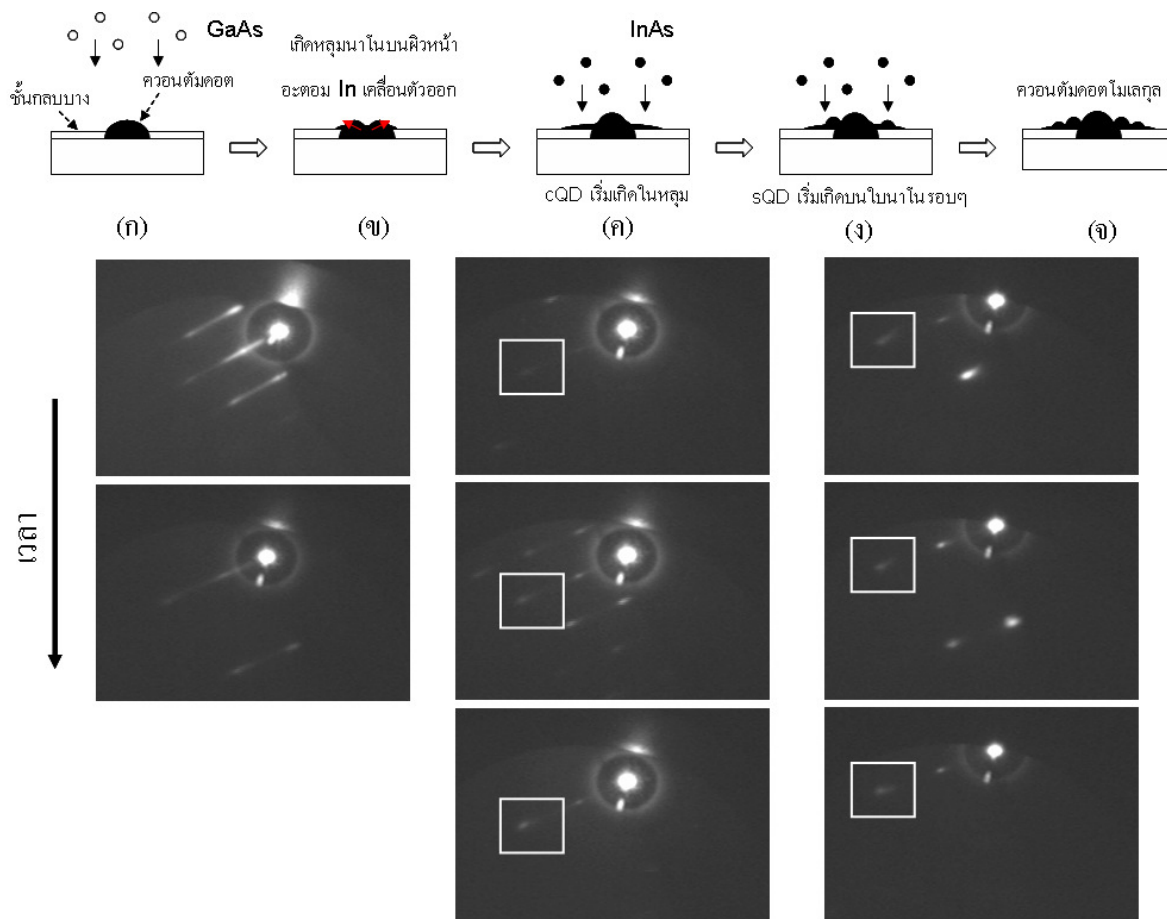
ขั้นแรกจะเริ่มจากการปลูก InAs QD ที่ $500 \text{ }^\circ\text{C}$ (T_{trans}) ในกรณีที่ต้องการปลูก QD สูงกว่า 1.7 ML จะดำเนินการปลูกต่อหลังจากเกิด spotty pattern ซึ่งบอกถึงความหนา 1.7 ML พร้อมกับจับเวลาให้มีการปลูกเพิ่มอีกให้ได้ปริมาณที่ต้องการโดยคิดจากอัตราการปลูก ทั้งนี้ที่หยุดปลูก InAs ให้เริ่มลดอุณหภูมิของ OM หรือชั้นงานลงทันทีด้วยอัตรา $30 \text{ }^\circ\text{C/min}$ ไปที่อุณหภูมิ $470 \text{ }^\circ\text{C}$ โดยหาจากค่าเฉลี่ยของอุณหภูมิ t_2 และ t_3 ที่ได้จากการหา T_{trans} เพื่อคงสภาพและลดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้าง QD ขั้นตอนหลังจากนี้จะเป็นการปลูกโครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุลด้วยวิธีการทับและปลูกซ้ำ (thin capping and regrowth) ซึ่งชั้นงานที่ได้มีโครงสร้างดังรูปที่ 3.15 ขึ้นกับจุดประสงค์ของแต่ละชั้น



รูปที่ 3.15 ภาพตัดขวางของชั้นงานควอนตัมดอตโมเลกุลที่ปลูกด้วยวิธีกลบทับและปลูกซ้ำ [44]

หลังจากลดอุณหภูมิลงแล้วจะเริ่มการปลูกชั้น GaAs ต่อทันที เมื่อ InAs QD โดนกลบด้วยชั้น GaAs ต่ำกว่า 30 ML อะตอมของ In ที่อยู่ในโครงสร้าง QD จะเคลื่อนตัวออกไปสู่ผิวหน้าของชั้นกลบทับ ทำให้ผิวหน้าเกิดเป็นหลุมนาโนในตำแหน่งที่เคยเป็น QD และพื้นที่โดยรอบจะมีลักษณะเป็นเนินยื่นออกไปในทิศทาง $[1 -1 0]$ เรียกว่า เนินนาโน [39,42] ชั้น GaAs ที่ใช้เรียกว่า ชั้นกลบบาง (thin capping layer) หลังจากกลบด้วยชั้น GaAs เสร็จ จะหยุดปลูกเป็นช่วงเวลาสั้น (growth interruption time) เพื่อให้เวลาแก่ In อะตอมในการเคลื่อนที่ หลังจากได้แผ่นฐานที่มีผิวหน้าเป็นหลุมนาโนจะเริ่มทำการปลูกชั้นของ InAs QD อีกครั้ง QD ในการปลูกซ้ำนี้จะเริ่มก่อตัวขึ้นในหลุมนาโนก่อน จนกระทั่งความหนาของชั้นปลูกซ้ำ (regrowth thickness) มากพอ QD จึงจะเริ่มก่อตัวขึ้นรอบข้างบนเนินนาโน QD ที่เกิดขึ้นบนเนินนาโนจะเล็กกว่า มีการกระจายตัวของขนาดมากกว่า QD ที่ก่อตัวในหลุมนาโน ความกว้างของ QD ในหลุมจะได้รับอิทธิพลโดยตรงจากหลุมนาโนซึ่งมีการเปลี่ยนแปลงตามกระบวนการกลบทับ ส่วนความสูงจะเปลี่ยนตามความหนาของชั้นปลูกซ้ำ สำหรับ QD ที่อยู่บนเนินนาโนขนาดโดยรวมและการเกิดจะได้รับอิทธิพลจากความหนาของชั้นปลูกซ้ำโดยตรง [41-44] โครงสร้าง QD ที่เกิดขึ้นจึงแบ่งออกได้เป็นสองกลุ่มอย่างชัดเจน QD กลางที่ก่อตัวในหลุมนาโน เรียกว่า central Quantum Dot (cQD) และ QD บริเวณที่ก่อตัวบนเนินนาโน เรียกว่า satellite Quantum Dot (sQD)

การเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างสามารถสังเกตได้จากการเปลี่ยนแปลงของรูปแบบ RHEED ดังรูปที่ 3.16 35 ในขั้นตอนการปลูกชั้นกลบบางรูปแบบ RHEED จะค่อยๆ เปลี่ยนจาก spotty pattern ในระหว่างการกลบหรือเวลาหยุดปลูกเป็นลักษณะเหมือน spotty pattern ที่ยืดออกดังรูป (ก) แสดงถึงผิวหน้าที่มีลักษณะเป็นหลุมนาโน ในขั้นตอนการปลูกซ้ำจะสังเกตเวลาที่ cQD เริ่มเกิดขึ้นได้จากบริเวณช่วงปลายของเส้นกลาง จะเกิดจุดขึ้นตรงกลางแล้วสว่างขึ้นดังรูป (ข) และเมื่อ sQD เริ่มเกิด จุดเดียวกับที่สังเกตขณะเกิด cQD จะมีลักษณะเหมือนมีหางแหลมยื่นออกมาแล้วกวาดจากบนลงล่างดังรูป (ค) เมื่อปลูกซ้ำปลูกซ้ำเสร็จแล้ว หากเป็นชิ้นงานที่ต้องการตรวจสอบสภาพผิวหน้าจะลดอุณหภูมิของชิ้นงานลงไปที่ 100 °C ทันทีเพื่อคงสภาพผิวหน้าไว้ ถ้าเป็นชิ้นงานที่ต้องการวัดสมบัติทางแสงจะกลบโครงสร้างด้วยทั้งหมดด้วย GaAs โดยจะกลบบางส่วน (10 nm) ที่อุณหภูมิสุดท้ายที่ใช้ปลูกโครงสร้างเพื่อรักษาขนาดทางกายภาพของ QDM ไว้ แล้วจึงเพิ่มอุณหภูมิของชิ้นงานเป็น 500 °C พร้อมกับปลูกกลบต่ออีก 90 nm จนครบ 100 nm ในกรณีที่ต้องการปลูกชั้น QDMs หลายชั้นก็สามารถดำเนินการต่อได้ทันที แล้วจึงลดอุณหภูมิของชิ้นงานลงทันทีเมื่อเสร็จสิ้นการปลูก



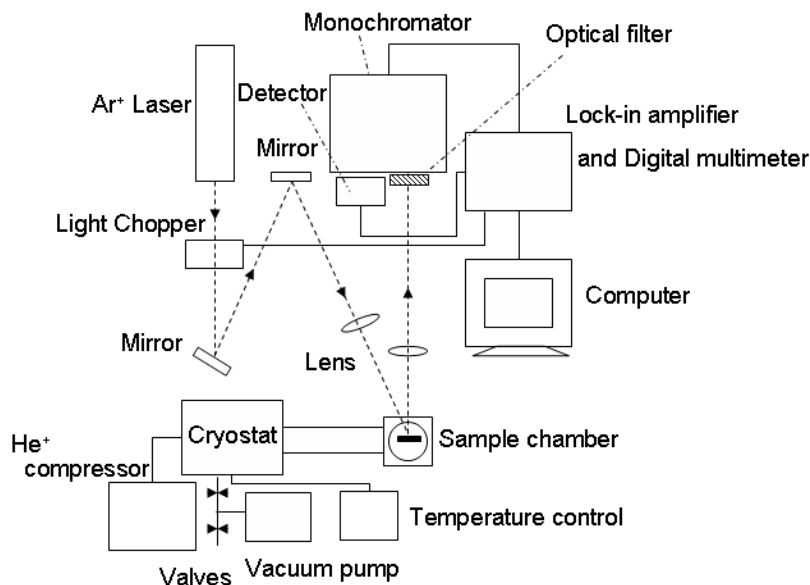
รูปที่ 3.16 ลำดับการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างและรูปแบบ RHEED ที่ปรากฏในแต่ละขั้นตอนในชั้น [44]

3.3 การวัดสมบัติของชิ้นงาน

ชิ้นงานที่เตรียมในวิทยานิพนธ์ฉบับนี้จะผ่านการวัดสมบัติทางแสงด้วย ระบบวัดโฟโตลูมิเนสเซนส์ และวัดสมบัติทางกายภาพด้วย กล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม เพื่อเปรียบเทียบและแสดงให้เห็นถึงความสอดคล้องระหว่างแสงที่เปล่งออกมากับโครงสร้างทางกายภาพ หลักการทำงานของระบบวัดโฟโตลูมิเนสเซนส์และกล้องจุลทรรศน์เป็นดังต่อไปนี้

3.3.1 ระบบวัดโฟโตลูมิเนสเซนส์

เทคนิคโฟโตลูมิเนสเซนส์ (Photoluminescence :PL) เป็นการวัดสมบัติของแสงที่วัสดุเปล่งออกมาเมื่อถูกกระตุ้นด้วยแสงที่มีพลังงานสูงกว่าช่องว่างพลังงาน ทำให้เกิดคู่อิเล็กตรอน-โฮลในแถบการนำและแถบเวเลนซ์ตามลำดับ เมื่อคู่อิเล็กตรอนกลับจะปล่อยโฟตอน (radiative recombination) ที่มีพลังงาน (eV) หรือความยาวคลื่น (nm) ถูกกำหนดโดยช่องว่างพลังงานของวัสดุ โครงสร้างการทำงานของระบบ PL เป็นดังรูปที่ 3.17 ซึ่งประกอบด้วยส่วนสำคัญดังต่อไปนี้



รูปที่ 3.17 แผนภาพระบบการทำงานของการวัดโฟโตลูมิเนสเซนซ์

1. แหล่งกำเนิดแสง เป็นเลเซอร์ทำหน้าที่ปล่อยลำโฟตอนที่จะไปกระตุ้นทำให้เกิดคูพาหะในวัสดุซึ่งจะต้องมีความยาวคลื่นต่ำหรือพลังงานสูงกว่าช่องว่างพลังงานของวัสดุ ระบบ PL ในห้องปฏิบัติการ SDRL ใช้อาร์กอนไอออนเลเซอร์ (Ar^+ laser) ปล่อยโฟตอนที่ความยาวคลื่น 476.5 nm หรือพลังงาน 2.602 eV ซึ่งสูงกว่าช่องว่างพลังงานของสารกึ่งตัวนำในตระกูล In(Ga)As ที่มีช่องว่างพลังงานสูงสุด 1.424 eV หรือ 870.8 nm ส่วนควบคุมพลังงานของเลเซอร์จะต่อเข้ากับมัลติมิเตอร์สำหรับดูพลังงานของเลเซอร์ที่ปล่อยออกมา และต่อเข้ากับแหล่งกำเนิดแรงดัน/กระแสไฟฟ้าตรงสำหรับการปรับพลังงานเลเซอร์โดยละเอียด พลังงานของเลเซอร์จะควบคุมฟลักซ์ของโฟตอนที่ปล่อยออกมาในหน่วย $\text{photon}/\text{cm}^2\text{s}$ ส่วนตัวเลเซอร์จะต่อเข้ากับระบบระบายความร้อน ทำให้การทำงานมีเสถียรภาพ ในกรณีที่ต้องการใช้เลเซอร์ที่มีพลังงานต่ำกว่า 5 mw จะใช้แผ่นกรองแสง (neutral density filter) ขวางลำเลเซอร์เพื่อลดทอนพลังงานลง แทนที่จะปรับพลังงานที่ใช้ให้ลดลง เนื่องจากลำเลเซอร์จะไม่เสถียรที่ระดับพลังงานต่ำๆ

2. การลำเลียงแสง (optical alignment) ประกอบด้วยกระจก (mirror) ทำหน้าที่ส่งผ่านลำเลเซอร์ไปยังชิ้นงานที่อยู่ในห้องเก็บชิ้นงาน (sample chamber) และเลนส์นูน 2 ตัว (lens) ตัวแรกอยู่ที่แสงก่อนถึงชิ้นงานเป็นตัวรวมแสงเลเซอร์ที่ตกกระทบบนชิ้นงาน และตัวที่สองอยู่หลังแสงออกจากชิ้นงานตัวรวมแสงที่ปล่อยหรือสะท้อนออกมาจากชิ้นงานให้เข้าไปยังระบบตรวจจับ ระบบการลำเลียงแสงนี้มีผลกระทบอย่างมากต่อความเข้มแสงที่วัดได้จึงต้องปรับอย่างละเอียด ในกรณีที่ไม่สามารถหาสัญญาณจากชิ้นงานได้จะเริ่มปรับการลำเลียงและวัดความเข้มแสงของตัวเลเซอร์ก่อน

3. ระบบตรวจจับ ทำหน้าที่ตรวจจับปริมาณแสงที่เข้ามาแล้วไปแสดงผลไปที่คอมพิวเตอร์ แสงที่เข้ามาจะผ่านสลิต (slit) เข้าไปในโมโนโครเมเตอร์ (monochromator) ภายในอุปกรณ์นี้จะทำหน้าที่เลือกเฉพาะความยาวคลื่นแสงที่ต้องการวัดโดยอาศัยหลักการคัดกรองแสงโดยใช้เกรตติง โฟตอนที่ออกจากโมโนโครเมเตอร์จะตกกระทบที่อุปกรณ์ตรวจจับแสง (detector) แล้ววัดปริมาณของโฟตอนที่ความยาวคลื่นนั้นๆ เมื่อวัดความเข้มแสงที่ความยาวคลื่นหนึ่งได้แล้วจึงทำการปรับเลือกวัดความยาวคลื่นต่อไปจนเสร็จสิ้นการวัดในช่วงที่ต้องการ ผลการ

วัดนี้จะแสดงความเข้มแสงที่ความยาวคลื่นต่างๆ ของแสงทั้งหมดที่เข้ามาในระบบตรวจจับ การดำเนินงานจึงควรอยู่ในที่มืดเพื่อลดแสงโดยรอบเข้าไปในระบบตรวจจับ และจะมีแผ่นกรองแสงกันไม่ให้แสงเลเซอร์ผ่านเข้ามาได้ ทำให้ไม่เกิดฮาร์โมนิก (Harmonic) ของเลเซอร์ด้วยเช่นกัน เนื่องจากแสงเลเซอร์ก็มีการสะท้อนเข้าไปในระบบตรวจวัดเช่นเดียวกันและสัญญาณจะมีความเข้มสูงมาก ทำให้เกิดการรบกวนในการวัดที่มีช่วงการวัดครอบคลุมความยาวคลื่นหรือฮาร์โมนิกของเลเซอร์ ส่วนอุปกรณ์ตัดแสง (Light chopper) และเครื่องขยายสัญญาณแบบล็อกอิน (Lock in Amplifier: LIA) จะกรองสัญญาณรบกวน (noise) ออกจากระบบและขยายสัญญาณจากอุปกรณ์ตรวจจับแสง เฉพาะบางความถี่

4. ระบบควบคุมอุณหภูมิ ทำหน้าที่ควบคุมอุณหภูมิของชิ้นงาน เมื่ออุณหภูมิของชิ้นงานเปลี่ยน สมบัติทางแสงของชิ้นงานก็จะเปลี่ยนด้วย การลดและปรับอุณหภูมิใช้ภาชนะเย็นยวดยิ่ง (Cryostat) สามารถลดอุณหภูมิลงถึง 10K และระบบควบคุมอุณหภูมิประกอบด้วย เทอร์โมคัปเปิล, ฮีเลียมคอมเพรสเซอร์ (He⁺ compressor) และตัวทำความร้อน ภายในห้องชิ้นงานจะมีการสร้างสภาวะสุญญากาศผ่านอุปกรณ์ดูดอากาศเพื่อลดสิ่งเจือปนภายในซึ่งจะต้องทำก่อนลดอุณหภูมิลง มิฉะนั้นไอน้ำภายในจะขัดขวางไม่ให้อุณหภูมิลดลงไปตามต้องการและต้องเพิ่มอุณหภูมิกลับขึ้นมาและเตรียมสภาวะสุญญากาศใหม่

ผลการวัดระบบนี้จะแสดงถึงความสามารถในการแปลงแสงของวัสดุในแต่ละช่วงความยาวคลื่นที่อุณหภูมิต่างๆ กันได้ ทำให้สามารถวิเคราะห์สมบัติทางแสงของโครงสร้างที่เปลี่ยนไปในสภาวะต่างๆ ได้

