

ผลของการเพิ่มปริมาณไนโตรเจนและอินเดียมต่อการสร้างพันธะ  
ในฟิล์ม (In,Ga)(As,N) ที่ปลูกผลึกโดยวิธีเอ็มโอวีพีอี



นางสาววรรณวีร์ เหมือนประยูร

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาฟิสิกส์ ภาควิชาฟิสิกส์

คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2553

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

EFFECTS OF INCREASING N AND In-CONTENTS ON THE BOND FORMATION  
IN (In,Ga)(As,N) FILMS GROWN BY MOVPE



Miss Wannawee Muanprayoon

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements  
for the Degree of Master of Science Program in Physics

Department of Physics

Faculty of Science

Chulalongkorn University

Academic Year 2010

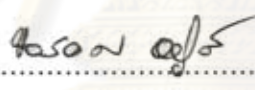
Copyright of Chulalongkorn University

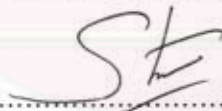
หัวข้อวิทยานิพนธ์	ผลของการเพิ่มปริมาณไนโตรเจนและอินเดียมต่อการสร้าง
โดย	พันธะในฟิล์ม (In,Ga)(As,N) ที่ปลูกผลึกโดยวิธีเอ็มโอวีพีอี
สาขาวิชา	นางสาว วรรณวีร์ เหมือนประยูร
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก	ฟิสิกส์
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม	ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. สกฤตธรรม เสนาะพิมพ์
	อาจารย์ ดร. สธน วิจารย์วรรณลักษณ์

คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้นับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่ง  
ของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาโท

  
..... คณบดีคณะวิทยาศาสตร์  
(ศาสตราจารย์ ดร. สุธงษ์ หารหนองบัว)

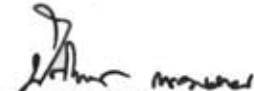
คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

  
..... ประธานกรรมการ  
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ขจรยศ อยุ่ดี)

  
..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก  
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. สกฤตธรรม เสนาะพิมพ์)

  
..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม  
(อาจารย์ ดร. สธน วิจารย์วรรณลักษณ์)

  
..... กรรมการ  
(อาจารย์ ดร. รุจิกร ชนวิทยาพล)

  
..... กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย  
(อาจารย์ ดร. ปิติพร ธนอมงาม)

วรรณวีร์ เหมือนประยูร : ผลของการเพิ่มปริมาณไนโตรเจนและอินเดียมต่อการสร้างพันธะในฟิล์ม (In,Ga)(As,N) ที่ปลูกผลึกโดยวิธีเอ็มโอวีพีอี. (EFFECTS OF INCREASING N AND In-CONTENTS ON THE BOND FORMATION IN (In,Ga)(As,N) FILMS GROWN BY MOVPE) อ. ที่ปริกษาวิทยานิพนธ์หลัก: ผศ.ดร. สกฤตธรรม เสนาะพิมพ์, อ. ที่ปริกษาวิทยานิพนธ์ร่วม: อ.ดร.สธนา วิจารณ์วรรณลักษณ์, 80 หน้า.

ในงานวิจัยนี้ เราได้วิเคราะห์อิทธิพลของการเติม N และ In ต่อการก่อเกิดพันธะในฟิล์มบาง (In,Ga)(As,N) ด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามาน ซึ่งงานที่ใช้ศึกษาประกอบด้วยฟิล์ม GaAsN และ InGaAsN ที่มีปริมาณ In และ N ต่างกัน ถูกปลูกบนวัสดุฐานรอง GaAs ผิวด้าน (001) ด้วยวิธีเมทอลอแกนิกเวเปอร์เฟสเอพิแทกซ์ การตรวจสอบความเครียดเฉลี่ยในชั้นฟิล์มด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง ซึ่งให้เห็นว่าฟิล์ม GaAsN ที่ปลูกมีความเครียดแบบดึงภายใต้อิทธิพลของวัสดุฐานรอง และเมื่อเติม In เข้าไป ส่งผลให้ได้ฟิล์ม InGaAsN มีค่าความเครียดแบบดึงลดลง และในที่สุดฟิล์ม InGaAsN จะอยู่ภายใต้ความเครียดแบบอัด ผลการตรวจสอบความเครียดแบบเฉพาะที่ในชั้นฟิล์มด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามานของ GaAsN พบว่าเมื่อปริมาณ N เพิ่มขึ้น ความเข้มสัญญาณรามานสำหรับรูปแบบการสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ Ga-N จะมีค่าเพิ่มขึ้น และพบตำแหน่งรามานชิฟท์ที่พลังงานสูงขึ้น โดยจะตรวจพบรามานชิฟท์ที่ตำแหน่ง  $468\text{ cm}^{-1}$  สำหรับปริมาณ N ร้อยละ 0.94 และที่ตำแหน่งรามานชิฟท์  $473\text{ cm}^{-1}$  สำหรับปริมาณ N ร้อยละ 4.94 ข้อมูลดังกล่าวชี้ให้เห็นว่าบริเวณรอบๆ อะตอม N มีความเครียดแบบเฉพาะที่เพิ่มขึ้น นอกจากนี้ยังพบว่าเมื่อปริมาณ N ในชั้นฟิล์มเพิ่มขึ้น อัตราส่วนระหว่างความเข้มสัญญาณรามาน  $TO_{GaAs}$  และ  $LO_{GaAs}$  ที่แสดงถึงการบิดเบี้ยวของโครงสร้างผลึกจะมีค่าเพิ่มขึ้น สำหรับกรณี InGaAsN พบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณ In เข้าไปใน GaAsN รามานชิฟท์ที่ตำแหน่ง  $473\text{ cm}^{-1}$  ( $[TMIn]/III = 0$ ) ได้ถูกเลื่อนไปยังตำแหน่ง  $445\text{ cm}^{-1}$  ( $[TMIn]/III = 0.375$ ) และอัตราส่วนระหว่างความเข้มสัญญาณรามาน  $TO_{GaAs}$  และ  $LO_{GaAs}$  มีค่าลดลง จึงคาดว่าความเครียดบริเวณรอบอะตอม N และการบิดเบี้ยวของโครงสร้างผลึกสามารถถูกทำให้ลดลงได้ด้วยการปรับปริมาณ In และ N

ภาควิชา.....ฟิสิกส์.....  
 สาขาวิชา.....ฟิสิกส์.....  
 ปีการศึกษา.....2553.....

ลายมือชื่อนิสิิต.....*วรรณวีร์ เหมือนประยูร*.....  
 ลายมือชื่อ อ.ที่ปริกษาวิทยานิพนธ์หลัก.....*St*.....  
 ลายมือชื่อ อ.ที่ปริกษาวิทยานิพนธ์ร่วม.....*สธนา*.....



## 5072448823 : MAJOR PHYSICS

KEYWORDS : (In,Ga)(As,N) FILMS / BOND FORMATION / MOVPE

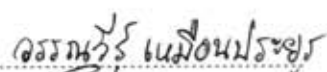
WANNAWEE MUANPRAYOON: EFFECTS OF INCREASING N AND In-CONTENTS ON THE BOND FORMATION IN (In,Ga)(As,N) FILMS GROWN BY MOVPE. ADVISOR: ASST. PROF. SAKUNTAM SANORPIM, Ph. D., CO-ADVISOR: SATHON VIJARNWANNALUK, Ph. D., 80 pp.

In this project, we analyzed the effects of incorporating N and In on bond formation in (In,Ga)(As,N) films using Raman scattering. The samples used in this study are GaAsN and InGaAsN films with different In and N contents. They were grown on GaAs (001) substrate by metal-organic vapor phase epitaxy. Strain, investigated by high resolution x-ray diffraction, in GaAsN films was examined to be tensile strain that increased with N incorporation. On the other hand, the tensile strain in InGaAsN is decreased and changed to compressive strain with an addition of In. Investigational results of local strain in GaAsN films demonstrate that Raman scattering intensity and Raman shift of localized vibrational mode (LVM) of Ga-N bond increased with N incorporation. When N is increased from 0.94 to 4.94%, the LVM mode is shifted from 468 to 473  $\text{cm}^{-1}$ , respectively. This indicates strain at around the N sites, namely 'local strain', which is occurred due to small atomic radii of N atom substituting in a larger As atom site. Besides, the intensity ratio of  $\text{TO}_{\text{GaAs}}/\text{LO}_{\text{GaAs}}$ , which indicates the lattice distortion, increased as increasing N content. In the case of InGaAsN, addition of In into GaAsN leads to a relaxation of local strain around the N sites. This is evidenced from the Raman shift with incorporation of In from 473  $\text{cm}^{-1}$  ([TMIn]/III = 0) to 445  $\text{cm}^{-1}$  ([TMIn]/III = 0.375). In addition, the intensity ratio of  $\text{TO}_{\text{GaAs}}/\text{LO}_{\text{GaAs}}$  was reduced with incorporation of In. This implies that the local strain around the N sites and lattice distortion in the InGaAsN films can be reduced by adjusting the compositions of In and N.

Department : ..... Physics ..

Field of Study : ..... Physics ..

Academic Year : 2010 .....