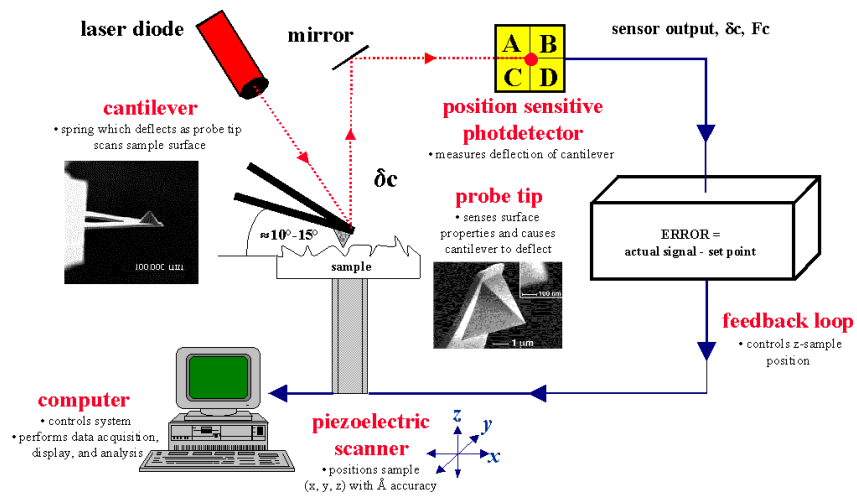
3.3.2 การวัดผิวหน้าด้วยกล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม

กล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม (Atomic Force Microscope :AFM) เป็นอุปกรณ์ที่ใช้ตรวจสอบภาพหรือโครงสร้างของผิวหน้าของชิ้นงานที่ปลูกได้ในระดับนาโนเมตร เพื่อศึกษาลักษณะโครงสร้างของผิวหน้าโดยละเอียด เช่น ขนาดของโครงสร้าง ความสูง ระยะห่าง และการเรียงตัวของ QD เป็นต้น และใช้สังเกตความเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างเมื่อมีการควบคุมตัวแปรต่างๆ ในการปลูกผลึก ซึ่งขั้นที่ต้องการตรวจสอบจะเป็นขั้นที่เป็นผิวหน้าของชิ้นงานไม่ถูกกลบ

หลักการในการทำงานของ AFM เป็นดังรูปที่ 3.18 โดยจะอาศัยแรงอะตอม (atomic force) ที่เกิดขึ้นระหว่างปลายเข็ม (tip) ที่อยู่บนปลายคาน (cantilever) กับผิวหน้าของชิ้นงานทำให้คานโค้งตัวตามความสูง-ต่ำของผิวหน้า จะมีเลเซอร์ไดโอดยิงลำแสงไปที่ปลายคานตลอดการวัดซึ่งตัวคานจะมีสมบัติในการสะท้อนแสงได้อย่างดี แสงที่สะท้อนไปเข้าอุปกรณ์ตรวจจับแสง (Photodetector) เมื่อคานเกิดการโค้งงอไปตามลักษณะของผิวหน้าทำให้ปริมาณของแสงสะท้อนที่ตรวจจับได้เปลี่ยนแปลง แล้วข้อมูลจะถูกประมวลผลออกมาเป็นสภาพของผิวหน้าที่จุดนั้น แล้วจึงเริ่มทำการควบคุมตำแหน่งที่จะทำการวัดต่อไปผ่านทางเพียโซอิเล็กทริกสแกนเนอร์ (Piezoelectric scanner) ที่เป็นส่วนฐานของอุปกรณ์ที่วางชิ้นงานอยู่ด้านบน แล้วทำการกวาดไปบนผิวหน้าของชิ้นงานตามพื้นที่ที่กำหนดไว้

ลักษณะของภาพที่ออกมาจะเป็นภาพในแนวระนาบโดยมีการกำหนดโทนของสีเพื่อระบุความสูงหรือต่ำของพื้นที่แต่ละช่วง เมื่อนำมาวิเคราะห์จะสามารถเปรียบเทียบความสูงและความกว้างในแต่ละบริเวณของโครงสร้างได้ ซึ่งจะช่วยอธิบายสมบัติทางแสงของชิ้นงานได้ แต่ขนาดที่อ่านได้จะยังไม่ใช่มิติที่แท้จริง เนื่องจากผลของ tip convolution effect ซึ่งมักจะมีขนาดใหญ่กว่าจริง [89]

Atomic Force Microscopy (AFM) : General Components and Their Functions



รูปที่ 3.18 แผนภาพส่วนประกอบและระบบการทำงานของอุปกรณ์กล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม [90]

บทที่ 4

ผลการทดลองและการวิเคราะห์

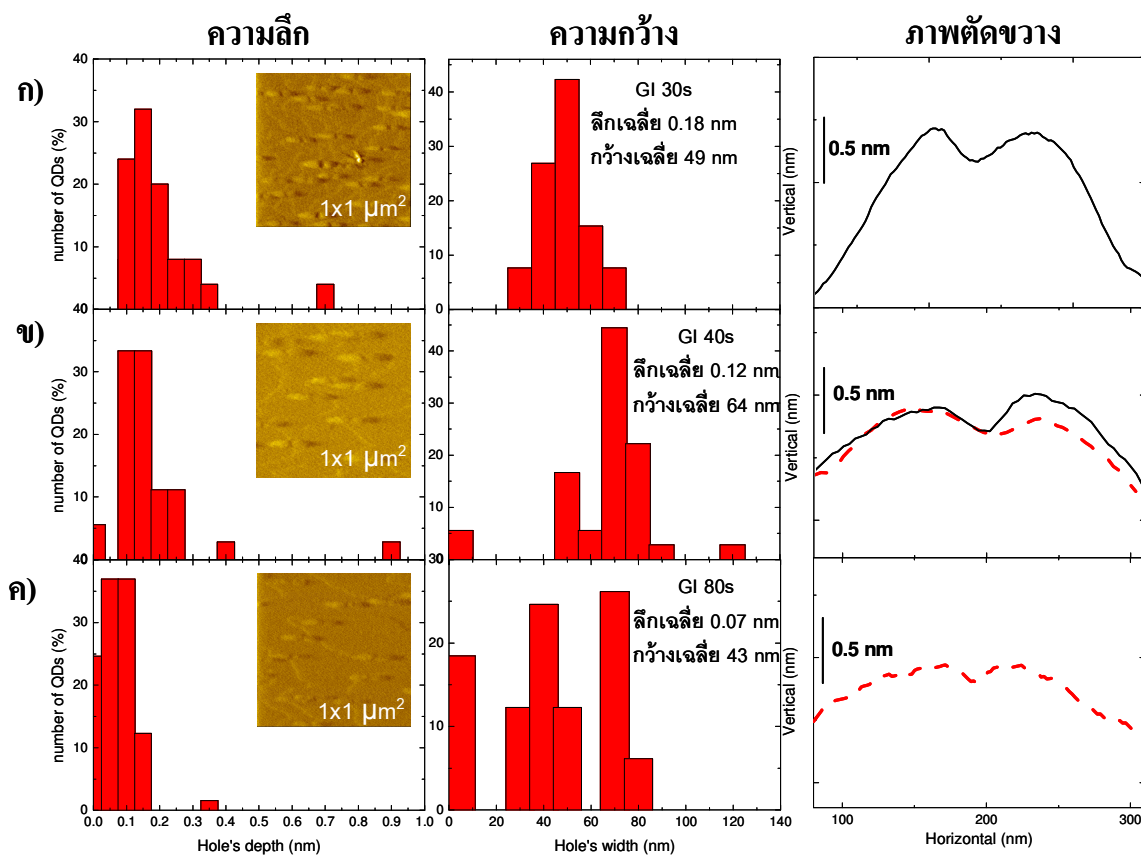
บทนี้อธิบายและวิเคราะห์ผลการทดลองซึ่งแบ่งออกเป็น 4 ส่วน ดังนี้ 1. โครงสร้างทางกายภาพของหลุมนาโนและผลกระทบจากเวลาขัดจังหวะปลูก 2. ลักษณะทางกายภาพและสมบัติทางแสงของควอนตัมดอทโมเลกุล 3. พฤติกรรมทางแสงของควอนตัมดอทกลาง (cQD) และควอนตัมดอทบริวาร (sQD) เมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลงไป และ 4. สมบัติทางแสงของโครงสร้างควอนตัมดอทโมเลกุลซ้อน ผลการทดลองทำให้สามารถสรุปได้ว่า สเปกตรัมของแสงที่เปล่งออกมาจากควอนตัมดอทโมเลกุล (QDM) มีแหล่งกำเนิดจาก cQDs และ sQDs ซึ่งมีขนาดเฉลี่ยที่แตกต่างกัน มีพฤติกรรมที่อุณหภูมิต่างๆ แตกต่างกันไป และเมื่อนำ QDM มาซ้อนทับกัน จะสามารถควบคุมย่านการเปล่งแสงของโครงสร้างให้ครอบคลุมช่วงกว้างได้

4.1 หลุมนาโน

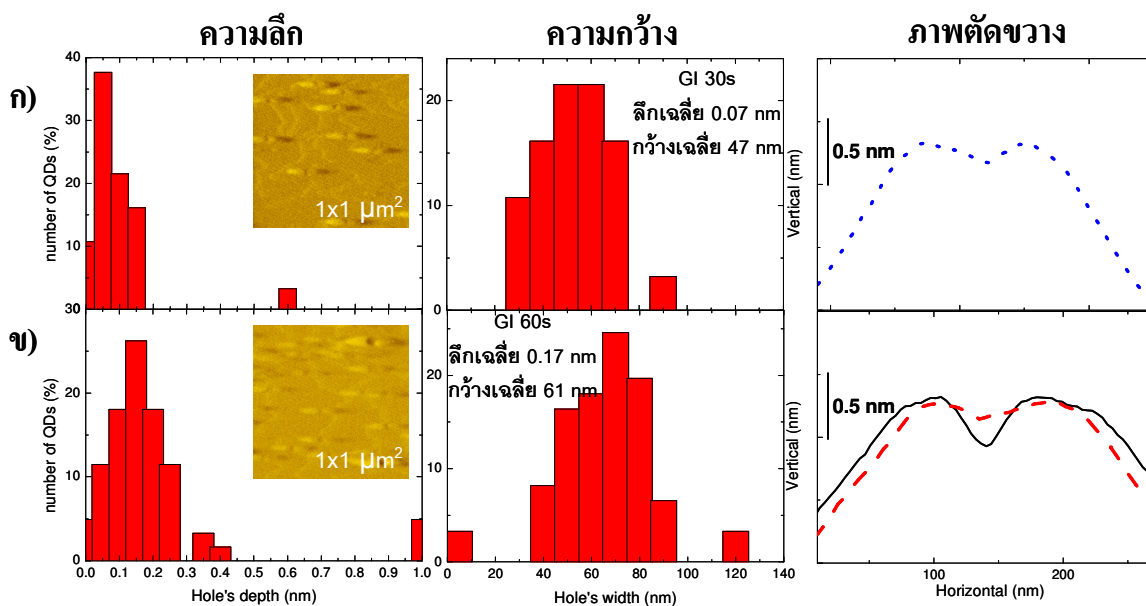
หลุมนาโนเป็นโครงสร้างที่มีลักษณะเป็นหลุมลึกในระดับนาโนเมตร เกิดจากการกลบ InAs QD ด้วยชั้น GaAs บาง โดย In อะตอมภายในควอนตัมดอทจะแพร่ออกจากยอดของ QD ไปยังฐาน เกิดเป็นหลุมนาโนที่ตรงกลางและมีเนินนาโนล้อมรอบหลุมนาโนยื่นออกไปในทิศ $[1 -1 0]$ ซึ่งจะถูกใช้เป็นแม่แบบในการปลูกโครงสร้าง QDM เทคนิคการสร้างหลุมนาโนและการปลูก QDM ได้ถูกพัฒนาขึ้นในห้องปฏิบัติการวิจัยสารกึ่งตัวนำ (SDRL) โดย Songmuang [42], Suraprapapich [43], Siripitakchai [44] และการทดลองในหัวข้อนี้เป็นการใช้เทคนิคการปลูกเดียวกัน ใช้พารามิเตอร์การปลูกเดียวกันเพื่อยืนยันผลการทดลองเดิม หรือปรับพารามิเตอร์โดยเฉพาะเวลาขัดจังหวะปลูก (GI) เพื่อปรับขนาดของหลุมนาโนให้เหมาะสมกับโครงสร้าง QDM ที่ต้องการ

ขนาดของหลุมนาโนถูกแสดงให้เห็นว่าขึ้นอยู่กับความหนาของชั้นกลบ [44] และอุณหภูมิการกลบ [39,43] แต่ยังไม่มีการศึกษาอย่างเป็นระบบถึงผลกระทบของควอนตัมดอทตั้งต้นและเวลาขัดจังหวะปลูก (Growth Interruption time : GI) ที่มีต่อขนาดของหลุมนาโนและเนินนาโน สมมติฐานก่อนการทดลองในหัวข้อนี้มีสองข้อคือ 1. ขนาดของควอนตัมดอทตั้งต้นน่าจะส่งผลต่อโครงสร้างของหลุมนาโน เนื่องจาก เมื่อ QD ใหญ่ขึ้น ปริมาณของ In ที่สามารถแพร่ออกจากยอด QD จะมากขึ้น การกลบบริเวณยอด QD โดย GaAs จะกระทำได้อย่างยากขึ้น ทำให้สามารถสังเคราะห์หลุมนาโนที่มีขนาดหลากหลายมากขึ้น และ 2. การแทรกเวลาขัดจังหวะปลูกหลังการกลบน่าจะส่งผลต่อโครงสร้างโดยรวมของหลุมนาโนเช่นกัน เนื่องจาก In อะตอมไม่สามารถแพร่ได้อย่างฉับพลัน เวลาขัดจังหวะปลูกจะให้เวลา In อะตอมแพร่ การทดลองได้กำหนดให้ ควอนตัมดอทตั้งต้นมีขนาด 1.8, 2.0 และ 2.2 ML และแต่ละเงื่อนไขจะแทรกเวลาขัดจังหวะปลูกที่ไม่เท่ากัน เพราะเมื่อปริมาณ In มากขึ้นอาจต้องใช้เวลาในการแพร่มากขึ้น ชั้นที่มีควอนตัมดอทตั้งต้น 1.8 ML มีเวลาขัดจังหวะปลูก 30, 40 และ 80 วินาที ชั้นที่มีควอนตัมดอทตั้งต้น 2.0 ML มีเวลาขัดจังหวะปลูก 30 และ 60 วินาที และชั้นที่มีควอนตัมดอทตั้งต้น 2.2 ML มีเวลาขัดจังหวะปลูก 60 และ 120 วินาที แล้วศึกษาลักษณะทางกายภาพของหลุมนาโนและเนินนาโนด้วย AFM

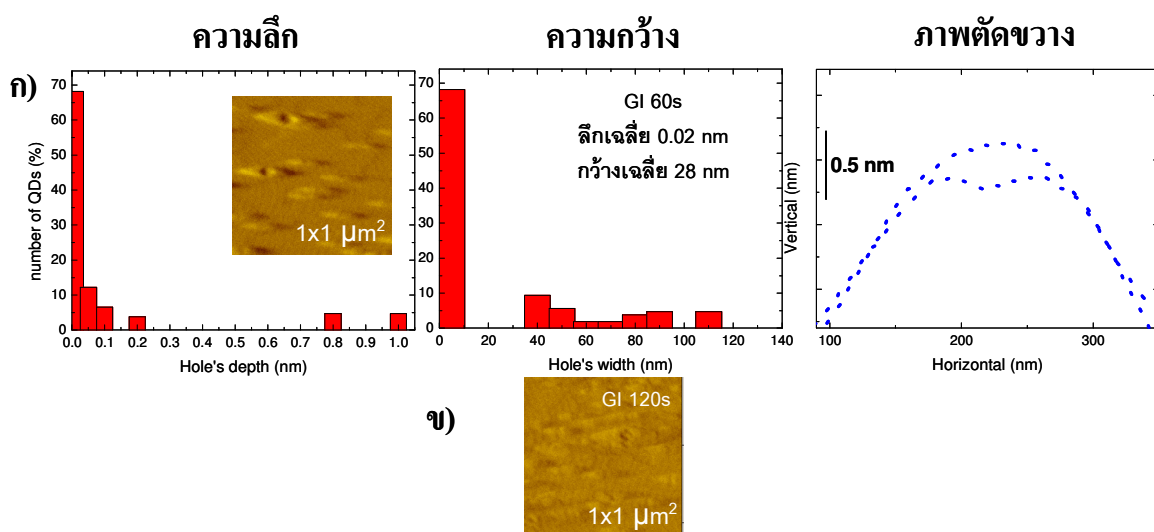
หลุมนาโนในกรณีควอนตัมดอทตั้งต้น 1.8 ML มีความลึกเฉลี่ยลดลงตามเวลาขัดจังหวะปลูกที่เพิ่มขึ้น เมื่อเวลาขัดจังหวะปลูก 30, 40 และ 80 วินาที หลุมนาโนมีความลึกเฉลี่ย 0.18, 0.12 และ 0.07 nm ความกว้างของหลุมมีค่าเฉลี่ย 49, 64 และ 43 nm ดังรูปที่ 4.1(ก), (ข) และ (ค) ในกรณีควอนตัมดอทตั้งต้น 2.0 ML เมื่อเวลาขัดจังหวะปลูกเพิ่มจาก 30 เป็น 60 วินาที ทั้งความลึกและความกว้างของหลุมเพิ่มขึ้นจาก 0.07 nm และ 47 nm เป็น 0.17 nm และ 61 nm ดังรูปที่ 4.2(ก) และ (ข) ตามลำดับ ในกรณีควอนตัมดอทตั้งต้น 2.2 ML เมื่อเวลาขัดจังหวะปลูกเป็น 60 วินาที หลุมนาโนมีความลึกเฉลี่ย 0.02 nm มีความกว้างเฉลี่ย 28 nm ดังรูปที่ 4.3(ก) แต่เมื่อเวลาขัดจังหวะการปลูกนานขึ้นเป็น 120 วินาที ผิวหน้าแทบจะไม่เหลือลักษณะของหลุมนาโนอยู่เลยดังรูปที่ 4.3(ข) จึงไม่สามารถหาขนาดของโครงสร้างได้



รูปที่ 4.1 การกระจายตัวและค่าเฉลี่ยของความลึกและความกว้าง และภาพตัดขวางในทิศ [1 -1 0] ของชิ้นงานที่มีควอนตัมดอทตั้งต้น 1.8 ML และมีเวลาขัดจังหวะปลูก (ก) 30 (ข) 40 (ค) และ 80 วินาที เส้นทึบแทนโครงสร้างหลุมนาโนปกติ เส้นประแทนหลุมนาโนที่ราบลงและเริ่มเสียสภาพ



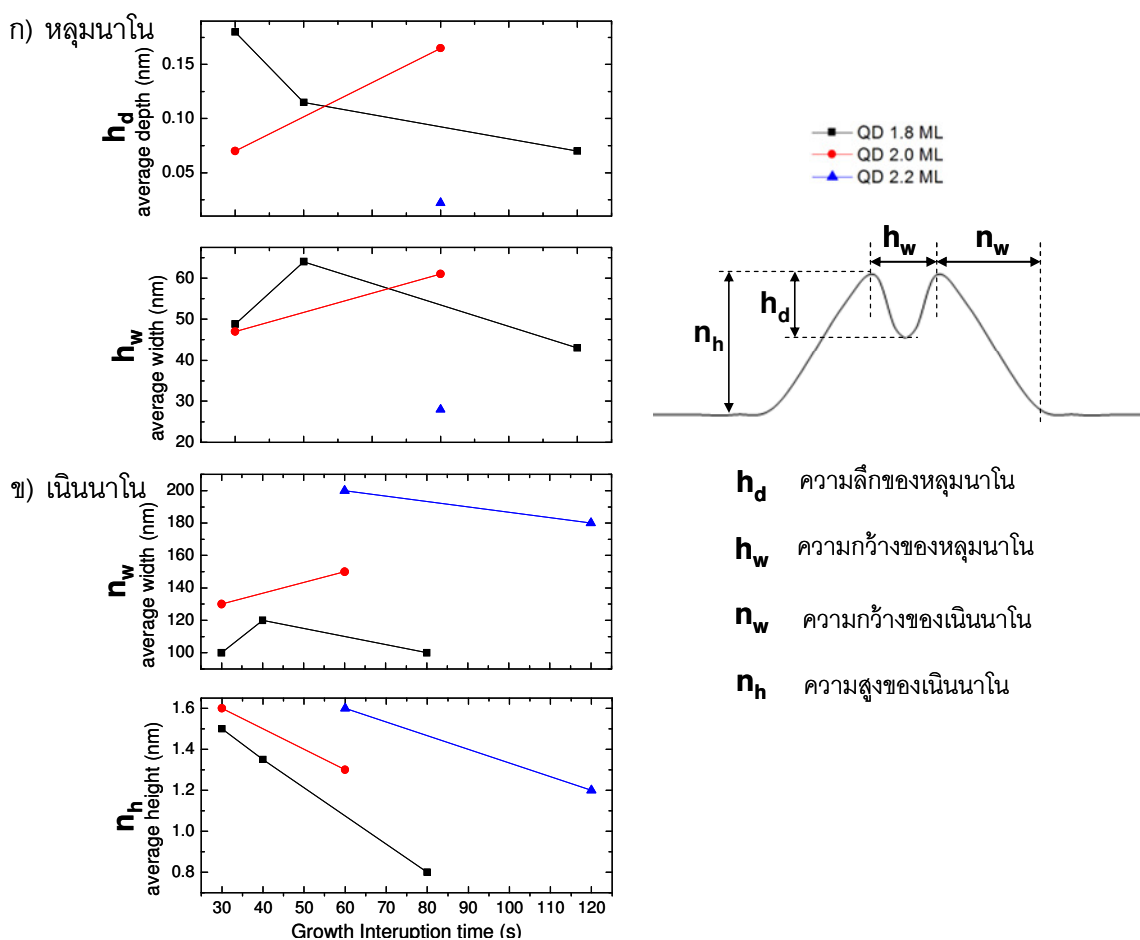
รูปที่ 4.2 การกระจายตัวและค่าเฉลี่ยของความลึกและความกว้าง และภาพตัดขวางในทิศ $[1 -1 0]$ ของชั้นงานที่มีควอนตัมดอตตั้งต้น 2.0 ML และมีเวลาขัดจังหวะปลูก (ก) 30 และ (ข) 60 วินาที เส้นทึบแทนโครงสร้างหลุมนาโนปกติ เส้นประแทนหลุมนาโนที่ราบลงและเริ่มเสียสภาพ เส้นไขปลาแทนเนินสูงที่เริ่มเป็นหลุมนาโนต้น