Student's Signature 

Advisor's Signature

Co-advisor's Signature 

## กิตติกรรมประกาศ

ขอขอบพระคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สกุลธรรม เสนาะพิมพ์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ที่ท่านได้กรุณาสละเวลามาให้คำปรึกษา และความรู้ อีกทั้งคอยช่วยเหลือ ดักเตือนข้าพเจ้าในเรื่องต่างๆ ยามที่ข้าพเจ้าประสบปัญหาท่านจะคอยเป็นกำลังใจเสมอมา

ขอขอบพระคุณ อาจารย์ ดร.สชน วิจารย์วรรณลักษณ์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วมที่กรุณาให้คำปรึกษา และให้คำแนะนำในการปรับปรุงขั้นตอนการทดลอง การวิเคราะห์ผลการทดลองจนสัมฤทธิ์ผลเป็นวิทยานิพนธ์เล่มนี้

ขอขอบพระคุณ ศาสตราจารย์ ดร.เคนทาโร โอนาเบะ ภาควิชาวัสดุชั้นสูง มหาวิทยาลัยโตเกียว นครโตเกียว ประเทศญี่ปุ่น ที่ให้ความอนุเคราะห์ห่มอบชิ้นงานเพื่อใช้ในการทดลอง

ขอขอบพระคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ขจรยศ อยู่ดี อาจารย์ ดร.รุจิกร ธนวิยาพล และอาจารย์ ดร.ปิติพร ถนอมงาม ที่สละเวลามาเป็นกรรมการสอบวิทยานิพนธ์และให้ข้อเสนอแนะแก้ไข และปรับปรุงวิทยานิพนธ์ให้มีความสมบูรณ์ยิ่งขึ้น

ขอขอบพระคุณ บัณฑิตวิทยาลัย จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย สำหรับทุน 90 ปี กองทุนรัชดาภิเษกสมโภช

ขอขอบพระคุณ คุณมานพ ดิระรัตนสมโภช ผู้เชี่ยวชาญประจำศูนย์เครื่องมือวิจัยวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี แห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ที่คอยช่วยเหลือ และแนะนำการใช้เครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง

ขอขอบพระคุณ คุณชมพูนุท วงศ์สมุทร ผู้เชี่ยวชาญสถาบันวิจัยและพัฒนาอัญมณี และเครื่องประดับแห่งชาติ (องค์การมหาชน) ที่คอยช่วยเหลือ และแนะนำการใช้เครื่องมือโครรามานสเปกโทรสโกปี

ขอขอบพระคุณ คุณพาวิณี กลางท่าไต้ คุณดาเรศ เกตุแก้ว คุณปภาภร จันทะวงศ์ฤทธิ์ คุณจำเริญตา ปริญญาธารมาศ คุณพัฒนะ สุวรรณยังยืน คุณฉัฐพงศ์ ดิษฐเจริญ และสมาชิกห้องปฏิบัติการวิจัยฟิสิกส์วัสดุชั้นสูงทุกท่านที่ได้ให้คำแนะนำ แลกเปลี่ยนความรู้และประสบการณ์เพื่อนำมาปรับปรุงงานวิจัย

ขอขอบพระคุณ คุณพิชามณูช เหมือนประยูร เรือเอก ไพโรจน์ เหมือนประยูร และร้อยโท นายแพทย์ ชาเคน มานิชันต์ ที่คอยสนับสนุนทั้งด้านกำลังใจและค่าใช้จ่ายส่วนตัวในช่วงที่ท้าววิจัย

และสุดท้าย ขอขอบพระคุณ ผู้อำนวยการพัฒนา เกตุกาญจโน นางสาวศวรรณ์รัตน์ เพิ่มพูน นายรัชชา เลิศวิไล นางสาวธิดารัตน์ จันทรไพสนธิ และคณาจารย์โรงเรียนพระตำหนักสวนกุหลาบ ในพระบรมมหาราชวัง ที่ให้ความช่วยเหลือและอำนวยความสะดวกในเรื่องต่างๆ

## สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญตาราง.....	ฌ
สารบัญภาพ.....	ฉ
บทที่	
1 บทนำ.....	1
2 ทฤษฎีพื้นฐานและเครื่องมือวิเคราะห์.....	5
2.1 โครงสร้างผลึกและการก่อเกิดพันธะของสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N).....	5
2.2 โฟนอน.....	7
2.3 การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์.....	8
2.4 เครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง.....	11
2.5 การกระเจิงของแสง.....	13
2.6 การกระเจิงแบบรามาน.....	14
2.7 กฎการคัดเลือกสำหรับการกระเจิงแบบรามานของโครงสร้างผลึก แบบซิงค์เบลนด์.....	19
2.8 โหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ใน (In)GaAsN.....	20
2.9 ความถี่โฟนอนใน โครงผลึกสาร (In,Ga)(As,N).....	20
2.10 เครื่องไมโครรามานสเปคโทรสโคปี.....	22
3 วิธีการทดลองและการวิเคราะห์ผลการทดลอง.....	25
3.1 ลักษณะและเงื่อนไขการปลูกของฟิล์ม (In,Ga)(As,N).....	25
3.2 วิธีการทดลอง.....	28
3.2.1 วิธีการทดลองด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง.....	28
3.2.2 วิธีการทดลองด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามาน.....	38

บทที่	หน้า
4 ผลการทดลองและผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง.....	43
4.1 อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N ต่อความเครียดในฟิล์ม GaAsN และฟิล์ม InGaAsN.....	43
4.2 อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ In ต่อความเครียดในฟิล์ม InGaAs และฟิล์ม InGaAsN.....	49
4.3 อภิปรายผลการทดลอง.....	54
5 ผลการทดลองและผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามาน.....	59
5.1 อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N ต่อการก่อเกิดพันธะในฟิล์ม GaAsN และฟิล์ม InGaAsN.....	59
5.2 อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ In ต่อการก่อเกิดพันธะในฟิล์ม InGaAs และฟิล์ม InGaAsN.....	66
5.3 อภิปรายผลการทดลอง.....	70
6 สรุปผลการทดลอง.....	71
รายการอ้างอิง.....	73
ภาคผนวก.....	76
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์.....	80



## สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
1.1 แสดงรัศมีอะตอม N As Ga และ In.....	3
2.1 แสดงกฎการคัดเลือกสำหรับการกระเจิงแบบกระรามาานของโครงสร้างผลึกแบบซิงค์เบลนด์.....	19
2.2 แสดงความถี่โฟนอนในโครงสร้างสารกึ่งตัวนำประเภทไบนารีอัลลอย (binary alloy) ในกลุ่มสาม-ห้า.....	21
2.3 แสดงความถี่ของโฟนอนใน โครงสร้างสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N).....	21
3.1 แสดงเงื่อนไขการปลูกของฟิล์มบาง GaAsN ที่มีปริมาณไนโตรเจนเริ่มต้นต่างกัน และมีอุณหภูมิขณะปลูกเป็น 550 500 และ 475 องศาเซลเซียส ตามลำดับ.....	26
3.2 แสดงเงื่อนไขการปลูกของฟิล์มบางสารกึ่งตัวนำ InGaAs(N) ที่มีอุณหภูมิขณะปลูก (growth temperature) 550 องศาเซลเซียส และมีปริมาณไนโตรเจนเริ่มต้นต่างกัน.....	26
3.3 แสดงเงื่อนไขการปลูกของฟิล์มบางสารกึ่งตัวนำ InGaAs ที่มีอุณหภูมิขณะปลูก (growth temperature) 500 องศาเซลเซียส และมีปริมาณอินเดียมเริ่มต้นต่างกัน.....	27
3.4 แสดงเงื่อนไขการปลูกของฟิล์มบางสารกึ่งตัวนำ (In)GaAsN ที่มีอุณหภูมิขณะปลูก 500 และ 550 องศาเซลเซียส และมีปริมาณอินเดียมเริ่มต้นต่างกัน.....	27
3.5 แสดงชื่อ สูตรเคมี และอุณหภูมิการแตกตัวร้อยละ 50 ของสารตั้งต้นของธาตุ ที่เป็นองค์ประกอบในฟิล์มบาง (In,Ga)(As,N).....	28
4.1 แสดงค่าตัวแปรต่างๆ ที่ได้จากการคำนวณผลการทดลองด้วยเครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ กำลังแยกสูงของฟิล์มบาง GaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ระนาบ (001) โดยที่ $a_{//} = 5.653 \text{ \AA}$ สำหรับทุกชั้นงาน (ตรวจสอบด้วย mapping) และ $f_{//} (\%) = 0$ .....	46
4.2 แสดงค่าระยะห่างระหว่างระนาบ (d) และค่าคงที่โครงสร้างผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อ ระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) ของฟิล์มบาง InGaAs(N) ที่ถูกปลูกผลึก บนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 550 องศาเซลเซียส ยกเว้น InGaAsN_A5 มีอุณหภูมิขณะปลูก 500 องศาเซลเซียส.....	48
4.3 แสดงค่าระยะห่างระหว่างระนาบ (d) และค่าคงที่โครงสร้างผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อ ระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) ของฟิล์มบาง InGaAs ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 500 องศาเซลเซียส.....	51