รูปที่ 4.3 การกระจายตัวและค่าเฉลี่ยของความลึกและความกว้าง และภาพตัดขวางในทิศ $[1 -1 0]$ ของชั้นงานที่มีควอนตัมดอตตั้งต้น 2.0 ML และมีเวลาขัดจังหวะปลูก (ก) 60 วินาที และ (ข) 120 วินาที ซึ่งไม่โครงสร้างหลุมนาโนหรือเสียสภาพหมดแล้ว เส้นไขปลาแทนเนินสูงที่ไม่มีหลุมหรือเริ่มเป็นหลุมนาโนต้น

ขนาดเฉลี่ยของหลุมนาโนละเนินนาโนที่เงื่อนไขต่างๆ แสดงในรูปที่ 4.4 เมื่อขนาดของควอนตัมดอตตั้งต้นใหญ่ขึ้น ทั้งความกว้างและความสูงเฉลี่ยของเนินนาโนจะเพิ่มขึ้นทั้งหมด เมื่อเวลาขัดจังหวะปลูกเพิ่มขึ้น เนินนาโนทุกกรณีมีความสูงลดลงหรือมีลักษณะราบแบนลง คาดว่าเกิดจาก In อะตอมในเนินนาโนแพร่ออกไปบน

ผิวมากขึ้น ในกรณีควอนตัมดอทตั้งต้น 1.8 ML เมื่อเพิ่มเวลาขัดจังหวะปลูกจาก 30 วินาทีเป็น 40 วินาทีตามลำดับ ความกว้างของเนินนาโนเพิ่มขึ้น เป็นช่วงเดียวกับที่หลุมนาโนมีความกว้างเพิ่มขึ้น แสดงว่า In อะตอมบริเวณเนินรอบหลุมแพร่ออกไปด้านข้าง เนินจึงกว้างขึ้น แต่เตี้ยลง ความลึกของหลุมจึงลดลง จนบางเนินไม่เหลือสภาพเป็นหลุมนาโนหรือหลุมตื้นลงมากดังเส้นประในภาพตัดขวางรูปที่ 4.1(ข) และรูปที่ 4.1(ค) แล้วเมื่อเวลาขัดจังหวะนานขึ้นเป็น 80 วินาที ความกว้างของเนินยังลดลงด้วย เพราะ In อะตอมที่แพร่ออกทำให้ระนาบผิวสูงขึ้น หลุมนาโนเริ่มเสียสภาพเป็นปริมาณมาก ในกรณีควอนตัมดอทตั้งต้น 2.0 ML เมื่อเพิ่มเวลาขัดจังหวะปลูกจาก 30 เป็น 60 วินาที ความกว้างของเนินนาโนเพิ่มขึ้นเช่นเดียวกัน แต่ความกว้างและความลึกเฉลี่ยของหลุมนาโนเพิ่มขึ้น แสดงว่า มี In อะตอมจากบริเวณกลาง QD สามารถแพร่ออกมาด้วย ความลึกของหลุมจึงมากขึ้น แต่บางส่วนเริ่มเสียสภาพไปดังเส้นประในภาพตัดขวางรูปที่ 4.2(ข) เช่นเดียวกับที่พบในรูปที่ 4.1(ค) และที่เวลาขัดจังหวะปลูก 30 วินาที โครงสร้างยังเป็นเนินสูง มีหลุมนาโนตื้นบนยอดดังเส้นไขปลารูปที่ 4.2(ก) คาดว่าเป็นเพราะ In บริเวณกลาง QD ยังแพร่ออกได้น้อย ในกรณีควอนตัมดอทตั้งต้น 2.2 ML เมื่อเวลาขัดจังหวะปลูกเป็น 60 วินาที โครงสร้างเป็นเนินสูงไม่พบหลุมนาโนหรือเป็นหลุมตื้นเล็กบนยอดดังเส้นไขปลาในภาพตัดขวางรูปที่ 4.3(ก) เช่นเดียวกับที่พบในรูปที่ 4.2 (ก) และเมื่อเวลาขัดจังหวะปลูกเพิ่มเป็น 120 วินาที เนินนาโนราบไปบนผิวทั้งหมดไม่สามารถสังเกตขนาดของเนินหรือหลุมได้เลยดังรูปที่ 4.3(ข)



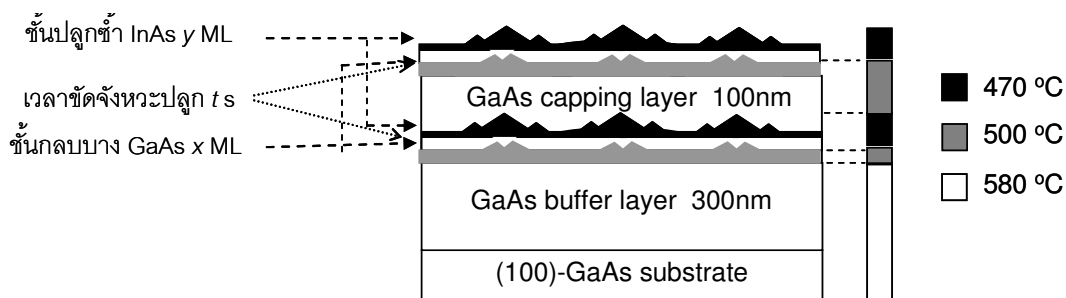
รูปที่ 4.4 การเปลี่ยนแปลง (ก) ความลึกและความกว้างเฉลี่ยของหลุมนาโน และ (ข) ความสูงและความกว้างเฉลี่ยของเนินนาโน ที่เวลาขัดจังหวะปลูกต่างๆ

ขนาดของควอนตัมดอตตั้งต้นและเวลาขัดจังหวะปลูกส่งผลต่อโครงสร้างหลุมนาโน และพารามิเตอร์ทั้งสองสัมพันธ์ต่อกัน หลุมนาโนที่เกิดจากควอนตัมดอตตั้งต้นต่างกันที่ความหนาของชั้นกลบเดียวกัน จะมีเวลาขัดจังหวะปลูกที่เหมาะสมแตกต่างกัน ถ้าเวลาขัดจังหวะปลูกสั้น เวลาในการเคลื่อนที่ของ In อะตอมน้อย เนินนาโนจะสูง และอาจเกิดเป็นเนินสูงที่ไม่มีหลุมหรือเป็นหลุมตื้นอยู่บนยอด โดยเฉพาะเมื่อควอนตัมดอตตั้งต้นมีขนาดใหญ่ดังรูปที่ 4.2(ก) และ รูปที่ 4.3(ก) แต่หากเวลาขัดจังหวะปลูกนานเกินไป In อะตอมจะแพร่ไปทั่วผิวหลุมนาโนและเนินนาโนจะเริ่มแบนลงและสลายไปดังรูปที่ 4.1(ค), รูปที่ 4.2(ข) และรูปที่ 4.3(ข) ในกรณีควอนตัมดอตตั้งต้นมีขนาด 2.2 ML หลุมนาโนเกิดขึ้นน้อยมากแม้เวลาขัดจังหวะปลูกนาน สาเหตุที่เป็นไปได้คือความหนาของชั้นกลบ GaAs ต่ำกว่าขนาด QD มาก In อะตอมแพร่ออกมาจากบริเวณผิวรอบ มากกว่ายอดของ QD [78] หรือ เมื่อขนาดของ QD ใหญ่ขึ้นการผสมกันระหว่างผิว InAs QD และชั้นกลบ GaAs เกิดมากขึ้น ทำให้ผิวนำรอบ QD เต็มไปด้วย In อะตอม ทำให้โอกาสแพร่ออกต่ำลง เช่นเดียวกับการกลบที่อุณหภูมิสูงหรือกลบด้วย InGaAs ซึ่ง ไม่พบหลุมนาโน แม้ว่าควอนตัมดอตจะสลายไป [39] ดังนั้นควอนตัมดอตตั้งต้นขนาดใหญ่จะมีความหนาชั้นกลบที่เหมาะสมมากขึ้น [78] เมื่อความหนาชั้นกลบมากขึ้น หลุมนาโนจะลึกขึ้น แม้ว่าความสูงเนินนาโนจะลดลง [44] ถ้าความหนาชั้นกลบมากจนกระทั่ง GaAs ก่อตัวบนบริเวณยอดควอนตัมดอต ความลึกหลุมนาโนจะลดลง [91] QD ตั้งต้นขนาดใหญ่จึงอาจทำให้หลุมลึกขึ้นได้ เพราะจะมีชั้นกลบที่เหมาะสมมากกว่า

หลุมนาโนและเนินนาโนเป็นแม่แบบสำหรับเตรียมโครงสร้าง QDM การปรับพารามิเตอร์ต่างๆ เช่น ความหนาชั้นกลบ ควอนตัมดอตตั้งต้นและเวลาขัดจังหวะปลูก ทำให้ควบคุมโครงสร้างหลุมนาโนและเนินนาโนได้หลากหลาย ซึ่งจะให้โครงสร้าง QDM ที่หลากหลายขึ้น

4.2 ควอนตัมดอตโมเลกุล

ควอนตัมดอต (QD) ถูกนำไปเปรียบเทียบกับอะตอมเสมือน (Artificial atom) [92] QD ที่รวมตัวกันเป็นกลุ่มจึงย่อมสามารถเปรียบเทียบกับโมเลกุลเสมือน เรียกว่า ควอนตัมดอตโมเลกุล (QDM) การเตรียม InAs QDM ในวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ใช้เทคนิคกลบบางและปลูกซ้ำ QDM (thin cap and regrowth) [42-44] ซึ่งให้ QD 2 กลุ่ม คือ ควอนตัมดอตกลาง (cQD) ที่ถูกล้อมรอบโดยควอนตัมดอตบริวาร (sQD) ลักษณะของ QDM จะสัมพันธ์กับผิวนำของแม่แบบ ซึ่งก็คือ หลุมนาโนและเนินนาโน การควบคุมโครงสร้างของหลุมและเนินนาโนจึงเป็นการควบคุมโครงสร้างของ QDM โดยอ้อม ในการทดลอง โครงสร้างหลุมนาโนถูกควบคุมผ่านการเปลี่ยนพารามิเตอร์ 1. ควอนตัมดอตตั้งต้น และ 2. ความหนาของชั้นกลบ แล้วสังเกตลักษณะทางกายภาพและสมบัติแสงของชิ้นงาน หลังจากนั้นจึงปรับโครงสร้าง QDM โดยเปลี่ยนความหนาปลูกซ้ำ ชิ้นงานที่ปลูกทั้งหมดมีโครงสร้างดังแสดงในภาพตัดขวางในรูปที่ 4.5 และมีพารามิเตอร์ที่ใช้ปลูกทั้งหมดดังสรุปในตารางที่ 4.1

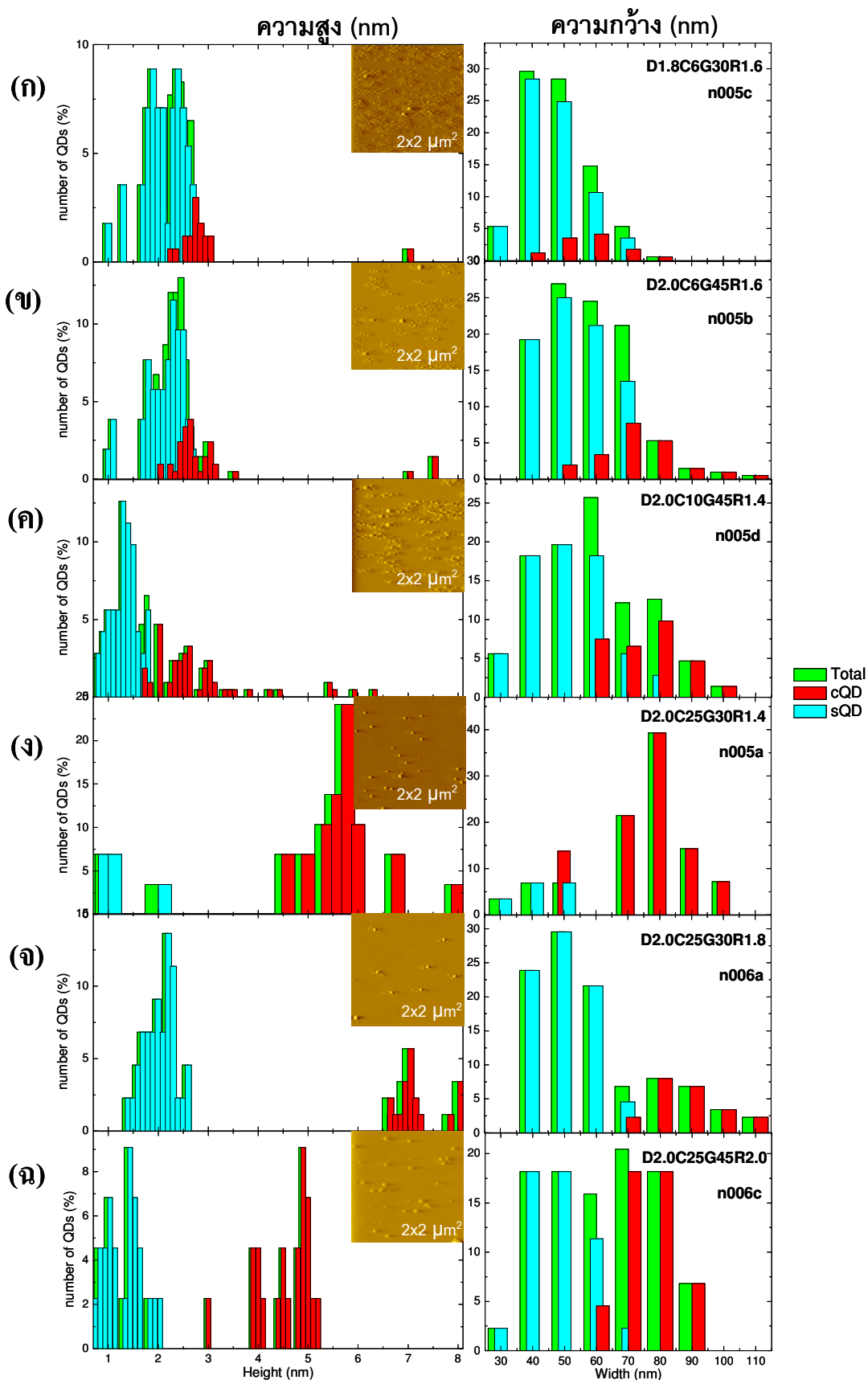


รูปที่ 4.5 ภาพตัดขวางของโครงสร้างที่ปลูก มีชั้นกลบ GaAs หนา x ML เวลาขัดจังหวะปลูกนาน t s แล้วจึงปลูก InAs ซ้ำ y ML

ตารางที่ 4.1 แสดงพารามิเตอร์ที่ใช้เตรียมชิ้นงาน และรหัสแทนเงื่อนไขการปลูกในการเรียกชิ้นงาน โดย D คือ ขนาดควอนตัมดอตตั้งต้น (ML) G คือเวลาขัดจังหวะปลูก (s) C ความหนาชั้นกลบ (ML) และ R ความหนาปลูกซ้ำ (ML)

ชิ้นงาน	QD ตั้งต้น (ML)	ชั้นกลบ (x) (nm)	GI (t) (s)	การปลูกซ้ำ (y) (ML)	รหัส
n005c	1.8	6	30	1.6	D1.8C6G30R1.6
n005b	2.0	6	45	1.4	D2.0C6G45R1.4
n005d	2.0	10	45	1.4	D2.0C10G45R1.4
n005a	2.0	15	30	1.4	D2.0C25G30R1.4
n006a	2.0	25	30	1.8	D2.0C25G30R1.8
n006c	2.0	25	45	2.0	D2.0C25G45R2.0

ชิ้นงาน n005c และ n005b มีควอนตัมดอตตั้งต้นต่างกันเป็น 1.8 และ 2.0 ML มีเวลาขัดจังหวะปลูกเป็น 30 และ 45 วินาที และมีปริมาณของการปลูกซ้ำคือ 1.6 และ 1.4 ML ได้ผล AFM ดังรูปที่ 4.6 ความสูงและความกว้างเฉลี่ยของ cQDs และ sQDs ของชิ้นงานทั้งหมดสรุปในตารางที่ 4.2 ความสูงและความกว้างของ sQDs ใกล้เคียงกับ cQDs ในทั้ง 2 ชิ้นงาน ความแตกต่างระหว่าง cQDs และ sQDs ในชิ้นงาน n005b มีมากกว่าเล็กน้อย แม้ว่าชิ้นงาน n005c จะมีความหนาปลูกซ้ำมากกว่าชิ้นงาน n005b แต่ขนาดของ QD ใกล้เคียงกันมาก ชิ้นงาน n005c มีความสูงเฉลี่ยมากกว่าเล็กน้อยจากการปลูกซ้ำมากกว่า แต่ชิ้นงาน n005b มีความกว้างเฉลี่ยมากกว่า สอดคล้องกับลักษณะที่พบในหลุมและเนินนาโนซึ่งมีความลึกหลุมใกล้เคียงกัน แต่เนินนาโนในกรณีควอนตัมดอตตั้งต้น 1.8 ML มีขนาดเล็กกว่า ทำให้ QDs อยู่ชิดกันมากกว่า นอกจากนี้ในชิ้นงาน n005c ยังมี QD อิสระเกิดขึ้นนอกเนินนาโนอีกเป็นจำนวนมากดังรูปที่ 4.6(ก)



รูปที่ 4.6 การกระจายตัวของ cQDs และ sQDs ในชิ้นงาน (ก) n005c (ข) n005b (ค) n005d (ง) n005a (จ) n006a และ (ฉ) n006c

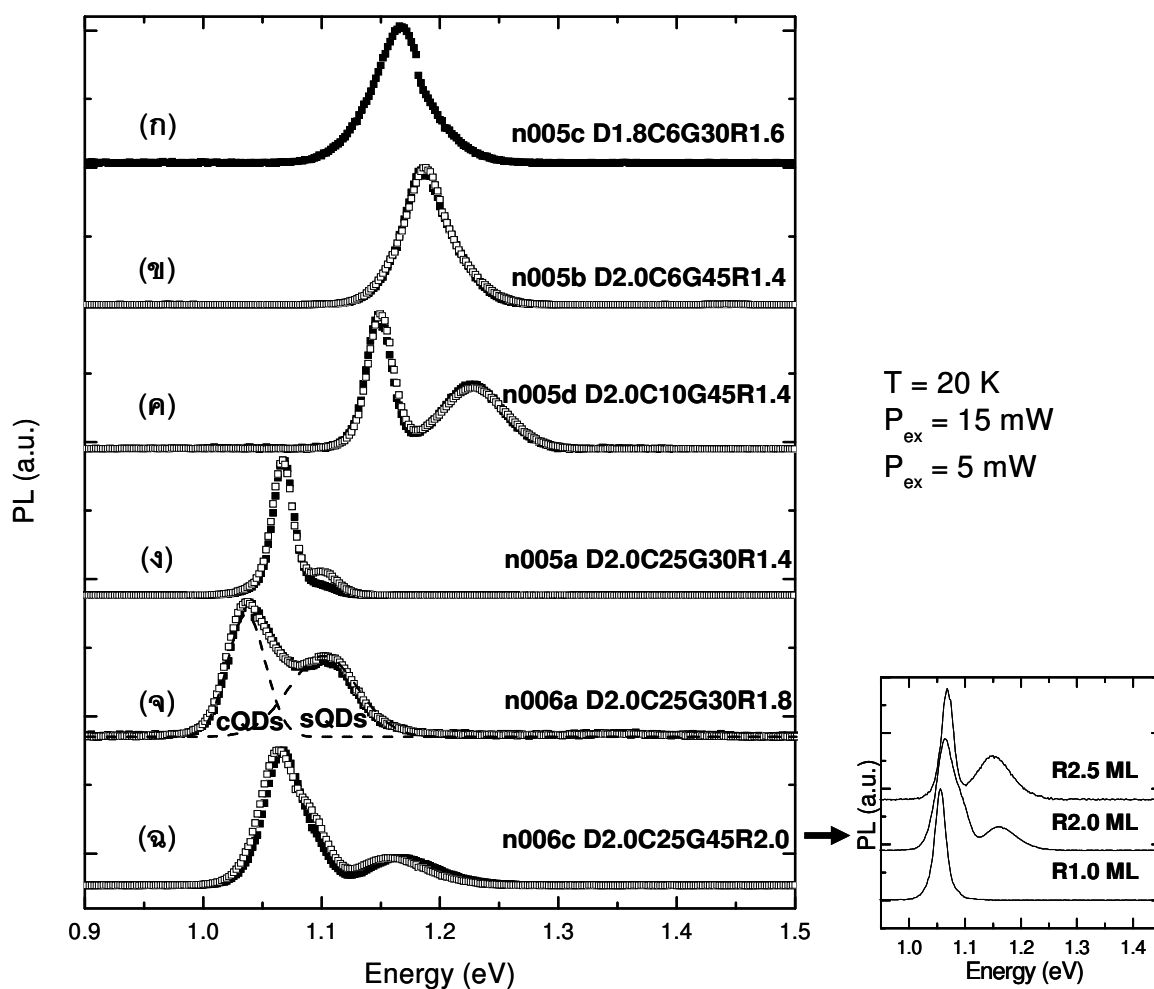
ตารางที่ 4.2 แสดงความสูงความกว้างของ cQDs และ sQDs และค่าตำแหน่งยอดและความกว้างที่ครึ่งหนึ่งของค่าสูงสุด (FWHM) ของฟังก์ชัน Gaussian ที่ใช้จำลองสเปกตรัมของการเปล่งแสงจาก cQDs และ sQDs ของแต่ละชิ้นงาน

ชิ้นงาน	ความสูง (nm)		ความกว้าง (nm)		ตำแหน่งยอด (eV)		FWHM (meV)	
	cQDs	sQDs	cQDs	sQDs	cQDs	sQDs	cQDs	sQDs
n005c (D1.8C6G30R1.6)	2.68	2.19	57.3	43.7	1.164	1.169	33	75
n005b (D2.0C6G45R1.4)	2.64	2.12	70.2	53.6	1.185	1.194	33	68
n005d (D2.0C10G45R1.4)	2.68	1.33	75.3	42.4	1.15	1.228	28	66
n005a (D2.0C25G30R1.4)	5.74	1.06	80.7	42	1.060	-	20	-
n006a (D2.0C25G30R1.8)	7.35	2.04	87	50.8	1.050	1.11	35	68
n006c (D2.0C25G45R2.0)	4.64	1.29	75.7	48.7	1.060	1.16	33	73
n006c1.0 (D2.0C25G45R1.0)	-	-	-	-	1.060	-	19	-
n006c2.5 (D2.0C25G45R2.5)	-	-	-	-	1.065	1.15	32	72

ชิ้นงาน n005d และ n005a มีชั้นกลบหนาขึ้นจาก 6 ML เป็น 10 ML และ 25 ML ตามลำดับ ซึ่งคาดว่า จะทำให้หลุมลึกขึ้นและความสูงเนินลดลง โดยมีเงื่อนไขอื่นเช่นเดียวกับชิ้นงาน n005b แต่เวลาขัดจังหวะปลูกของ n005a ลดลงเหลือ 30 วินาที เพื่อป้องกันหลุมนาโนเสียหาย เนื่องจากทั้งการเพิ่มความหนาชั้นกลบและเวลาขัดจังหวะปลูกทำให้ความสูงของเนินลดลง และเวลาที่ใช้ปลูกชั้นกลบก็มากขึ้นด้วย ผล AFM ของชิ้นงาน n005d และ n005a เป็นดังรูปที่ 4.6(ค) และ (ง) ตามลำดับ แสดงให้เห็นว่า เมื่อความหนาของชั้นกลบเพิ่มขึ้น cQDs มีขนาดทั้งความสูงและความกว้างเพิ่มขึ้น ในทางตรงกันข้าม sQDs มีขนาดเล็กดังตารางที่ 4.2 ในกรณีชั้นกลบ 25 ML ที่ sQDs มีปริมาณน้อยลงจนแทบไม่เกิดขึ้นดังรูปที่ 4.6(ง) ถึงกระนั้นปริมาณของ InAs ที่ปลูกช้ายังคงน้อยกว่าการปลูก InAs QD บน GaAs ที่ต้องปลูกหนา 1.7 ML จึงเกิด QDs

สมบัติทางแสงของชิ้นงานทั้งหมดถูกวัดด้วยระบบ PL ที่อุณหภูมิ 20 K พลังงานกระตุ้น 7 mW และมีการจำลองการเปล่งแสงจาก QDs ทั้ง 2 กลุ่มเป็นฟังก์ชัน Gaussian มีผลเป็นดังรูปที่ 4.7 ตำแหน่งยอดและ FWHM ของ cQDs และ sQDs ของชิ้นงานทั้งหมดสรุปในตารางที่ 4.2 ในกรณีชิ้นงาน n005c และ n005b สเปกตรัมของแสงที่เปล่งออกมาคล้ายกับการเปล่งแสงจากแหล่งเดียวดังรูปที่ 4.7(ก) และ (ข) ถ้าจำลองด้วย 2

ฟังก์ชันแทนการเปล่งแสงจาก cQDs และ sQDs จะได้ค่าตำแหน่งยอดของ cQDs และ sQDs ของชั้นงาน n005c เป็น 1.164 และ 1.169 eV ตามลำดับ และของชั้นงาน n005b เป็น 1.185 และ 1.194 eV ตามลำดับ ซึ่งมีค่าใกล้เคียงกันและชั้นงาน n005b มีตำแหน่งยอดแตกต่างกันมากกว่าเล็กน้อยสอดคล้องกับขนาดจากภาพ AFM ค่า FWHM ของ sQDs ของชั้นงาน n005c และ n005b มีค่า 75 และ 68 meV ตามลำดับมากกว่าของ cQDs ที่มีค่า 33 meV ทั้ง 2 ชั้นงาน เนื่องจากขนาดของ sQDs มีการกระจายตัวมากกว่า cQDs ดังรูปที่ 4.6(ก) และ (ข) ตามลำดับ สาเหตุที่ระดับพลังงานของชั้นงาน n005c ต่ำกว่า เป็นไปได้จากปริมาณ InAs ที่มากกว่า และ QDs อิสระที่กระจายอยู่นอกเนินนาโนสนับสนุนให้ FWHM ของ sQDs ในชั้นงาน n005c มากกว่า



รูปที่ 4.7 ผล PL ที่อุณหภูมิต่ำ 20 K ของชั้นงาน (ก) n005c (ข) n005b (ค) n005d (ง) n005a (จ) n006a และ (ฉ) n006c วางเทียบกันในแนวตั้ง เส้นทึบแทนสเปกตรัมของ cQDs อยู่ด้านพลังงานต่ำ เส้นประแทนสเปกตรัมของ sQDs อยู่ด้านพลังงานสูง รูป(□) และ (■) แทนผลเมื่อพลังงานกระตุ้น 15 mW และ 5 mW ตามลำดับ รูปแทรกแสดงผล PL ของชั้นงาน n006c และชั้นที่ปลูกหนา 1.0 และ 2.5 ML ด้วยเงื่อนไขอื่นเดียวกัน

สมบัติทางแสงของ QDMs บนชั้นกัลบนานต่างกันเป็น 6, 10 และ 25 ML มีสเปกตรัมของแสงที่เปล่งดังรูปที่ 4.7(ข)-(ง) ในชั้นงาน n005b, n005d และ n005a ตามลำดับ ตำแหน่งยอดของ cQDs ของชั้นงานทั้ง 3 เป็น 1.185, 1.15 และ 1.07 eV ตามลำดับ และ FWHM ของ cQDs เป็น 33, 32 และ 20 meV ตามลำดับ สอดคล้องกับผล AFM ที่ cQDs มีขนาดใหญ่ขึ้นตามความหนาชั้นกัลบ ส่วนตำแหน่งยอดของ sQDs ในชั้นงาน n005b และ n005d เพิ่มจาก 1.194 เป็น 1.228 eV และ FWHM เป็น 68 และ 66 meV แต่สเปกตรัมของแสงที่เปล่งที่ตำแหน่ง 1.1 eV ในชั้นงาน n005a ลดลงอย่างรวดเร็ว เมื่อพลังงานกระตุ้นลดจาก 15 mW เป็น 5 mW ในขณะที่สเปกตรัมของแสงในชั้นงานอื่นไม่เปลี่ยนแปลง แสดงว่าเป็นสเปกตรัมของแสงที่เกิดจากระดับพลังงานกระตุ้น (excited state energy :ES) และสเปกตรัมของแสงที่เปล่งในชั้นงานอื่นมากกว่าระดับพลังงานพื้น สันนิษฐานว่า การเปล่งแสงมาจาก cQDs และ sQDs ส่วนในชั้นงาน n005a ไม่มีการเปล่งแสงจาก sQDs เนื่องจาก sQDs มีขนาดและปริมาณลดลงมากดังรูปที่ 4.6 (ง) จึงต้องใช้ความหนาปลูกซ้ำมากขึ้นให้เกิด sQDs ที่มีสมบัติทางแสง

QDM ในชั้นงาน n006a ถูกปลูกซ้ำเพิ่มอีกเป็น 1.8 ML ด้วยเงื่อนไขอื่นเช่นเดียวกับชั้นงาน n005a ซึ่งมี sQDs เกิดมากขึ้นดังรูปที่ 4.6(จ) และสมบัติทางแสงดังรูปที่ 4.7(ฉ) cQDs มีความสูงเฉลี่ยเพิ่มขึ้นจาก 5.74 เป็น 7.35 nm และความกว้างเฉลี่ยเพิ่มขึ้นจาก 80.7 เป็น 87 nm และ sQDs มีความสูงเฉลี่ยเพิ่มขึ้นจาก 1.06 เป็น 2.04 nm และความกว้างเฉลี่ยเพิ่มขึ้นจาก 42 เป็น 50.8 nm แต่สเปกตรัมแสงของ cQDs มีตำแหน่งยอด 1.05 eV ใกล้เคียงกับชั้นงาน n005a ซึ่งมีตำแหน่งยอดที่ 1.06 eV แม้ว่าขนาดทั้งความสูงและความกว้างเปลี่ยนไปมาก และ FWHM ของ cQDs เพิ่มเป็น 35 meV ใกล้เคียงกับค่าของชั้นงาน n005b และ n005d ซึ่งมีค่า 33 meV สเปกตรัมการเปล่งแสงของ sQDs ปรากฏขึ้น มีตำแหน่งยอด 1.11 eV และ FWHM 68 meV เนื่องจาก sQDs เกิดมากขึ้นจากการปลูกซ้ำมากขึ้น

ชั้นงาน C หรือ n006c มีเงื่อนไขแบบเดียวกับชั้นงาน n006a แต่เพิ่มเวลาขัดจิ้งหระปลูกเป็น 45 วินาที และเพิ่มความหนาปลูกซ้ำอีกเป็น 2.0 ML มีผล AFM ดังรูปที่ 4.6(ฉ) และสมบัติทางแสงดังรูปที่ 4.7(ค) cQDs มีความสูงและความกว้างเป็น 4.15 และ 75.7 nm ตามลำดับ มีสเปกตรัมที่ตำแหน่งยอดเป็น 1.07 eV และ FWHM 33 meV sQDs มีความสูงและความกว้างเป็น 1.29 และ 48.7 nm ตามลำดับ มีสเปกตรัมที่ตำแหน่งยอด 1.16 eV และ FWHM 73 meV ขนาดของ QDs ทั้ง 2 กลุ่มเล็กลง เนื่องจากเวลาขัดจิ้งหระปลูกนาน ทำให้โครงสร้างหลุมนาโนและเนินนาโนเริ่มสลาย In อะตอมที่ปลูกเพิ่มจึงกระจายออกไปบนผิว สังเกตได้จากเริ่มมี QDs อิสระเกิดขึ้นดังรูปที่ 4.6(ฉ) สเปกตรัมของ sQDs จึงมีระดับพลังงานสูงขึ้น เนื่องจาก sQDs เกิดได้ยากขึ้น มีขนาดเล็กถึงกระนั้น สเปกตรัมของ cQDs ยังคงไม่เปลี่ยนแปลง แม้จะปรับความหนาปลูกซ้ำเป็น 1.0 และ 2.5 ML ที่เงื่อนไขเดียวกันดังรูปแทรกในรูปที่ 4.7 เวลาขัดจิ้งหระยังไม่สามารถเปลี่ยนหลุมนาโนได้นัก

โครงสร้าง QDMs ได้รับผลกระทบต่อกับโครงสร้างหลุมนาโน เมื่อชั้นกัลบนาน cQDs จะมีขนาดใหญ่ขึ้น และ sQDs จะมีขนาดเล็กและเกิดขึ้นได้ยากขึ้นดังรูปที่ 4.6(ง) คาดว่าเป็นผลจาก อัตราผสมของ Ga อะตอมบนชั้น WL บริเวณเนินนาโนมากขึ้นจากชั้นกัลบที่หนาขึ้น sQDs จึงเกิดขึ้นได้ยากขึ้น อะตอม In ที่ปลูกซ้ำจึงไปรวมกับ cQDs แทน ทำให้ cQDs มีขนาดใหญ่ขึ้น sQDs จึงเกิดขึ้นน้อยลงและมีขนาดเล็ก อย่างไรก็ตาม ความหนาปลูกซ้ำ (1.4 ML) ยังคงน้อยกว่าการปลูก InAs QDs บน GaAs ปกติ (1.7 ML) ในทางกลับกัน เมื่อความหนาของชั้นกัลบต่ำ sQDs สามารถเกิดได้ง่ายและมีขนาดใกล้เคียงกับ cQDs ดังรูปที่ 4.6(ก) และ (ข) อาจสรุปได้ว่า เนินนาโนที่มีความสูงมาก แสดงว่า In อะตอมยังรวมอยู่บริเวณตรงกลางมาก ทำให้ InAs QDs เกิดขึ้น

ได้ง่าย แต่ก็ทำให้ QDs ที่เกิดขึ้นอยู่ชิดกันมาก ซึ่งเวลาขัดจังหวะปลูกสั้นนี้อาจจะให้ผลเช่นเดียวกัน เมื่อลักษณะทางกายภาพของ cQDs และ sQDs เปลี่ยนไป สมบัติทางแสงของ QDs แต่ละกลุ่มจึงเปลี่ยนด้วยเช่นกัน การควบคุมโครงสร้างหลุมนาโนจะสามารถปรับสมบัติทางแสงของ cQDs และ sQDs ได้ ถึงกระนั้นการเปลี่ยนควอนตัมดอตตั้งต้น แม้ว่าจะสามารถปรับโครงสร้างหลุมนาโนได้ แต่ยังไม่สามารถสร้าง QDMs ที่มีลักษณะต่างกันได้อย่างชัดเจน

สเปกตรัมของ cQDs สามารถกำหนดด้วยความหนาของชั้นกลบ เมื่อชั้นกลบหนา สเปกตรัมของแสงจะเลื่อนไปทางพลังงานต่ำ (red-shifted) ในทางกลับกันเมื่อชั้นกลบบาง สเปกตรัมจะเลื่อนไปทางพลังงานสูง (blue-shifted) ดังรูปที่ 4.7 สอดคล้องกับการเปลี่ยนขนาดของ cQDs นอกจากนี้แม้ว่าขนาดของ cQDs เปลี่ยนตามความหนาปลูกซ้ำ แต่สมบัติทางแสงเปลี่ยนน้อยมากดังรูปแทรกในรูปที่ 4.7 ต่างกับปกติที่สมบัติทางแสงได้รับผลกระทบจากความสูงและความกว้าง [57-58] แม้ว่า cQDs จะเกิดขึ้นบนหลุมนาโนที่คล้ายกัน แต่คู่พาหะที่เกิดขึ้นจะย้ายมายังชั้นที่ปลูกด้านบนในโครงสร้างที่กลบและปลูกซ้ำ [92] และระดับพลังงานของสเปกตรัมของหลุมนาโนที่ไม่มี QDMs มีศูนย์กลางอยู่ที่ 1.2 eV [42] ดังนั้นสาเหตุจึงไม่ได้มาจากหลุมนาโนเพียงอย่างเดียว สาเหตุที่เป็นไปได้คือ cQDs และหลุมนาโนที่ถูกกลบเกิดปฏิสัมพันธ์ต่อกัน ลักษณะของ cQDs ของหลุมนาโนสนับสนุนว่า การย้ายพาหะระหว่างทั้ง 2 โครงสร้างเกิดขึ้นได้ ทำให้เกิดการเปล่งแสงจากระดับพลังงานกลาง จึงอาจเรียกได้ว่า cQDs และหลุมนาโนรวมกันเป็นโครงสร้างเดียว ส่วน FWHM ของ cQDs จะแคบกว่าของ sQDs เนื่องจากขนาดถูกควบคุมด้วยหลุมนาโน และถ้าความหนาปลูกซ้ำน้อยกว่า sQDs จะเริ่มเกิดจะมี FWHM แคบแล้วเพิ่มขึ้นหลังจากปลูกซ้ำมากจนขนาดเริ่มอ้อมตัวและเกิด sQDs

สเปกตรัมของ sQDs จะปรากฏถ้ามีความหนาปลูกซ้ำ (Regrowth หรือ พารามิเตอร์ R ในรหัสของชิ้นงานดังตารางที่ 4.1 เพียงพอ เมื่อความหนาชั้นกลบมากขึ้น หากความหนาปลูกซ้ำน้อย sQDs จะเกิดน้อยมากและไม่ปรากฏสเปกตรัมของ sQDs ดังรูปที่ 4.6(ง) และรูปที่ 4.7(ง) จำเป็นต้องใช้ความหนาปลูกซ้ำมากกว่าขึ้น เพื่อปลูก QDMs ที่มีการเปล่งแสงจาก sQDs ดังรูปที่ 4.7(จ) และ (ฉ) ยอดสเปกตรัมของ sQDs มีระดับพลังงานสูงกว่าของ cQDs เนื่องจากขนาดเล็กกว่า ส่วน FWHM ของ sQDs มีค่าสูงกว่าของ cQDs แสดงถึงขนาดมีการกระจายตัวมากกว่า เนื่องจาก cQDs เกิดขึ้นทันทีที่เริ่มปลูกในหลุมนาโนที่มาจาก QDs และถูกจำกัดด้วยหลุม ส่วน sQDs เกิดขึ้นบนเนินนาโนที่เกิดจากการเคลื่อนตัวของ In อะตอมภายใน QDs หลังจากขนาดของ cQDs เริ่มอ้อมตัว และแม้ว่าจะยังอยู่บนเนินรอบหลุม ทั้งตำแหน่งและปริมาณต่อกลุ่มก็มีการกระจายตัวออกไป การเกิด sQDs จึงประกอบด้วยปัจจัยที่ไม่แน่นอนมากกว่า ทำให้ FWHM ของ sQDs สูง