ตารางที่	หน้า
4.4 แสดงค่าระยะห่างระหว่างระนาบ (d) และค่าคงที่โครงสร้างผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) ของฟิล์มบาง (In)GaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 550 องศาเซลเซียส...	52
4.5 แสดงค่าระยะห่างระหว่างระนาบ (d) และค่าคงที่โครงสร้างผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) ของฟิล์มบาง (In)GaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 500 องศาเซลเซียส...	53

## สารบัญภาพ

ภาพที่	หน้า
1.1 แสดงค่าช่องว่างแถบพลังงานและค่าคงที่โครงสร้างผลึกของสารกึ่งตัวนำในกลุ่มสาม-ห้า และกลุ่มสาม-ห้า-ไนไตรด์.....	3
2.1 แสดงโครงสร้างผลึกแบบซิงค์เบลนด์ (zinc blende) ของสารกึ่งตัวนำ InGaAsN ที่มีการสร้างพันธะแบบโดดเดี่ยว (isolated) และแบบกลุ่ม (clusters).....	6
2.2 (ก) แสดงอะตอมอยู่หนึ่งที่ตำแหน่งสมมูล (ข) แสดงการสั่นของอะตอมแบบ acoustic phonon ตามยาว และ (ค) แสดงการสั่นของอะตอมแบบ optical phonon ตามยาว.....	7
2.3 (ก) แสดง acoustic phonon ตามขวาง และ (ข) แสดง optical phonon ตามขวาง.....	8
2.4 แสดงการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์เมื่อตกกระทบระนาบผลึก.....	9
2.5 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มและความยาวคลื่นของรังสีเอกซ์แบบต่อเนื่อง (continuous x-rays) และรังสีเอกซ์ลักษณะเฉพาะ (characteristic x-ray: $K_{\alpha_1}$ และ $K_{\alpha_2}$ )....	10
2.6 แสดงอนุกรมของรังสีเอกซ์ลักษณะเฉพาะที่เป็นผลจากการเปลี่ยนระดับพลังงานของ อิเล็กตรอนในอะตอมเป้า.....	10
2.7 ภาพจำลองและภาพที่สอดคล้องขององค์ประกอบในเครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ กำลังแยกสูง.....	12
2.8 เครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง ณ ศูนย์เครื่องมือวิจัยวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย.....	13
2.9 แผนภาพแสดงการกระเจิงแบบรามาน (ก) Raman Stokes scattering และ (ข) Raman anti-Stokes scattering.....	15
2.10 ภาพแสดงพลังงาน โฟตอนที่ตกกระทบ (incident photon) และพลังงาน โฟตอนที่กระเจิง จากโครงสร้างผลึก (scatter photon) (ก) Stokes scattering และ (ข) Anti-Stokes scattering.....	15
2.11 แสดงโอกาสในการเกิดการกระเจิงของโฟตอน.....	16
2.12 แสดงภาพจำลององค์ประกอบของเครื่องมือ โคโรรามานสเปคโตรสโคปี.....	23
2.13 แสดงเครื่องมือโคโรรามานสเปคโตรสโคปี ณ ศูนย์อัญมณีแห่งชาติ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย.....	24
3.1 แสดงภาพจำลองโครงสร้างของชั้นฟิล์มบางสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N).....	25

ภาพที่	หน้า
3.2 แสดง (ก) การปรับชิ้นงานในแนวแกน z โดยปรับให้แหล่งกำเนิดรังสีเอกซ์และตัวตรวจจذبรังสีเอกซ์อยู่ในเส้นตรงเดียวกัน (ข) ลำรังสีเอกซ์ผ่านกลางชิ้นงาน.....	30
3.3 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มของรังสีเอกซ์กับตำแหน่งของชิ้นงานในแนวแกน z ที่ได้จากการสแกนในแนวแกน z (z-scan).....	30
3.4 แสดงภาพจำลองฐานวางชิ้นงานที่สามารถหมุนได้ 3 ทิศทาง คือหมุนตามมุม $\omega$ $\varphi$ และ $\psi$ โดยการหมุนชิ้นงานรอบแกน $\omega$ จะเรียกว่า Rocking curve หรือ $\omega$ -scan การหมุนชิ้นงานรอบแกน $\varphi$ เรียกว่า Phi scan และ การหมุนชิ้นงานรอบ $\psi$ เรียกว่า Chi scan.....	31
3.5 แสดงการสแกนแบบ $2\theta - \omega$ ซึ่งจะทำกรสแกนหรือทำการกวาดมุม $\theta$ โดยกำหนดให้ชิ้นงานอยู่นิ่งและบันทึกข้อมูลสำหรับค่ามุมสแกน $2\theta$ .....	31
3.6 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงที่ตรวจสอบด้วยวิธีสแกนแบบ $2\theta - \omega$ จากระนาบ (004) ในฟิล์มบาง GaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) และมีปริมาณ N เท่ากับ 2.32 %.....	33
3.7 แสดงระนาบเอียงภายในชั้นฟิล์มบางที่มีโครงสร้างแบบลูกบาศก์ (cubic structure) ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรองที่มีโครงสร้างแบบลูกบาศก์ โดยมีแกน h k และ l เป็นส่วนกลับของแกน x y และ z ตามลำดับ.....	35
3.8 รูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ด้วยวิธีสแกนแบบ mapping จากระนาบ (115) ในฟิล์มบางสารกึ่งตัวนำ InGaAs ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีความเข้มข้นของ In เท่ากับ 5.3 % ซึ่งแสดงความสัมพันธ์ระหว่างระนาบ h k (แกนนอน) และ l (แกนตั้ง).....	37
3.9 แสดงการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง ด้วยวิธีสแกนแบบ mapping จากระนาบ (115) ในฟิล์มบาง InGaAs ที่ปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีความเข้มข้นของ In เท่ากับ 5.3 %.....	37
3.10 แสดงความลึก (penetration depth) ที่ลำเลเซอร์สามารถผ่านเข้าไปในชิ้นงานของแสงที่มีความยาวคลื่น 514.5 นาโนเมตร.....	38
3.11 แสดงการวางชิ้นงานบนสไลด์ที่มีการติดบูแทกที่ด้านข้างหรือที่ขอบของชิ้นงาน.....	39
3.12 แสดงองค์ประกอบของกล้องจุลทรรศน์ ยี่ห้อ LEICA รุ่น DMLM.....	39

ภาพที่	หน้า
3.13 แสดงการพีคกราฟเพื่อหาตำแหน่งพีค $LO_{GaAs}$ และ $TO_{GaAs}$ ของฟิล์มบาง GaAsN ที่ปลูกผลึกลงบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) ที่มีความเข้มข้นของ N เท่ากับ 2.32 %.....	41
3.14 แสดงการพีคกราฟเพื่อหาตำแหน่งพีค LVM ของฟิล์มบาง GaAsN ที่ปลูกผลึกลงบน วัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) ที่มีความเข้มข้นของ N เท่ากับ 2.32 %.....	41
4.1 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง ด้วยวิธีสแกนแบบ $2\theta - \omega$ จากระนาบ (004) ในฟิล์ม GaAsN (ปริมาณ N ร้อยละ 0.40 ถึง ร้อยละ 5.47) ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูก ( $T_p$ ) เท่ากับ 550 500 และ 475 องศาเซลเซียส.....	44
4.2 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงด้วยวิธีสแกนแบบ mapping จากระนาบ (115) ในฟิล์ม GaAsN (N ร้อยละ 4.94) ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001).....	45
4.3 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงด้วยวิธีสแกนแบบ $2\theta - \omega$ จากระนาบ (004) ในฟิล์มบาง InGaAs(N) ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 550 องศาเซลเซียส และ 500 องศาเซลเซียส.....	48
4.4 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงด้วยวิธีสแกนแบบ mapping จากระนาบ (115) ในฟิล์มบาง InGaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) มีปริมาณ N เริ่มต้นเป็น 1,000 sccm และมีอุณหภูมิขณะปลูก 550 องศาเซลเซียส.....	49
4.5 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงด้วยวิธีสแกนแบบ $2\theta - \omega$ จากระนาบ (004) ในฟิล์มบาง InGaAs ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 500 องศาเซลเซียส.....	50
4.6 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงด้วยวิธีสแกนแบบ $2\theta - \omega$ จากระนาบ (004) ในฟิล์มบาง (In)GaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 550 องศาเซลเซียส.....	52



ภาพที่	หน้า
4.7 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงด้วยวิธีสแกนแบบ $2\theta-\omega$ จากระนาบ (004) ในฟิล์มบาง (In)GaAsN ที่ปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 500 องศาเซลเซียส.....	53
4.8 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณ N ( $0.40 \% \leq N \leq 5.47 \%$ ) ในฟิล์มบาง GaAsN ที่ปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และ ค่าความเครียด (strain) ในแนวตั้งฉาก ( $\epsilon_{\perp}$ ) และขนาน ( $\epsilon_{\parallel}$ ) ค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โครงผลึกของชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง (lattice mismatch; $f$ ) ในแนวตั้งฉาก( $f_{\perp}$ ) และขนาน ( $f_{\parallel}$ ).....	55
4.9 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณ In เริ่มต้น (TMI/III) ในฟิล์มบาง InGaAs ที่ปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และ ค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉากของชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง (lattice mismatch; $f_{\perp}$ ).....	55
4.10 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณ N เริ่มต้น (DMHy flow supply) ในฟิล์มบาง InGaAsN ที่ปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และ ค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉากของชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง lattice mismatch; $f_{\perp}$ ).....	56
4.11 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณ In เริ่มต้น (TMI/III) ในฟิล์มบาง InGaAsN ที่ปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และ ค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉากของชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง (lattice mismatch; $f_{\perp}$ )...	56
4.12 แสดงภาพพื้นผิวจากการดูกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงระหว่างอะตอมของฟิล์ม InGaAsN ที่ถูกปลูกภายใต้อิทธิพลของวัสดุฐานรองแบบ (ก) tensile strain (ข) lattice match และ (ค) compressive strain.....	57
4.13 แสดงโครงสร้างแลตทิซของชั้นฟิล์มที่ปลูกบนวัสดุฐานรองแบบ (ก) tensile strain (ข) lattice match และ (ค) compressive strain.....	58
5.1 แสดง (ก) และ (ข) แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามานและรามานชิฟท์ของฟิล์ม GaAsN ที่มีปริมาณ N ร้อยละ 4.94 และร้อยละ 0.94 ตามลำดับ.....	60