QDs ที่ก่อตัวเป็น QDMs แบ่งได้เป็น cQDs และ sQDs ซึ่งมีลักษณะการเกิดและขนาดแตกต่างกัน สเปกตรัมแสงของ QDMs จึงมี 2 ยอดที่มาจากระดับพลังงานพื้นของ cQDs และ sQDs การวิเคราะห์พฤติกรรมทางแสงของแต่ละสเปกตรัมแต่ละ QDMs ที่อุณหภูมิต่างๆ ในลำดับต่อไปสามารถพิสูจน์และยืนยันว่า สมบัติทางแสงของ QDMs มาจาก QDs 2 กลุ่มที่ต่างกัน

4.3 พฤติกรรมทางแสงตามอุณหภูมิของควอนตัมดอตโมเลกุล

ควอนตัมดอตโมเลกุลประกอบด้วยควอนตัมดอต 2 กลุ่ม คือ cQDs และ sQDs จึงมีสเปกตรัมแสงจากระดับพลังงานพื้น 2 ยอดซึ่งมาจาก QDs ทั้ง 2 กลุ่มพร้อมกัน พฤติกรรมทางแสงของโครงสร้างที่ประกอบด้วย QDs ที่ต่างกันบนแผ่นฐานเดียวกันจะมีพฤติกรรมที่ต่างไป การศึกษาพฤติกรรมทางแสงของ cQDs และ sQDs

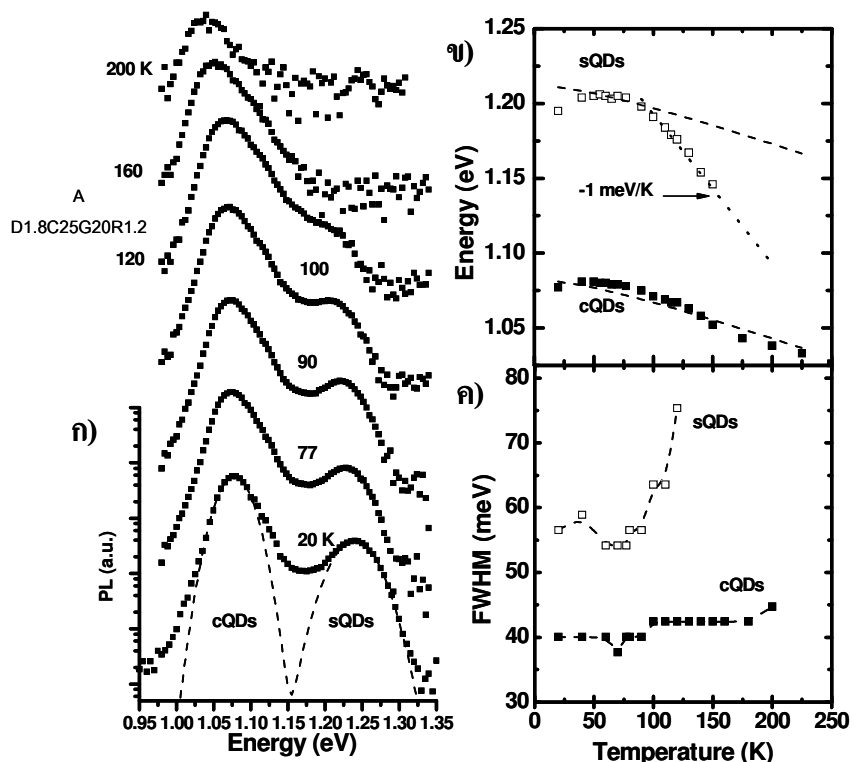
เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น พิจารณาจากตำแหน่งยอดพลังงานและ FWHM ของควอนตัมดอทแต่ละกลุ่ม จะสามารถยืนยันว่า สมบัติทางแสงของ QDMs มาจาก QDs ที่ต่างกัน [93]

ชิ้นงานในการวิเคราะห์นี้คือ ชิ้นงาน A, B ถูกเตรียมโดย Siripitakchai [44] ด้วยระบบ, กระบวนการ และเทคนิคการปลูกเดียวกัน และชิ้นงาน C (n006c) สำหรับเปรียบเทียบผลจากควอนตัมดอทตั้งต้น ชิ้นงาน A และ B มีโครงสร้างเป็น ควอนตัมดอทตั้งต้น 1.8 ML ชั้นกลบหนา 25 ML เวลาขัดจังหวะปลูก 20 วินาที และปลูกซ้ำหนา 1.2 และ 1.5 ML ตามลำดับ ความสูงเฉลี่ยของ cQDs และ sQDs ในชิ้นงาน A คือ 4.71 และ 1.54 ส่วนในชิ้นงาน B คือ 6.14 และ 1.64 nm ความกว้างของ cQDs และ sQDs ของทั้ง 2 ชิ้นงานคือ 45 และ 35 nm ตามลำดับดังสรุปในตารางที่ 4.3 ลักษณะทางกายภาพและสเปกตรัมของ cQDs และ sQDs ของชิ้นงาน C สรุปแล้วในตารางที่ 4.2 แต่ถูกแสดงอีกครั้งในตารางที่ 4.3 เพื่อความสะดวกในการเปรียบเทียบ

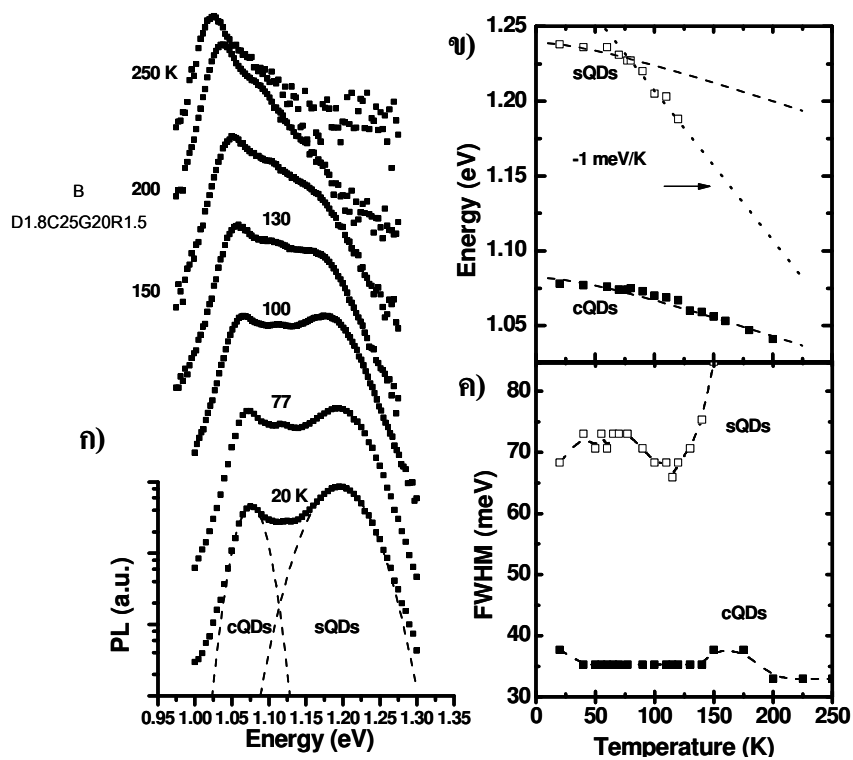
ตารางที่ 4.3 แสดงความสูงความกว้างของ cQDs และ sQDs และค่าตำแหน่งยอดและ FWHM ของฟังก์ชัน Gaussian ที่ใช้จำลองสเปกตรัมของการเปล่งแสงจาก cQDs และ sQDs ของชิ้นงาน A, B และ C

ชิ้นงาน	ความสูง (nm)		ความกว้าง (nm)		ตำแหน่งยอด (eV)		FWHM (meV)	
	cQDs	sQDs	cQDs	sQDs	cQDs	sQDs	cQDs	sQDs
A D1.8C25G20R1.2	4.71	1.54	45	35	1.075	1.240	40	57
B D1.8C25G20R1.5	6.14	1.64	45	35	1.075	1.195	35	68
C (n006c) D2.0C25G45R2.0	4.62	1.29	75.7	48.7	1.065	1.16	33	73

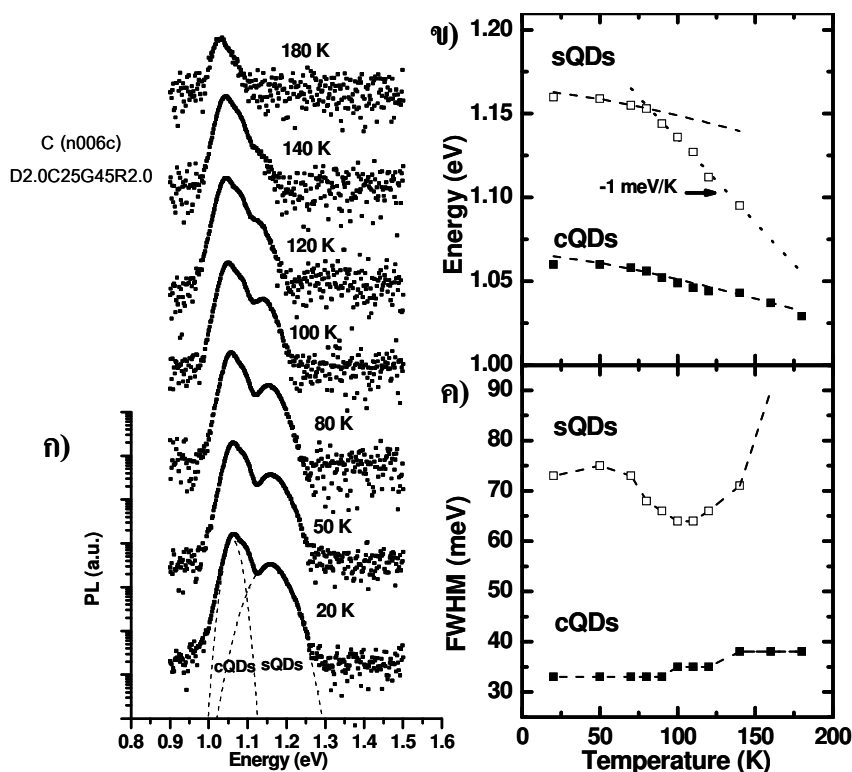
สเปกตรัมทางแสงของชิ้นงาน A, B และ C ที่อุณหภูมิต่างๆ เป็นดังรูปที่ 4.8 (ก) รูปที่ 4.9(ก) และรูปที่ 4.10(ก) ตามลำดับ ยอดสเปกตรัมที่พลังงานต่ำและสูงมาจากการเปล่งแสงจากระดับพลังงานพื้นของ cQDs และ sQDs ซึ่งสรุปได้จากการเทียบสเปกตรัมของชิ้นงาน A และ B เมื่อพลังงานกระตุ้นสูงและต่ำ 20 mW กับ 2mW ตามลำดับ [94] และของชิ้นงาน C 15 mW กับ 5 mW ดังรูปที่ 4.7(ข) แล้วลักษณะของสเปกตรัมไม่เปลี่ยนแปลง เปลี่ยนเพียงขนาดของสัญญาณ สเปกตรัมของการเปล่งแสงจากพลังงานพื้น 2 ยอดแทนได้ด้วยฟังก์ชัน Gaussian 2 ฟังก์ชันดังเส้นประในรูปที่ 4.8 (ก) ของชิ้นงาน A ยอดสเปกตรัมของ cQDs และ sQDs คือ 1.075 และ 1.240 eV ตามลำดับ รูปที่ 4.9(ก) ของชิ้นงาน B คือ 1.075 และ 1.195 eV ตามลำดับ และรูปที่ 4.10(ก) ของชิ้นงาน C คือ 1.07 และ 1.16 eV ตามลำดับ ยอด sQDs มีระดับพลังงานสูงกว่า cQDs เพราะขนาดเล็กกว่า ยอดสเปกตรัมของ cQDs มีระดับพลังงานใกล้เคียงกันทั้งหมด (1.075, 1.075 และ 1.065 eV) แม้ว่าขนาด cQDs จะเปลี่ยนไป มีลักษณะเช่นเดียวกับที่สรุปในหัวข้อ 4.2 ที่อุณหภูมิต่ำ ขนาดของยอดสเปกตรัมจาก cQDs และ sQDs ยังอยู่ในระดับเดียวกัน และยอดทั้ง 2 แยกออกจากกันอย่างชัดเจน เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น สเปกตรัมของ cQDs และ sQDs แสดงพฤติกรรมที่ต่างกันทั้ง การเปลี่ยนตำแหน่งยอด, FWHM และการลดลงของความเข้ม (PL quenching)



รูปที่ 4.8 ชิ้นงาน A (D1.8C25G20R1.2) : (ก) ผล PL (ข) ตำแหน่งยอด และ (ค) FWHM ของสเปกตรัม cQDs (■) และ sQDs (□) ที่อุณหภูมิต่างๆ เส้นประในรูป (ก) แทนฟังก์ชัน Gaussian ที่จำลอง cQDs และ sQDs



รูปที่ 4.9 ชิ้นงาน B (D1.8C25G20R1.5) : (ก) ผล PL (ข) ตำแหน่งยอด และ (ค) FWHM ของสเปกตรัม cQDs (■) และ sQDs (□) ที่อุณหภูมิต่างๆ เส้นประในรูป (ก) แทนฟังก์ชัน Gaussian ที่จำลอง cQDs และ sQDs



รูปที่ 4.10 ชั้นงาน C (D2.0C25G45R2.0) : (ก) ผล PL (ข) ตำแหน่งยอด และ (ค) FWHM ของสเปกตรัม cQDs (■) และ sQDs (□) ที่อุณหภูมิต่างๆ เส้นประในรูป (ก) แทนฟังก์ชัน Gaussian ที่จำลอง cQDs และ sQDs

4.3.1 การเปลี่ยนแปลงตำแหน่งยอดการเปล่งแสงพื้นตามอุณหภูมิ

ตำแหน่งยอดพลังงานพื้นในฟังก์ชันกับอุณหภูมิจากการแทนสเปกตรัมของ cQDs และ sQDs ด้วยฟังก์ชัน Gaussian 2 ฟังก์ชันของชั้นงาน A, B และ C ถูกแสดงในรูปที่ 4.8 (ข) รูปที่ 4.9(ข) และรูปที่ 4.10(ข) ตามลำดับ เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นจาก 20 K ไปจนถึง 180-250 K ยอดของ cQDs ทุกชั้นงานซึ่งอยู่ด้านพลังงานต่ำมีระดับพลังงานลดลงช้าๆ การเลื่อนไปด้านพลังงานต่ำสามารถอธิบายได้จากการเปลี่ยนแปลงของช่องว่างพลังงานของวัสดุตามอุณหภูมิจากสมการของ Varshni [95-96] ดังเส้นประในรูปแทนการเปลี่ยนแปลงของช่องว่างพลังงานของวัสดุ InAs ซึ่งสอดคล้องกับผลของทุกชั้นงานตลอดช่วงอุณหภูมิ ในทางตรงกันข้าม ยอดของ sQDs ทุกชั้นงานมีระดับพลังงานลดลงช้าเฉพาะช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 70-80 K เท่านั้น เมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นระดับพลังงานลดลงอย่างรวดเร็วด้วยอัตราคงที่ประมาณ 0.01 eV/K แทนด้วยเส้นไขปลาในรูป

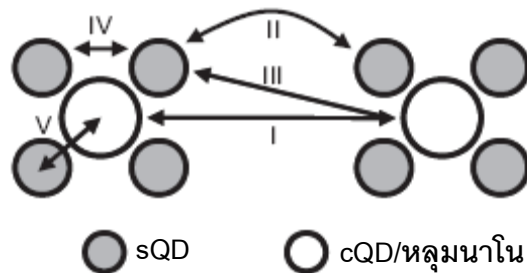
ลักษณะการเปลี่ยนแปลงช้าๆ ของ cQDs มักพบในกลุ่ม InAs QDs ที่ถูกปลูกน้อยกว่า 1.6 ML [97] หรือใน InAs QDs ที่มีขนาดค่อนข้างสม่ำเสมอสูง มี FWHM น้อยกว่า 40 meV [98] ซึ่งสอดคล้องกับชั้นงาน A และ B ซึ่งความหนาปลูกต่ำ (1.2 และ 1.5 ML ตามลำดับ) แต่ชั้นงาน C แม้ว่าจะปลูกหนา ก็ยังมีลักษณะเช่นเดียวกันสนับสนุนว่า cQDs ถูกควบคุมโดยหลุมนาโน ส่วนลักษณะที่ระดับพลังงานลดลงอย่างรวดเร็วของ sQDs เรียกว่า sigmoidal behaviour มักพบในกลุ่ม QD ที่ขนาดไม่สม่ำเสมอโดยเฉพาะกรณีที่มี FWHM ที่อุณหภูมิต่ำสูงกว่า 80 meV [66,99] สอดคล้องกับค่า FWHM จากการแทนด้วย Gaussian ฟังก์ชันในทุกชั้นงานซึ่งจะกล่าวในหัวข้อถัดไป พฤติกรรมที่ต่างกันโดยรากฐานเช่นนี้ปกติจะไม่ค่อยพบภายในชั้นงานชั้นเดียว

แม้จะเป็นชิ้นงานที่มีขนาดกระจายตัวเป็น 2 กลุ่ม [100-101] ในงานของ Kissel et al. QDs ทั้ง 2 กลุ่ม เปลี่ยนแปลงแบบ sigmoidal behaviour เหมือนกัน [94] ต่างกับที่พบในโครงสร้าง QDMs นี้ซึ่งมีทั้งการกระจายตัวของขนาดและพฤติกรรมทางแสงแบ่งเป็น 2 กลุ่ม

4.3.2 การเปลี่ยนแปลง FWHM ตามอุณหภูมิ

FWHM ของสเปกตรัม cQDs และ sQDs เป็นฟังก์ชันกับอุณหภูมิของชิ้นงาน A, B และ C ถูกแสดงในรูปที่ 4.8 (ค) รูปที่ 4.9(ค) และรูปที่ 4.10(ค) ตามลำดับ FWHM ในช่วงอุณหภูมิต่ำของ cQDs และ sQDs ในชิ้นงาน A และ B มีค่าประมาณ 40 และ 50-75 meV ตามลำดับ และในชิ้นงาน C มีค่าประมาณ 33 และ 70-75 meV ตามลำดับ ค่า FWHM ของ sQDs มีค่าสูงกว่า cQDs เนื่องจากการเกิด sQDs ประกอบด้วยปัจจัยที่ไม่แน่นอนมากกว่า ค่า FWHM ของ cQDs มีค่าต่ำเพราะถูกควบคุมด้วยหลุมนาโนดังสรุปในหัวข้อ 4.2 เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น FWHM ของ cQDs เปลี่ยนตามอุณหภูมิต่ำจนเกือบคงที่ในทุกชิ้นงาน (~40 meV สำหรับชิ้นงาน A และ ~35 meV ในชิ้นงาน B และ C แต่ sQDs มีลักษณะการเปลี่ยนตามอุณหภูมิที่ไม่สม่ำเสมอ โดยเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิที่อุณหภูมิต่ำ แล้วลดลงเป็นร่องในช่วงกลาง แล้วเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิสูง พฤติกรรมนี้สามารถอธิบายได้จากการจำกัดและกระจายตัวใหม่ของคูพาหะ (exciton) ใน QDs ทั้งภายในและภายนอกโมเลกุล