ภาพที่	หน้า
5.2 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามานและรามานชิฟท์ของฟิล์ม GaAsN ที่มีปริมาณ N ร้อยละ 0.94 ถึง ร้อยละ 5.47.....	61
5.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างตำแหน่งพีกของโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ Ga-N และตำแหน่งพีก $LO_{GaAs}$ กับ ปริมาณ N (ร้อยละ 0.94 ถึง ร้อยละ 5.47) ในชั้นฟิล์ม GaAsN โดยความคลาดเคลื่อนบ่งบอกถึงส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานจากการตรวจสอบชิ้นงาน 5 ตำแหน่ง.....	62
5.4 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วนความเข้มสัญญาณรามาน $TO_{GaAs}/LO_{GaAs}$ และปริมาณ N (ร้อยละ 0.94 ถึง ร้อยละ 5.47) ในชั้นฟิล์ม GaAsN โดยความคลาดเคลื่อนบ่งบอกถึงส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานจากการตรวจสอบชิ้นงาน 5 ตำแหน่ง.....	63
5.5 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความกว้างที่ตำแหน่งครึ่งหนึ่งของความเข้มสูงสุดของตำแหน่งพีก (FWHM) ของโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ Ga-N และปริมาณ N (ร้อยละ 0.94 ถึง ร้อยละ 5.47) ในชั้นฟิล์ม GaAsN โดยความคลาดเคลื่อนบ่งบอกถึงส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานจากการตรวจสอบชิ้นงาน 5 ตำแหน่ง.....	64
5.6 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามานและรามานชิฟท์ของฟิล์ม InGaAs(N) ที่มีปริมาณ N เริ่มต้นต่างกัน ตั้งแต่ 0 ถึง 1,000 sccm อุณหภูมิขณะปลูก 550 องศาเซลเซียส (เส้นทึบ) และ 500 องศาเซลเซียส (เส้นประ).....	65
5.7 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามานและรามานชิฟท์ของฟิล์มบาง (In)GaAsN ที่มีปริมาณ In เริ่มต้นต่างกัน อุณหภูมิขณะปลูก 500 องศาเซลเซียส.....	66
5.8 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามานและรามานชิฟท์ของฟิล์มบาง InGaAs ที่มีปริมาณ In เริ่มต้นต่างกัน อุณหภูมิขณะปลูก 500 องศาเซลเซียส.....	67
5.9 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามานและรามานชิฟท์ของฟิล์มบาง (In)GaAsN ที่มีปริมาณ In เริ่มต้นต่างกัน อุณหภูมิขณะปลูก 550 องศาเซลเซียส.....	68
5.10 แสดง (ก) ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วนความเข้มสัญญาณรามานของโหมดการสั่น $TO_{GaAs}/LO_{GaAs}$ และปริมาณ N (ร้อยละ 0.94 ถึง ร้อยละ 2.69) ของฟิล์ม GaAsN (ข) ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วนความเข้มสัญญาณรามานของโหมดการสั่น $TO_{GaAs}/LO_{GaAs}$ และปริมาณ In เริ่มต้น $0.16 \leq [TMI/III] \leq 0.375$ ของฟิล์ม InGaAsN...	69

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความสำคัญของวัสดุสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N)