การเปลี่ยนที่จำกัดและกระจายตัวใหม่ของคูพาหะใน QDs เกิดมาก เมื่ออุณหภูมิสูง และมีผลน้อยที่อุณหภูมิต่ำ เมื่ออุณหภูมิต่ำ โฟตอนถูกดูดกลืนโดย QDs แต่ละตัว แล้วเกิดคูพาหะที่ถูกจำกัดใน QDs แต่ละตัวแยกกัน [99] เมื่ออุณหภูมิสูง คูพาหะได้รับพลังงานแล้วหลุดออกไปยังชั้น WL ในสถานะไม่ถูกจำกัด ซึ่งมีอายุพาหะ (carrier life time) นานสนับสนุนให้ คูพาหะมีเวลาที่ย้ายจาก QDs ขนาดเล็กไปขนาดใหญ่ ที่มีพลังงานต่ำกว่า สำหรับกลุ่ม QDs ที่ขนาดกระจายตัวกลุ่มเดียว กระบวนการนี้ทำให้จำนวนของ QDs ที่เปล่งแสงแคบลง ดังนั้น FWHM ของ QDs ที่ปลูกบนผิวราบจึงลดลง [98-100,102-103] ในกรณี QDM เกิดขึ้นซับซ้อนกว่า QDs ปกติ การกระจายตัวใหม่ด้วยความช่วยเหลือจากโฟนอนสามารถเป็นไปได้ 5 เส้นทางดังรูปที่ 4.11 คือ (I) ระหว่าง cQDs/หลุมนาโนคนละกลุ่ม (II) ระหว่าง sQDs ของ QDMs คนละกลุ่ม (III) ระหว่าง sQDs และ cQDs/หลุมนาโน ของ QDMs คนละกลุ่ม (IV) ระหว่าง sQDs ที่อยู่ใน QDMs กลุ่มเดียว (V) ระหว่าง sQDs และ cQDs/หลุมนาโน ที่อยู่ใน QDMs กลุ่มเดียว การเปลี่ยนแปลง 3 แบบแรกคือ การย้ายระหว่างกลุ่ม และ 2 แบบคือ การย้ายภายในกลุ่ม ซึ่งคาดว่า การย้ายภายในกลุ่มเป็นผลให้ FWHM เพิ่มขึ้นในช่วงอุณหภูมิต่ำดังรูปที่ 4.8 (ข)รูปที่ 4.9(ข) และรูปที่ 4.10(ข) เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น มีพลังงานความร้อนมากขึ้น การย้ายระหว่างกลุ่มจึงเกิดขึ้นได้ คูพาหะส่วนมากจึงย้ายไปยัง sQDs ขนาดเดียวกัน ทำให้ FWHM ลดลงเป็นร่องที่อุณหภูมิ ~75 K ในชิ้นงาน A และ ~100 K ในชิ้นงาน B และ C ซึ่งมีอุณหภูมิสูงกว่า เป็นเพราะระดับพลังงานพื้น sQDs ต่ำกว่า จึงมีความต่างพลังงานของ sQDs กับ WL มากกว่า แล้วเมื่ออุณหภูมิสูงยิ่งขึ้น การกระเจิงจากโฟนอน (phonon scattering) มีผลมากกว่า FWHM จึงเพิ่มขึ้น [104] นอกจากนี้ คูพาหะหลุดออกจาก QDs ไปยัง GaAs ทำให้เกิดการรวมกลับแบบไม่เปล่งแสง (non-radiative recombination) ส่งผลให้ความเข้มแสงที่ออกมาลดลง [105]



รูปที่ 4.11 เส้นทางการย้ายพาหะที่เป็นไปได้ในโครงสร้าง QDMs ทั้งหมด 5 เส้นทาง เส้นทาง I, II และ III เป็นการย้ายระหว่างโมเลกุล เส้นทาง IV และ V เป็นการย้ายภายในโมเลกุล

4.3.3 การลดลงของความเข้มแสง

การลดลงของความเข้มแสงใน QDs เกิดจากการรวมกลับแบบไม่เปล่งแสงใน WL หรือ GaAs [105] เพื่อวิเคราะห์ว่า กระบวนการเดียวกันนี้เป็นสาเหตุของการลดความเข้มแสงใน QDMs หรือไม่ กราฟความเข้มแสงรวม (Integrated Intensity: I) ของชั้นงาน A, B และ C เป็นฟังก์ชันกันอุณหภูมิต่ำ (T) และส่วนกลับอุณหภูมิต่ำ ($1/kT$) จึงถูกแสดงในรูปที่ 4.12(ก), (ข) และ (ค) ตามลำดับ พลังงานความร้อนที่ทำให้พาหะหลุดจากการกักกัน (Thermal activation energy : E_a) ของ cQDs และ sQDs สามารถกำหนดได้จากสมการ [106-107]

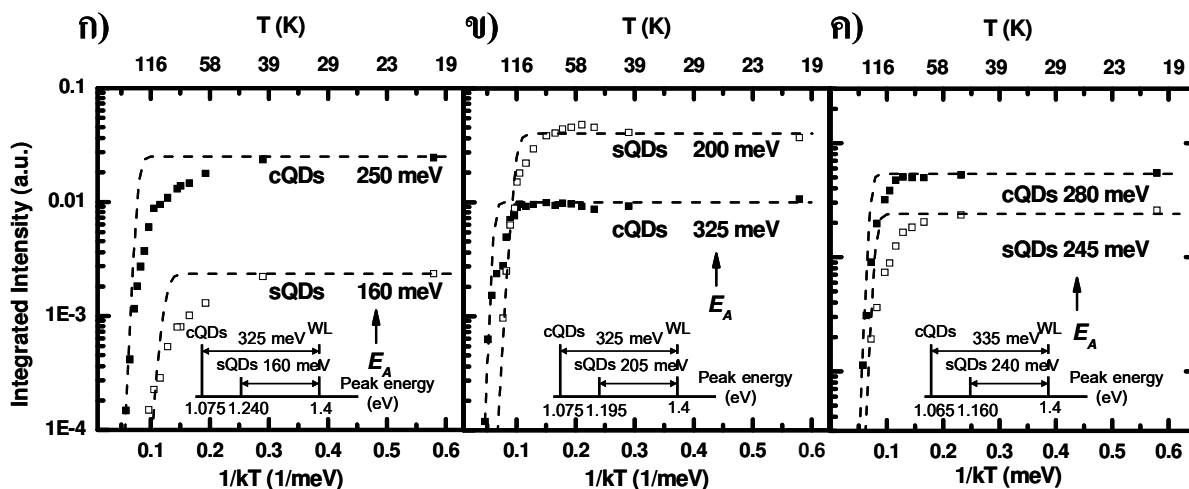
$$I(T) = I(0) / (1 + A \exp(-E_a/kT)) \tag{4.1}$$

โดย $I(0)$ คือ ผลรวมความเข้มแสงเมื่ออุณหภูมิต่ำ

k คือ ค่าคงตัวของโบลท์ซแมน ($= 1.3806503 \times 10^{-23} \text{ m}^2\text{kg s}^{-2}\text{K}^{-1}$)

A คือ ค่าคงที่

E_a คือ Thermal activation energy (meV)



รูปที่ 4.12 กราฟความเข้มแสงของสเปกตรัมของ cQDs และ sQDs ในฟังก์ชันของ $1/kT$ ในชั้นงาน (ก) A (ข) B และ (ค) C และค่า E_a ของ cQDs และ sQDs ในชั้นงานแต่ละชั้น

E_g คือพลังงานที่กระตุ้นให้พาหะหลุดจาก QDs ค่า E_g ของ cQDs และ sQDs ในชั้นงาน A มีค่า 250 และ 160 meV ตามลำดับดังรูปที่ 4.12(ก) ในชั้นงาน B มีค่า 325 และ 205 meV ตามลำดับดังรูปที่ 4.12(ข) และในชั้นงาน C มีค่า 280 และ 245 meV ตามลำดับดังรูปที่ 4.12(ค) ค่าพลังงาน E_g ของชั้นงานทั้ง 3 สอดคล้องกับสเปกตรัมจากการวัด PL ในชั้นงาน B ยอดสเปกตรัมของ cQDs และ sQDs มีค่า 1.075 และ 1.2 eV ตามลำดับ ต่างจากระดับพลังงานของ WL ซึ่งมีค่า 1.4 eV [94] เท่ากับ 325 และ 200 meV สอดคล้องกับค่า E_g ที่กำหนดได้ แสดงว่า WL แสดงบทบาทสำคัญในการหลุดของคูพาหะจาก cQDs และ sQDs ในชั้นงาน A และ C ค่า E_g ของ sQDs เป็น 160 และ 245 meV ตามลำดับ สอดคล้องกับผลต่างระดับพลังงานระหว่าง WL 1.4 eV กับ sQDs 1.24 และ 1.16 eV ตามลำดับ แต่ E_g ของ cQDs ในชั้นงาน A และ C มีค่า 250 และ 280 meV ตามลำดับ มีค่าต่ำกว่า 325 meV และ 335 meV แสดงว่า คูพาหะใน cQDs อาจหลุดด้วยเส้นทางอื่นที่ยังไม่ระบุ และอาจเป็นสาเหตุของการลดลงแบบไม่รุนแรงที่พบในรูปที่ 4.12(ก) และ (ค) คาดการณ์ว่า เกิดขึ้นจาก WL อีกชั้นหนึ่งในบริเวณ cQDs/หลุมนาโน ซึ่งไม่มีการเปล่งแสง เนื่องจากมีปริมาณน้อยกว่ามาก เมื่อเทียบกับ WL ส่วนใหญ่ที่เคลือบคลุมพื้นที่ที่เหลือทั้งหมด

พฤติกรรมทางแสงของชั้นงาน C ทั้งตำแหน่งยอดสเปกตรัม FWHM และ การลดลงของความเข้ม มีลักษณะเช่นเดียวกับชั้นงาน A และ B ทั้งหมด มีเพียง sQDs ที่มีระดับพลังงานต่ำกว่า คาดว่าเป็นเพราะปริมาณของ In มากขึ้นทั้งจาก In อะตอมแพร่ออกมามากขึ้น และปลูก InAs ซ้ำหนาขึ้น การเปลี่ยนแปลงของควอนตัมดอตตั้งต้นยังไม่สามารถปรับสมบัติทางแสงของ QDMs ได้ชัดเจนนัก

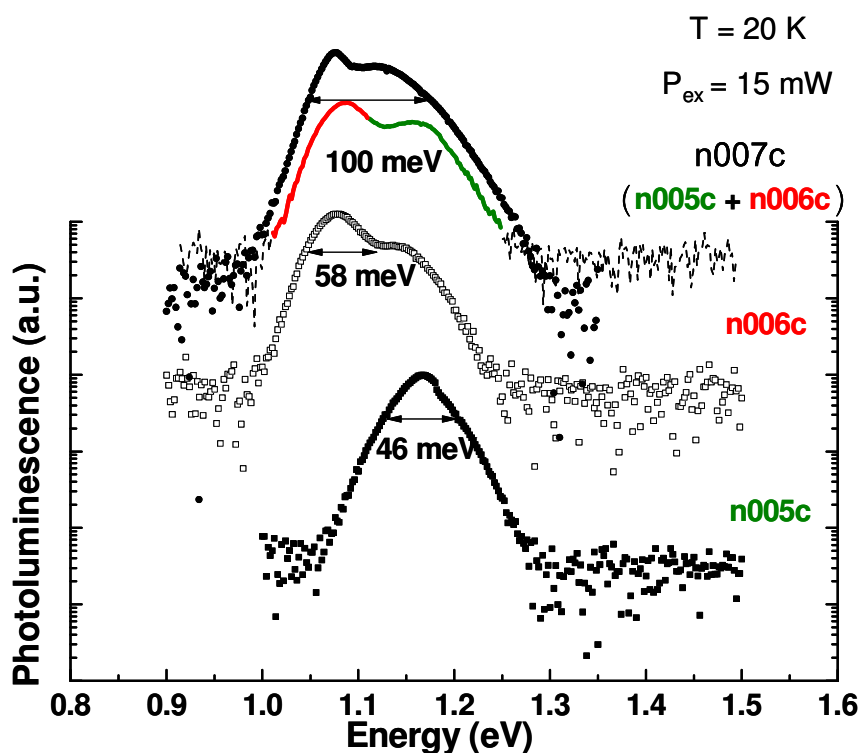
พฤติกรรมทางแสงของ cQDs และ sQDs มีความแตกต่างกัน 2 กลุ่ม cQDs มีพฤติกรรมสอดคล้องกับควอนตัมดอตที่ขนาดสม่ำเสมอ และ sQDs มีพฤติกรรมสอดคล้องกับควอนตัมดอตที่ขนาดไม่สม่ำเสมอ เมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น คูพาหะจะย้ายตำแหน่งและกระจายตัวใหม่ระหว่าง QDs ทั้ง 2 กลุ่ม การกระจายขนาด 2 กลุ่มของ QDMs ในวิทยานิพนธ์นี้คล้ายกับโครงสร้าง QDMs ปลูกโดย Lee et al. [108] โดยใช้วิธีผสม droplet epitaxy/SK ซึ่งแสดงสเปกตรัมจากระดับพลังงานพื้นเดียวที่ 1.15 eV และมี FWHM 60 meV คล้ายการปลูก $\text{In}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{As}$ SK QDs บน GaAs [109] ต่างจาก QDMs ในวิทยานิพนธ์ซึ่งประกอบด้วยสเปกตรัมจากระดับพลังงานพื้น 2 กลุ่ม แม้ว่าการเปลี่ยนแปลงขนาดควอนตัมดอตตั้งต้นยังไม่สามารถปรับโครงสร้าง QDMs ได้นัก การกำหนดเงื่อนไข เช่น ความหนาชั้นกลบ ความหนาปลูกซ้ำ ให้เหมาะสมด้วย จะสามารถกำหนดสเปกตรัมของ cQDs และ sQDs ที่แตกต่างกัน ซึ่งสามารถประยุกต์ กำหนดให้มีสมบัติทางแสงอยู่คนละช่วงกัน และช่วยขยายความกว้างการเปล่งแสงได้

4.4 ควอนตัมดอตโมเลกุลซ้อน

ควอนตัมดอตโมเลกุลซ้อน (stacked quantum dot molecules) คือ โครงสร้างที่ประกอบด้วย QDMs มากกว่า 1 ชั้น ซึ่งจะกำหนดให้เงื่อนไขการปลูกของ QDMs แต่ละชั้นต่างกัน เพื่อให้สมบัติทางแสงจากแต่ละชั้นต่างกัน QDMs แต่ละชั้นจะถูกคั่นด้วย GaAs หนา 100 nm เพื่อป้องกันผลกระทบจากความเครียดสะสมจากชั้นล่าง โดยแบ่งส่วนกลบที่อุณหภูมิ 470 °C หนา 10 nm ป้องกันผลกระทบจากอุณหภูมิต่อรูปร่างของโครงสร้างชั้นล่างและที่ 500 °C หนาอีก 90 nm และกำหนดให้ชั้น QDMs ที่คาดว่าจะมีระดับพลังงานต่ำกว่าหรือช่องว่างพลังงานแคบกว่าอยู่ชั้นล่าง เพื่อป้องกันโฟตอนที่เปล่งออกมาถูกดูดกลืนกลับในชั้นบน ชั้นบนจึงควรมีช่องว่างพลังงานกว้างกว่า เนื่องจากการกระตุ้นและเปล่งแสงของระบบ PL เกิดขึ้นจากผิวหน้า ทั้งหมดทำเพื่อให้

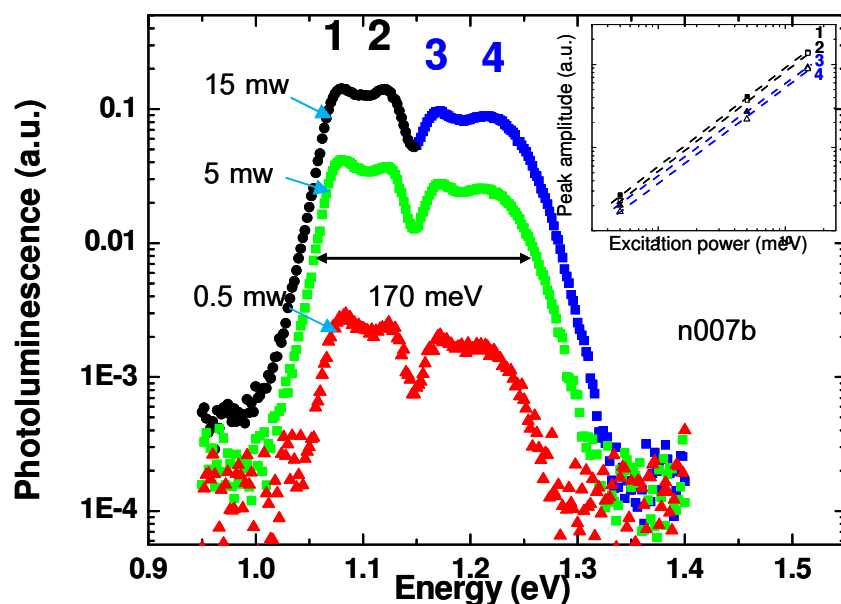
สมบัติทางแสงของ QDMs แต่ละชั้นสามารถแสดงออกมาได้โดยไม่เปลี่ยนแปลง QDMs แต่ละชั้นนั้นประกอบด้วยสเปกตรัมแสงจากระดับพลังงานพื้น 2 กลุ่มอยู่แล้ว การแทรกชั้น QDMs มากกว่า 1 ชั้นในชั้นงานเดียว โดยแต่ละชั้นสามารถแสดงสมบัติทางแสงออกมาได้ จะช่วยขยายสมบัติทางแสงของ QDMs ให้กว้างขึ้นจาก สเปกตรัมการเปล่งแสงจากระดับพลังงานพื้นหลายกลุ่ม

ชั้นงานควอนตัมดอทโมเลกุลซ้อนประกอบด้วย QDMs 2 ชั้น แต่ละชั้นเตรียมโดยใช้เงื่อนไข ชั้นงาน n005c (D1.8C6G45R1.4) และ n006c (D2.0C25G30R2.0) มีสเปกตรัมการเปล่งแสงสรุปในตารางที่ 4.2 เงื่อนไขของ n006c ถูกกำหนดให้เป็นชั้นล่าง เพราะมีสเปกตรัมอยู่ในช่วง 1.03 - 1.14 eV ต่ำกว่าของ n005c ที่มีสเปกตรัมในช่วง 1.13 - 1.21 eV ผล PL ที่อุณหภูมิ 20 K พลังงานกระตุ้น 15 mW เป็นดังรูปที่ 4.13 จะเห็นได้ว่า สมบัติทางแสงของชั้นงานควอนตัมดอทโมเลกุลซ้อน (n007c) มีลักษณะใกล้เคียงกับผลรวมเชิงเส้นของสเปกตรัมจาก QDMs ทั้ง 2 กลุ่มแทนเส้นประในรูปที่ 4.13 สนับสนุนว่า การค้นด้วยชั้น GaAs หนา 100 nm และปลูกต่อมาด้วยอุณหภูมิต่ำ สามารถลดผลกระทบจาก QDMs ชั้นล่างและสามารถรักษาสภาพของ QDs ไว้ได้ และการกำหนดตำแหน่งชั้น QDMs โดยเลือกให้ชั้นที่มีระดับพลังงานต่ำอยู่ชั้นล่าง ทำให้สมบัติทางแสงจากแต่ละชั้นแสดงออกมาได้โดยไม่เปลี่ยนแปลง แนวทางนี้สามารถเพิ่ม FWHM ได้ จากเดิมในชั้นงาน n005c และ n006c มี FWHM ของสเปกตรัมรวมเป็น 46 และ 48 meV ตามลำดับ ชั้นงานควอนตัมดอทซ้อนมี FWHM กว้างถึง 100 meV ด้วยการซ้อนเพียง 2 ชั้นเท่านั้น



รูปที่ 4.13 ผล PL ของชั้นงาน n005c (D1.8C6G30R1.4), n006c (D2.0C6G45R2.0) และควอนตัมดอทโมเลกุลซ้อน 2 ชั้น (n007c) ที่มีเงื่อนไขเป็นของ n005c รวมกับ n006c และ FWHM ของสเปกตรัมรวมของแต่ละชั้นงาน เส้นประแทนผลรวมเชิงเส้น (linear combination) สเปกตรัมของ n005c และ n006c

โครงสร้างควอนตัมดอทโมเลกุลซ้อนสามารถแสดงสเปกตรัมแสงของ QDMs แต่ละชั้นออกมาได้ การกำหนดเงื่อนไขของ QDMs แต่ละชั้นด้วยความหนาชั้นกลบและปลูกซ้ำที่เหมาะสม สามารถกำหนดให้มีย่านการเปล่งแสงที่ต่างกัน และขยายการเปล่งแสงออกไปในช่วงกว้าง โดยเป็นสเปกตรัมแสงจากระดับพลังงานพื้นทั้งหมดซึ่งมาจาก QDs ที่แตกต่างกันหลายกลุ่ม รูปที่ 4.14 เป็นผล PL ที่อุณหภูมิตั้งต้นสูง 2.0 ML เวลาชดจะหะปลูก 45 วินาที ชั้นกลบนับจากบนลงล่างเป็น 6 และ 15 ML และปลูกซ้ำหนา 1.4 และ 1.9 ML ตามลำดับ (D2.0C6G45R1.4 + D2.0C6G45R1.4) จะเห็นได้ว่า แม้ว่าพลังงานกระตุ้นลดลง ลักษณะของกราฟไม่เปลี่ยนแปลง และความสูงยอดมีความสัมพันธ์เชิงเส้นกับพลังงานกระตุ้นดังรูปแทรกในรูปที่ 4.14 สนับสนุนว่าเป็นการเปล่งแสงจากระดับพลังงานพื้นทั้งหมด สมบัติทางแสงประกอบด้วยสเปกตรัม 4 ยอดมาจาก cQDs และ sQDs ของ QDMs แต่ละชั้น ซึ่งเปล่งแสงในช่วง 1.07 - 1.24 meV มี FWHM กว้างถึง 170 meV หรือ 160 nm หากไม่นับร่องตรงกลางซึ่งสามารถขจัดได้หลังจากปรับชั้นให้เหมาะสม



รูปที่ 4.14 ผล PL ของชั้นงานควอนตัมดอทโมเลกุลซ้อน 2 ชั้น (n007b) โดยเปลี่ยนพลังงานกระตุ้นเป็น 15, 5 และ 0.5 mW แต่ละชั้นมีความหนาชั้นกลบตั้งต้นสูง 2.0 ML เวลาชดจะหะปลูก 45 วินาที ชั้นกลบนับจากบนลงล่างเป็น 6 และ 15 ML และปลูกซ้ำหนา 1.4 และ 1.9 ML ตามลำดับ (D2.0C6G45R1.4 + D2.0C6G45R1.4) รูปแทรกแสดงความสูงของยอดแต่ละยอด (1-4) ในฟังก์ชันของพลังงานกระตุ้น

สรุปผลการทดลอง

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้ได้ศึกษาสมบัติทางแสงของ QDMs ที่ปลูกด้วย MBE วัดสมบัติทางแสงด้วยระบบ PL และเปรียบเทียบกับลักษณะทางกายภาพจากภาพ AFM การปลูกได้ปรับพารามิเตอร์ต่างๆ เช่น ขนาดของควอนตัมดอตตั้งต้น เวลาขัดจังหวะปลูก ความหนาชั้นกลบและปลูกซ้ำ สังเกตผลกระทบที่มีต่อโครงสร้างหลุมนาโนและ QDMs พร้อมกับอธิบายสมบัติทางแสงของ cQDs และ sQDs จากลักษณะทางกายภาพ แล้ววิเคราะห์พฤติกรรมทางแสงของ cQDs และ sQDs เมื่ออุณหภูมิเปลี่ยน เพื่ออธิบายและยืนยันว่า สมบัติทางแสงของ QDMs มาจาก QDs ที่มีขนาดกระจายตัวเป็น 2 กลุ่ม และมีพฤติกรรมเป็น 2 กลุ่มเช่นกัน สุดท้ายเป็นการนำ QDMs 2 ชั้นที่มีเงื่อนไขการปลูกต่างกันรวมเป็นโครงสร้างควอนตัมดอตโมเลกุลซ้อนในชั้นงานเดียว เพื่อขยายสมบัติทางแสงให้มีช่วงกว้างขึ้น

หลุมและเนินนาโนถูกใช้เป็นแม่แบบในการปลูก QDMs หลุมและเนินนาโนมีขนาดแปรผันตาม ความหนาของชั้นกลบ, ขนาดควอนตัมดอตตั้งต้น และเวลาขัดจังหวะปลูกหลังกลบ เมื่อควอนตัมดอตตั้งต้นมีขนาดหนึ่งและชั้นกลบความหนาหนึ่ง จะมีเวลาขัดจังหวะปลูกที่เหมาะสมต่างกัน ถ้าเวลานานจะได้เนินกว้างและเตี้ย หากนานเกินไปหลุมและเนินจะเสียหาย และถ้าเวลาสั้นจะได้เนินแคบและสูง หากสั้นเกินไปหลุมจะตื้นหรือยังเป็นเนินสูงอยู่ ควอนตัมดอตตั้งต้นขนาดใหญ่จะมีเวลาขัดจังหวะปลูกนานกว่า และควอนตัมดอตตั้งต้นขนาดหนึ่ง จะมีความหนาชั้นกลบที่เหมาะสมต่างกัน ถ้าชั้นกลบบางไปจะเกิดเป็นเนินสูงเป็นหลุมตื้นบนยอดหรือไม่เกิดหลุม เมื่อความหนาชั้นกลบเพิ่ม หลุมนาโนจะลึกขึ้น แต่ถ้าหนาเกินไปจะเกิดการกลบ QDs หหมดแทนที่จะเกิดเป็นหลุมนาโน ควอนตัมดอตตั้งต้นขนาดใหญ่จะต้องกลบหนากว่า และเมื่อชั้นกลบหนาขึ้น เวลาขัดจังหวะปลูกควรลดลง เงื่อนไขที่สามารถเตรียมหลุมนาโนชั้นกลบหนา 6 ML บน QDs ที่มีขนาดตั้งต้น 1.8 และ 2.0 ML มีเวลาขัดจังหวะปลูกอยู่ที่ น้อยกว่า 30 วินาที และ 30-60 วินาที ตามลำดับ

สมบัติทางแสงของ cQDs จะถูกควบคุมด้วยหลุมนาโนหรือความหนาชั้นกลบเป็นหลัก เมื่อความหนาชั้นกลบหนา 25 ML cQDs มีขนาดใหญ่ สูง 5.7 nm และกว้าง 80 nm ระดับพลังงาน จะต่ำมีค่า 1.06 eV ในทางกลับกัน เมื่อชั้นกลบบาง 6 ML cQDs มีขนาดเล็ก สูง 2.6 nm กว้าง 70 nm ระดับพลังงานจะสูง 1.185 eV สเปกตรัมของ cQDs มาจากการรวมกันของโครงสร้าง cQDs/หลุมนาโน มีระดับพลังงานเปลี่ยนตามขนาดหรือความหนาปลูกซ้ำน้อย สมบัติทางแสง cQDs เกิดขึ้นได้ก่อน sQDs ตามการเกิดของ QDs ที่เกิดขึ้นในหลุมนาโนก่อน ขณะที่ความหนาปลูกซ้ำน้อย ดังการปลูกซ้ำ 1.4 ML บนชั้นกลบ 25 ML การเกิดของ cQDs ยังไม่อิ่มตัว FWHM จะมีค่าแคบมาก ~20 meV และเกิด sQDs น้อยมาก แล้วเมื่อปลูกซ้ำหนา 2.0 ML จนอิ่มตัวและเกิด sQD จะมี FWHM เพิ่มเป็น ~35 meV FWHM ของ cQDs มีค่าต่ำ เพราะถูกควบคุมโดยหลุมนาโน

สมบัติทางแสงของ sQDs จะปรากฏเมื่อชั้นปลูกซ้ำหนาพอ ซึ่งมีความหนาต่างไปตามความหนาชั้นกลบ เมื่อชั้นกลบบาง 6 ML ที่การปลูกซ้ำ 1.4 ML sQDs สามารถเกิดขึ้นเป็นปริมาณมาก มีขนาดใกล้เคียงกับ cQDs มีความสูง 2.13 nm และกว้าง 54 nm มีสมบัติทางแสงชัดเจนที่ระดับพลังงาน 1.194 eV ใกล้เคียงกับ cQDs เช่นกัน เมื่อชั้นกลบหนา 25 ML ที่การปลูกซ้ำ 1.4 ML มี sQDs เกิดขึ้นน้อยมาก มีขนาดเล็กสูง 1.06 nm และกว้าง 42 nm ไม่แสดงสมบัติทางแสง แล้วเมื่อปลูกซ้ำหนาเพิ่มตั้งแต่ 1.8 ML ขึ้นไป จึงปรากฏสมบัติทางแสงของ sQDs ที่มีระดับพลังงานสูง เพราะมีขนาดเล็ก มีความแตกต่างกับ cQDs มากขึ้น FWHM ของ sQDs มีค่า

สูงตั้งแต่ 60 – 80 meV เนื่องจาก การเกิดบนเนินนาโนที่เกิดจากการแพร่ของ In อะตอม ทั้งขนาดและตำแหน่งกระจายตัวไม่แน่นอนรอบ cQDs

พฤติกรรมทางแสงของ QDMs เมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลงไปบ่งชี้ถึงพฤติกรรมของพาหะภายในพฤติกรรมของ cQDs และ sQDs แตกต่างกันอย่างชัดเจน เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น สเปกตรัมของ cQDs มีระดับพลังงานลดลงอย่างช้าๆ อธิบายได้ด้วยสมการ Varshni เป็นลักษณะของ QDs ที่ขนาดสม่ำเสมอ แต่สเปกตรัมของ sQDs เปลี่ยนแบบ sigmoidal คือ ลดลงอย่างช้าๆ ในช่วงอุณหภูมิต่ำและลดลงอย่างรวดเร็วด้วยอัตราคงที่ในช่วงอุณหภูมิสูง เป็นลักษณะของ QDs ที่ขนาดไม่สม่ำเสมอ การเปลี่ยนแปลงของ FWHM เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นสามารถอธิบายได้จากการกระจายตัวใหม่ของคู่อิเล็กตรอนและถูกจำกัดในบริเวณอื่นๆ ด้วยความช่วยเหลือพลังงานจากความร้อนหรือโฟนอน พลังงานที่ทำให้หลุดจากการกักกัน (E_g) ของ cQDs สูงกว่า sQDs สอดคล้องกับผล PL ที่แสดงว่า cQDs เปล่งแสงที่พลังงานต่ำกว่า sQDs ด้วยพฤติกรรมที่ต่างกันยืนยันได้ว่า สเปกตรัมของแสงที่เปล่งมาจาก 2 แหล่งคือ cQDs และ sQDs ที่มีขนาดต่างกัน

การแทรกชั้น QDMs 2 ชั้นในชั้นงานเดียว โดยแต่ละชั้นแยกออกจากกันด้วย GaAs หนา 100 nm และปลูกต่อกันด้วยอุณหภูมิต่ำ สามารถทำให้ชั้นงานที่ได้มีสมบัติทางแสงเป็นผลรวมจากสมบัติทางแสงของ QDMs แต่ละชั้น ด้วยความสามารถในการควบคุมย่านสเปกตรัมของแสงที่เปล่งที่ค่อนข้างแน่นอน และมีการเปล่งแสงมาจากระดับพลังงานพื้นของ cQDs และ sQDs จึงสามารถเตรียมชั้นงานที่มีการเปล่งแสงช่วงกว้างมาจากสเปกตรัมของ QDs 4 กลุ่ม คือ cQDs และ sQDs จาก QDMs แต่ละชั้น โดยกำหนดให้แต่ละชั้นมีสมบัติทางแสงอยู่คนละย่าน ทำให้ขยาย FWHM ไปได้ถึง 170 meV หรือ 160 nm ซึ่งการเปล่งแสงมาจากระดับพลังงานพื้นทั้งหมด

แนวทางการปรับปรุงที่เป็นไปได้ คือ ขยายขีดจำกัดการควบคุมย่านการเปล่งแสงของ QDMs อาจใช้ตัวแปรอื่น เช่น การแทรกชั้นลดความเครียด (strain reducing layer) [110] เปลี่ยนอุณหภูมิในการปลูก [111] เป็นต้น หรือ เพิ่มชั้น QDMs ที่ซ้อนกันมากขึ้น ซึ่งเป็นแนวทางที่สามารถเพิ่ม FWHM ของการเปล่งให้กว้างออกไปได้อีก นอกจากนี้ ด้วยเงื่อนไขการปลูก QDMs ที่เหมาะสม จะทำให้สามารถนำมาซ้อนกันเพื่อประโยชน์ในการดูดกลืนแสงช่วงกว้าง เช่น เป็น broadband detector ในอุตสาหกรรมโทรคมนาคมสื่อสาร หรือเป็นอุปกรณ์ photovoltaic โซลาร์เซลล์ ได้อีกด้วย

รายการอ้างอิง

- [1] C. L. Tang. Fundamentals of Quantum Mechanics for solid state electronics and optical. Cambridge University Press, 2005.
- [2] Daniel K. Guthrie, Thomas K. Gaylord. Number and Density of state in quantum semiconductor Structure. IEEE transactions on education, 39 (1996) : 4.
- [3] M.K. Kuo, T.R. Lin. Strain effect on optical property of pyramidal InAs/GaAs quantum dots. Physica E, 26 (2005) : 199-202.
- [4] J. Li, K. K. Choi. High gain, broadband InGaAs/InGaAsP quantum well infrared photodetectors. Applied Physics Letters 89 (2006) : 081128. 6
- [5] M. P. Touse, G. Karunasiri.. Near- and mid-infrared detection using GaAs/ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ / $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ multiple step quantum wells. Applied Physics Letters 86 (2005) : 93501.
- [6] B. I. Mirza, G. R. Nash.. InSb/ $\text{Al}_x\text{In}_{1-x}\text{Sb}$ quantum-well light-emitting diodes with high internal quantum efficiencies. Applied Physics Letters . 89 (2006) : 131110.
- [7] Asada, M., Miyamoto, Y., Suematsu, Y.. Gain and the threshold of three-dimensional quantum-3 box lasers. IEEE Journal of quantum electronics 22 9 (1986) : 1915.
- [8] B. Kochman, Adrienne D.. Absorption Carrier Lifetime and Gain in InAs-GaAs Quantum-Dot Infrared Photodetectors. IEEE Journal of quantum electronics 39 3 (2003) : 459.
- [9] L.Chu, A Zrenner. Normal-Incident Intersubband Photocurrent Spectroscopy on InAs/GaAs Quantum Dots. Applied Physics Letters 754 (1999) : 23.
- [10] W. Heiss, H. Groiss. Centrosymmetric PbTe/CdTe quantum dots coherently embedded by epitaxial precipitation. Applied Physics Letters 88 (2006) : 192109.
- [11] T. Zhu, K. Shanmugasundaram. Mist fabrication of light emitting diodes with colloidal nanocrystal quantum dots. Applied Physics Letters 92 (2008) : 023111.

- [12] V. Mlinar. Theoretical study of InAs/GaAs quantum dots grown on [11k] substrates in the presence of a magnetic field. Microelectronics Journal 37 (2006) : 1427-1429.
- [13] L. Landin. Optical investigation of InAs/InP quantum dots at different temperatures and under electric field. Thin Solid Films 364 (2000) : 161-164.
- [14] Vladimir A. Excitonic properties of strained wurtzite and zinc-blende GaN/Al_xGa_{1-x}N quantum dots. Journal of Applied Physics 94 (2003) : 11.
- [15] Fitting, L., Ware, M.E., Haywood, J.R., Walter, J.H., and Nemanich, R.J.. Selforganized nanoscale Ge dots and dashes on SiGe/Si superlattices. Journal of Applied Physics 98 (2005) : 024317.
- [16] C. V. Cojocaru, A. Bernardi. Site-controlled growth of Ge nanostructures on Si(100) via pulsed laser deposition nanostenciling. Applied Physics Letters, 91 (2007) : 113112.
- [17] Jan Haisma. Nanoimprint lithography combined with direct bonding: A possibility to construct quantum dots, wires, and planes in vertical cascade. Applied Physics Letters 89 (2006) : 244105.
- [18] Xiaodong Li, Xinnan Wang. Top-down structure and device fabrication using *in situ* nanomachining. Applied Physics Letters 87 (2005) : 233113.
- [19] X. Qian, J. Li, D. Wasserman. Uniform InGaAs quantum dot arrays fabricated using nanosphere lithography. Applied Physics Letters 93 (2008) : 231907.
- [20] S. Mokkalapati, P. Lever, H. H. Tan. Controlling the properties of InGaAs quantum dots by selective-area epitaxy. Applied Physics Letters 86 (2005) : 113102.
- [21] C. Zhao, Y. H. Chen, B. Xu, P. Jin, and Z. G. Wang. Evolution of InAs nanostructures grown by droplet epitaxy. Applied Physics Letters 91 (2007) : 033112.
- [22] T. Mano, K. Watanabe, S. Tsukamoto, H. Fujioka, M. Oshima and N. Koguch. Growth of InAs nanocrystals on GaAs(1 0 0) by droplet epitaxy. Journal of Crystal Growth 212 (2000) : 1-2.

- [23] M.A. Herman, H. Sitter. Molecular beam epitaxy fundamentals and current status. Berlin: Springer-Verlag, 1989.
- [24] W. Seifert. Continuous and discontinuous metal-organic vapour phase epitaxy of coherent self-assembled islands effects on size homogeneity. Journal of Crystal Growth 197 (1999) : 19-24.
- [25] A.G. Cullis, D.J. Norris, T. Walther, M.A. Migliorato, M. Hopkinson. Stranski-Krastanow transition and epitaxial island growth. Physical Review B 66 (2002) : 081305.
- [26] Leonard, D., Krishnamurthy, M., Reaves, C.M., Denbaars, S.P., and Petroff, P.M.. Direct formation of quantum-sized dots from uniform coherent islands of InGaAs on GaAs surfaces. Applied Physics Letters 63 (1993) : 3203-3205.
- [27] Shchukin, V.A., Ledentsov, N. N., Kop'ev, P. S., and Bimberg, D.. Spontaneous ordering of arrays of coherent strained islands. Physical Review Letters 75 (1995) : 2968-2971.
- [28] Wang, L.G., Kratzer, P., Moll, N., and Scheffler, M.. Size, shape, and stability of InAs quantum dots on the GaAs (001) substrate. Physical Review B 62 (2001) : 1897-1904.
- [29] R. Enzmann, S. Dachs, R. Meyer, J. Finley, and M.-Christian Amann. Formation of self-assembled quantum dots on AlInAs and GaInAs matrices using a GaSb sublayer. Applied Physics Letters 914 (2007) : 083111.
- [30] Y. H. Xie, S. B. Samavedam, M. Bulsara, T. A. Langdo, and E. A. Fitzgerald. Relaxed template for fabricating regularly distributed quantum dot arrays. Applied Physics Letters 71 24 (1997) : 3567.
- [31] J. H. Lee, Zh. M. Wang, N.W. Strom, Y.I. Mazur, and G. J. Salamo. InGaAs quantum dot molecules around self-assembled GaAs nanomound templates. Applied Physics Letters 89 (2006) : 202101.

- [32] K. Meneou, K. Y. Cheng, Z. H. Zhang, C. L. Tsai, C. F. Xu, and K. C. Hsieh. Site-controlled InAs quantum dots regrown on nonlithographically patterned GaAs. Applied Physics Letters. 86 (2005) : 153114.
- [33] J. S. Kim, Mi. Kawabe, and N. Koguchi. Ordering of high-quality InAs quantum dots on defect-free nanoholes. Applied Physics Letters 88 (2006) : 072107.
- [34] B. L. Liang, Zh. M. Wang, J. H. Lee. Low density InAs quantum dots grown on GaAs nanoholes. Applied Physics Letters 89 (2006) : 043113.
- [35] Zh. M. Wang, B. L. Liang, K. A. Sablon, and G. J. Salamo. Nanoholes fabricated by self-assembled gallium nanodrink on GaAs(100). Applied Physics Letters 90 (2007) : 113120.
- [36] P. Alonso-González, B. Alén, D. Fuster, Y. González, L. González, J. Martínez-Pastor. Formation and optical characterization of single InAs quantum dots grown on GaAs nanoholes. Applied Physics Letters 91 (2007) : 163104.
- [37] P. Alonso-González, D. Fuster, L. González, J. Martín-Sánchez, and Y. González. Low density InAs quantum dots with control in energy emission and top surface location. Applied Physics Letters 93 (2008) : 183106.
- [38] F. Arciprete, E. Placidi, M. Fanfoni, A. Balzarotti, A. Vinattieri, L. Cavigli, M. Abbarchi, M. Gurioli, L. Lunghi, and A. Gerardino. Single quantum dot emission by nanoscale selective growth of InAs on GaAs: A bottom-up approach. Applied Physics Letters 93 (2008) : 231904.
- [39] R. Songmuang, S. Kiravittaya, O.G. Schmidt. Shape evolution of InAs quantum dots during overgrowth. Journal of Crystal Growth 249 (2003) : 416–421.
- [40] S. Suraprapapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, and S. Panyakeowa. Self-assembled quantum-dot molecules by molecular-beam epitaxy. Journal of vacuum science and technology B 23 3 (2005) : 1665-1667.

- [41] N. Siripitakchai, S. Suraprapapich, S. Thainoi, S. Kanjanachuchai, S. Panyakeow. Evolution of self-assembled lateral quantum dot molecules. Journal of Crystal Growth 301–302 (2007) : 812–816.
- [42] Rudeesun Songmuang. Study on growth and in-situ processing of InAs self-organized quantum dots for long wavelength applications. Doctoral dissertation, Department of Electrical Engineering Faculty of Engineering Chulalongkorn University, 2003.
- [43] Suwaree Suraprapapich. Self-assembled quantum dot molecules by molecular beam epitaxy and their potential applications. Doctoral dissertation, Department of Electrical Engineering Faculty of Engineering Chulalongkorn University, 2006.
- [44] Naparat Siripitakchai. Control of the number of dots in InAs quantum dot molecules for quantum computing. Master's thesis, Department of Electrical Engineering Faculty of Engineering Chulalongkorn University, 2006.
- [45] Cheng, K.-Y.. Molecular beam epitaxy technology of III-V compound semiconductors for optoelectronic applications. Proceeding of IEEE, 85 (1997) : 1694-1714.
- [46] Sugawara, M.. Theoretical based of the optical properties of semiconductor quantum nanostructures. In M. Sugawara (ed.), Semiconductors and Semimentals: Self-assembled InGaAs/GaAs quantum dots, 60:1-116, San Diego : Academic Press, 1999.
- [47] Arakawa, Y., Sakaki, H.. Multi dimensional quantum well laser and temperature dependence of its threshold current. Applied Physics Letters . 40 (1982) : 939-941.
- [48] G. Park, D.L. Huffaker, Z. Zou, O.B. Shchekin, D.G. Deppe. Temperature dependence of lasing characteristics for long-wavelength (1.3- μm) GaAs-based quantum-dot lasers, IEEE Photonics Technology Letter 11 3 (1999) : 301.
- [49] O.B. Shchekin, D.G. Deppe. 1.3 μm InAs quantum dot laser with $T_0 = 161\text{K}$ from 0 to 80 °C. Applied Physics Letters 80 (2002) : 3277.

- [50] I.R. Sellers, H.Y. Liu, M. Hopkinson, D.J. Mowbray, M.S. Skolnick. 1.3 μm lasers with AlInAs-capped self-assembled quantum dots. Applied Physics Letters 83 (2003) : 4710.
- [51] R. Sellin, Ch. Ribbat, M. Grundmann, N.N. Ledentsov, D. Bimberg. Close-to-ideal device characteristics of high-power InGaAs/GaAs quantum dot lasers. Electronic Letters 78 9 (2001) : 1207.
- [52] I. Daruka and A. L. Barabasi. Dislocation-free island formation in heteroepitaxial growth: A study at equilibrium. Physical Review Letters 79 (1997) : 3708-3711.
- [53] Suwit Kiravittaya. Homogeneity improvement of InAs/GaAs self-assembled quantum dots grown by molecular beam epitaxy. Doctoral dissertation, Department of Electrical Engineering Faculty of Engineering Chulalongkorn University, 2002.
- [54] Prof. Dr. Helmut Föll. Semiconductors I. [Online]. 2011. Available from : http://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/semi_en/kap_5/backbone/r5_1_4.html [2011 June]
- [55] S. M. Sze. Physics of Semiconductor Devices : Wiley Interscience, New York, 1981.
- [56] S.I. Rybchenko, G. Yeap, R. Gupta, I.E. Itskevich, S.K. Haywood. Importance of aspect ratio over shape in determining the quantization potential of self-assembled zinc-blende III-V quantum dots. Journal of Applied Physics 102 (2007) : 013706.
- [57] G.A. Narvaez, G. Bester, A. Zunger. Dependence of the electronic structure of self-assembled (In,Ga)As/GaAs quantum dots on height and composition. Journal of Applied Physics 98 (2005) : 043708.
- [58] J. H. Blokland, M. Bozkurt, J. M. Ulloa, D. Reuter, A. D. Wieck, P. M. Koenraad, P. C. M. Christianen, and J. C. Maan. Ellipsoidal InAs quantum dots observed by cross-sectional scanning tunneling microscopy. Applied Physics Letters 94 (2009) : 023107.
- [59] L. Seravalli, P. Frigeri, L. Nasi, G. Trevisi, and C. Bocchi. Metamorphic quantum dots: Quite different nanostructures. Applied Physics Letters 108 (2010) : 064324.

- [60] R. Murray, D. Childs, S. Malik, P. Siverns, C. Roberts, J.-M. Hartmann, P. Stavrinou. 1.3 μm Room Temperature Emission from InAs/GaAs Self-Assembled Quantum Dots. Japanese Journal of Applied Physics 38 (1999) : 528.
- [61] S. Kiravittaya, Y. Nakamura, O.G. Schmidt. Photoluminescence linewidth narrowing of InAs/GaAs self-assembled quantum dots. Physica E 13 (2002) : 224.
- [62] R. Songmuang, S. Kiravittayaa, M. Sawadsaringkamb, S. Panyakeowb, O.G. Schmidt. Photoluminescence investigation of low-temperature capped self-assembled InAs/GaAs quantum dots. Journal of Crystal Growth 251 (2003) : 166–171.
- [63] G.D. Lian, J. Yuan, L.M. Brown, G.H. Kim, D.A. Ritchie. Modification of InAs quantum dot structure by the growth of the capping layer. Applied Physics Letters 73 (1998) : 49.
- [64] J. M. Garcia, G. Medeiros-Ribeiro, K. Schmidt, T. Ngo, J. L. Feng, A. Lorke, J. Kotthaus, d) and P. M. Petroff. Intermixing and shape changes during the formation of InAs self-assembled quantum dots. Applied Physics Letters 71 (1997) : 2014.
- [65] Jihoon Lee, Zhiming M. Wang, Vitaliy G. Dorogan, Yuriy I. Mazur, Gregory J. Salamo. Evolution of Various Nanostructures and Preservation of Self-Assembled InAs Quantum Dots During GaAs Capping. IEEE Transactions on Nanotechnology 9 (2010) : 2.
- [66] A. Polimeni, A. Patane` , M. Henini, L. Eaves, P.C. Main. Temperature dependence of the optical properties of InAs/Al_yGa_{1-y}As self-organized quantum dots. Physics Review Letters B 59 (1999) : 5064.
- [67] Kenichi Nishi, Hideaki Saito, Shigeo Sugou, and Jeong-Sik Lee. A narrow photoluminescence line width of 21 meV at 1.35 μm from strain-reduced InAs quantum dots covered by In_{0.2}Ga_{0.8}As grown on GaAs substrates. Applied Physics Letters 74 (1999) : 1111.
- [68] N.-T. Yeh, T.-E. Nee¹, J.-I. Chyi, T. M. Hsu, and C. C. Huang. Matrix dependence of strain-induced wavelength shift in self-assembled InAs quantum-dot heterostructures, Applied Physics Letters 76 (2000) : 1567.

- [69] F. Ferdos, M. Sadeghi, Q.X. Zhao, S.M. Wang, A. Larsson. Optimzation of MBE growth conditions for InAs quantum dots on (0 0 1) GaAs for 1.3 μm luminescence. Journal of Crystal Growth 227-228 (2001) : 1140.
- [70] S. Franchi, G. Trevisi, L. Seravalli, P. Frigeri. Quantum dot nanostructures and molecular beam epitaxy. Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials 47 (2003) : 166-195.
- [71] G.S. Solomon, J.A. Trezza, A.F. Marshall, J.S. Harris Jr.. Vertically Aligned and Electronically Coupled Growth Induced InAs Islands in GaAs. Physics Review Letters 76 (1996) : 952.
- [72] Q. Zhang, J. Zhu, X. Ren, H. Li, T. Wang. Mismatch and chemical composition analysis of vertical In(x)Ga(1-x)As quantum-dot arrays by transmission electron microscopy. Applied Physics Letters 78 (2001) : 3830.
- [73] O.G. Schmidt, O. Kienzle, Y. Hao, K. Eberl, F. Ernst. Modified Stranski–Krastanov growth in stacked layers of self-assembled islands. Applied Physics Letters 74 (1999) : 1272.
- [74] Q. Xie, A. Madhukar, P. Chen, N.P. Kobayashi. Vertically Self-Organized InAs Quantum Box Islands on GaAs(100). Physics Review Letters 75 (1995) : 2542.
- [75] Hyung Seok Kim, Ju Hyung Suh, Chan Gyung Park, Sang Jun Lee, Sam Kyu Noh, Jin Dong Song, Yong Ju Park, Won Jun Choi, Jung Il Lee. Effects of the thickness of GaAs spacer layers on the structure of multilayer stacked InAs quantum dots. Journal of Crystal Growth 311 (2009) : 258–262.
- [76] M.V. Maximov, Y.M. Shernyakov, A.F. Tsatsul'nikov, A.V. Lunev, A.V. Sakharov, V.M. Ustinov, A.Y. Egorov, A.E. Zhukov, A.R. Kovsh, P.S. Kop'ev, L.V. Asryan, Z.I. Alferov, N.N. Ledentsov, D. Bimberg, A.O. Kosogov, P. Werner. High-power continuous-wave operation of a InGaAs/AlGaAs quantum dot laser. Journal of Applied Physics 83 (1998) : 5561.

- [77] P. Frigeri, A. Bosacchi, S. Franchi, P. Allegri, V. Avanzini. Vertically stacked quantum dots grown by ALMBE and MBE. Journal of Crystal Growth 201-202 (1999) : 1136.
- [78] S.J. Lee, J.O. Kima, S.K. Noh, J.W. Choe, K.-S. Lee. Evolution of structural and optical characteristics in InAs quantum dots capped by GaAs layers comparable to dot height. Journal of Crystal Growth 284 (2005) : 39-46.
- [79] Z.R. Wasilewski, S. Fafard, J.P. McCaffrey. Size and shape engineering of vertically stacked self-assembled quantum dots. Journal of Crystal Growth 201-202 (1999) : 1131-1135.
- [80] T. Mano, R. Notzel, G. J. Hamhuis, T. J. Eijkemans, and J. H. Wolter. Formation of InAs quantum dot arrays on GaAs (100) by self-organized anisotropic strain engineering of a (In,Ga)As superlattice template. Applied Physics Letters 81 (2002) : 1705.
- [81] Y. I. Mazur, W. Q. Ma, X. Wang, Z. M. Wang, G. J. Salamo, M. Xiao, T. D. Mishima, and M. B. Johnson. InGaAs/GaAs three-dimensionally-ordered array of quantum dots. Applied Physics Letters 83 (2003) : 987.
- [82] Zh. M. Wang, J. H. Lee, B. L. Liang, W. T. Black, Vas. P. Kunets, Yu. I. Mazur, and G. J. Salamo. Localized formation of InAs quantum dots on shallow-patterned GaAs (100). Applied Physics Letters 88 (2006) : 233102.
- [83] X. Xu, D. A. Williams, and J. R. A. Cleaver. Splitting of excitons and biexcitons in coupled InAs quantumdot molecules. Applied Physics Letters 86 (2005) : 012103.
- [84] T. Unold, K. Mueller, C. Lienau, T. Elsaesser, and A. D. Wieck. Optical Control of Excitons in a Pair of Quantum Dots Coupled by the Dipole-Dipole Interaction. Physics Review Letters 94 (2005) : 137404.
- [85] J. H. Lee, K. Sablon, Zh. M. Wang, and G. J. Salamo. Evolution of InGaAs quantum dot molecules. Journal of Applied Physics 103 (2008) : 054301.
- [86] Catherine Micek. Huygens Probe Gas Chromatograph Mass Spectrometer. [Online]. Available from : http://huygensgcms.gsfc.nasa.gov/Mass_Spec_Intro.htm [2011 May]

- [87] M. B. Panish, and H. Temkin. Gas Source Molecular Beam Epitaxy. Berlin, Germany : Springer-Verlag, 1993.
- [88] M. Luysberg, H. Sohn, A. Prasad, et al.. Effect of The Growth Temperature and As/Ga Flux Ratio on The Incorporation of Excess As into Low Temperature Grown GaAs. Journal of Applied Physics 83 (2008) : 561-566.
- [89] A. Partridge, S. L. G. Toussaint. Nanocluster formation by spin coating: Quantitative atomic force microscopy and Rutherford backscattering spectrometry analysis. Journal of Vacuum and Science Technology B 14 (1996) : 585.
- [90] OPML@MIT. ATOMIC FORCE MICROSCOPY. [Online]. Available from : <http://web.mit.edu/cortiz/www/nanomechanics.html> [2011 May]
- [91] P. B. Joyce, T. J. Krzyzewski, G. R. Bell, and T. S. Jonesa. Surface morphology evolution during the overgrowth of large InAs GaAs quantum dots. Applied Physics Letters 79 22 (2001) : 3615.
- [92] D. Bimberg, Quantum dot Heterostructure. John Wiley & Sons, Inc, 1998.
- [93] N. Thongkamkoon , N. Patanasemakul , N .Siripitakchai , S. Thainoi ,S. Panyakeow , S. Kanjanachuchai. Bimodal optical characteristics of lateral InGaAs quantum dot molecules. Journal of Crystal Growth 323 (2011) : 206–210.
- [94] S. Kanjanachuchai, N. Thudsalingkarnsakul, N. Siripitakchai, P. Changmoang, S. Thainoi, S. Panyakeow. Temperature-dependent photoluminescent characteristics of lateral InGaAs quantum dot molecules. Microelectronic Engineering 87 (2010) : 1352.
- [95] Y.P. Varshni. Temperature Dependence of the Energy gap in Semiconductors. Physica 34 (1967) : 149.

- [96] S. Paul, J. B. Roy, and P. K. Basu. Empirical expressions for the alloy composition and temperature dependence of the band gap and intrinsic carrier density in $GaxJn_{1-x}As$. Journal of Applied Physics 69 (1991) : 827.
- [97] Z.Y. Xu, Z.D. Lu, X.P. Yang, Z.L. Yuan, B.Z. Zheng, J.Z. Xu, W.K. Ge, Y. Wang, J. Wang, L.L. Chang. Carrier relaxation and thermal activation of localized excitons in self-organized InAs multilayers grown on GaAs substrates. Physics Review B 54 (1996) : 11528.
- [98] R. Heitz, I. Mukhametzhanov, A. Madhukar, A. Hoffmann, D. Bimberg. Temperature dependent optical properties of self-organized InAs/GaAs quantum dots. Journal of Electronic Material 28 (1999) : 520.
- [99] D.I. Lubyshev, P.P. Gonzalez-Borrero, J.E. Marega, E. Petitprez, J.N. La Scala, P. Basmaji. Exciton localization and temperature stability in self-organized InAs quantum dots. Applied Physics Letters 68 (1996) : 205.
- [100] H. Kissel, U. Muller, C. Walther, and W. T. Masselink. Size distribution in self-assembled InAs quantum dots on GaAs (001) for intermediate InAs coverage. Physics Review B 62 (2000) : 7213.
- [101] H. Lee, R. Lowe-Webb, W. Yang, P.C. Sercel. Determination of the shape of self-organized InAs/GaAs quantum dots by reflection high energy electron diffraction. Applied Physics Letters 72(1998) : 812.
- [102] Yu. I. Mazur, X. Wang, Z. M. Wang, G. J. Salamo, and M. Xiao. Photoluminescence study of carrier transfer among vertically aligned double-stacked InAs/GaAs quantum dot layers. Applied Physics Letters 81 (2002) : 13.
- [103] G. G. Tarasov, Yu. I. Mazur, and Z. Ya. Zhuchenko. Carrier transfer in self-assembled coupled InAs/GaAs quantum dots, Journal of Applied Physics 88 (2000) : 12.
- [104] R. Heitz, I. Mukhametzhanov, P. Chen, A. Madhukar. Excitation transfer in self-organized asymmetric quantum dot pairs, Physics Review B 58 (1998) : 10151.

- [105] L. Brusaferrri, S. Sanguinetti, E. Grilli, M. Guzzi, A. Bignazzi, F. Bogani, L. Carraresi, M. Colocci, A. Bosacchi, P. Frigeri, and S. Franchi. Thermally activated carrier transfer and luminescence line shape in self-organized InAs quantum dots. Applied Physics Letters 69(1996) : 3354.
- [106] A. Nishikawa, Y.G. Hong, C.W. Tu, Temperature dependence of optical properties of Ga_{0.3}In_{0.7}N_xAs_{1-x} quantum dots grown on GaAs (001), Journal of Vacuum Science and Technology B 22 (2004) : 1515.
- [107] S. Sengupta, N. Halder , S. Chakrabarti. Effect of post-growth rapid thermal annealing on bilayer InAs/GaAs quantum dot heterostructure grown with very thin spacer thickness. Materials Research Bulletin 45 (2010) : 1593–1597.
- [108] J.H. Lee, Z.M. Wang, N.W. Strom, Y.I. Mazur, G.J. Salamo. InGaAs quantum dot molecules around self-assembled GaAs nanomound templates. Applied Physics Letters 89 (2006) : 202101.
- [109] D. Leonard, M. Krishnamurthy, C.M. Reaves, S.P. Denbaars, P.M. Petroff. Direct formation of quantum sized dots from uniform coherent islands of InGaAs on GaAs surfaces. Applied Physics Letters 63 (1993) : 3203.
- [110] J. He, B. Xu, Z.G. Wang, S.C. Qu, F.Q. Liu, T.W. Zhu. Size evolution and optical properties of self-assembled InAs quantum dots on different matrix. Physica E 19 (2003) : 292 – 297.
- [111] C. Y. Ngo, S. F. Yoon, and W. J. Fan. Tuning InAs quantum dots for high areal density and wideband emission. Applied Physics Letters.90 (2007) : 113103.

ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

นายนิรัตน์ พัฒนเสมากุล เกิดเมื่อวันที่ 17 ตุลาคม พุทธศักราช 2528 อาศัยอยู่ที่บ้านเลขที่ 129/96 ถ.ราชพฤกษ์ ต.บางกร่าง อ.เมือง จ.นนทบุรี จบการศึกษาระดับมัธยมศึกษาจากโรงเรียนหอวัง ปีการศึกษา 2546 และสำเร็จการศึกษาระดับมหาวิทยาลัย ระดับปริญญาวิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า จากจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ปีการศึกษา 2550 วิทยานิพนธ์ระดับปริญญาโท สาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า เกี่ยวกับการแปลงแสงจาก InAs ควอนตัมดอตโมเลกุล มีผลงานที่เกี่ยวข้องกับงานวิทยานิพนธ์นี้ คือ

ผลงานตีพิมพ์

ในวารสารต่างประเทศ

- “Bimodal Optical Characteristic of Lateral InGaAs Quantum Dot Molecules”, Natapong Thongkamkoon, **Nirat Patanasemakul**, Naparat Siripitakchai, Supachok Thainoi, Somsak Panyakeow, Songphol Kanjanachuchai, Journal of Crystal Growth 323 206-210 2011

ประชุมทางวิชาการระดับชาติ

- “Improved Effective One-Dimensional Electronic Structure of InGaAs Quantum Dot Molecules”, **Nirat Patanasemakul**, Natapong Thongkamkoon, Nitidet Thudsalingkarnsakul, Naparat Siripitakchai, Supachok Thainoi, Somsak Panyakeow, Songphol Kanjanachuchai, Electrical Engineering/Electronics, Computer and Information technology (ECTI) 2010, Chiang Mai Thailand

ผลงานนำเสนอ

Oral presentation

- “Improved Effective One-Dimensional Electronic Structure of InGaAs Quantum Dot Molecules”, **Nirat Patanasemakul**, Natapong Thongkamkoon, Nitidet Thudsalingkarnsakul, Naparat Siripitakchai, Supachok Thainoi, Somsak Panyakeow, Songphol Kanjanachuchai, Electrical Engineering/Electronics, Computer and Information technology (ECTI) 2010, Chiang Mai Thailand 19-21 May 2010