แกเลียมอาร์เซไนด์ไนไตรด์ (GaAsN) และ อินเดียมแกเลียมอาร์เซไนด์ไนไตรด์ (InGaAsN) เป็นสารกึ่งตัวนำในกลุ่มสาม-ห้า-ไนไตรด์ ที่ได้รับความสนใจเป็นอย่างมาก เนื่องจากสามารถประยุกต์ใช้งานได้หลากหลาย อาทิเช่น สามารถประยุกต์เป็นเลเซอร์ไดโอดที่ให้ความยาวคลื่น 1.3 และ 1.55 ไมโครเมตร ซึ่งสามารถใช้เป็นแหล่งกำเนิดสัญญาณในใยแก้วนำแสงประสิทธิภาพสูง เนื่องจากเป็นความยาวคลื่นที่มีการสูญเสียของสัญญาณน้อยที่สุด นอกจากนี้สามารถประยุกต์ใช้เป็นชั้นดูดกลืนแสงในเซลล์แสงอาทิตย์ (solar cells) และอุปกรณ์ตรวจวัดทางแสงในช่วงอินฟราเรด [1-4] อีกด้วย

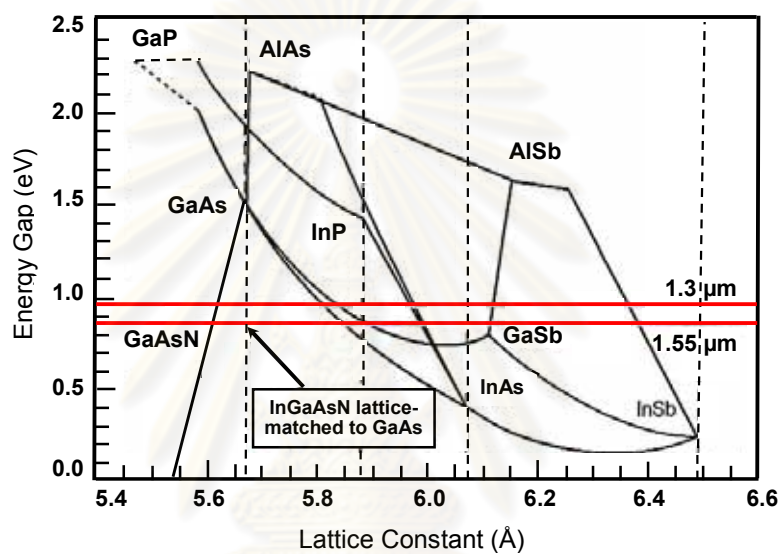
การเจืออะตอม N เข้าไปใน GaAs อะตอม N จะเข้าไปแทนที่ในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม As ซึ่งเป็นธาตุในหมู่เดียวกัน โดยอะตอม N ที่เจือเข้าไปจะสร้างพันธะกับ Ga และจะมีบางบริเวณที่ N ถูกล้อมรอบด้วย Ga 4 อะตอม เรียกว่า ไนโตรเจนโดดเดี่ยว (isolated nitrogen) เนื่องจากขนาดอะตอม N เล็กกว่าขนาดอะตอม As แสดงดังตารางที่ 1 จึงก่อเกิดความเครียดบริเวณรอบ ๆ อะตอม N เรียกว่า ความเครียดแบบเฉพาะที่ (local strain) จากรายงานการวิจัย [5] พบว่า การเจือ In เข้าไปใน GaAsN จะส่งผลให้ความเครียดแบบดึง (tensile strain) ในชั้นฟิล์มลดลง เนื่องจากการแทนที่ของอะตอมอินเดียม (In) ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่าในตำแหน่งแลตทิซ (lattice site) ของอะตอมแกเลียม (Ga) และกรณีที่เจือ N ลงไปในฟิล์ม InGaAs จะส่งผลให้ความเครียดแบบอัด (compressive strain) ในชั้นฟิล์ม InGaAsN ลดลง เนื่องจากการแทนที่ของอะตอม N ซึ่งมีขนาดเล็กกว่าในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม As การลดลงของความเครียดในชั้นฟิล์มทั้งสองกรณีนี้อาจเป็นผลจากการสร้างพันธะระหว่างอะตอมไนโตรเจน (N) และอะตอมอินเดียม (In) ในชั้นฟิล์ม นอกจากนี้ Wagner และคณะ [6, 7] ได้รายงานผลการศึกษาฟิล์ม InGaAsN เปรียบเทียบกับฟิล์ม GaAsN พบว่าการเกิดพันธะและความเครียดแบบเฉพาะที่รอบอะตอม N เปลี่ยนแปลงอย่างมากโดยมีสาเหตุมาจากการสร้างพันธะระหว่างอะตอม N และ

อะตอม In ในชั้นฟิล์ม ซึ่งมีความสอดคล้องกับผลการรายงานของ Hashimoto และคณะ [8] ซึ่งรายงานว่าการสร้างพันธะรอบอะตอม N ในฟิล์ม InGaAsN ที่ปลูกผลึกโดยวิธีเอ็มบีอี (Molecular Beam Epitaxy, MBE) มีการสร้างพันธะ In-N มากกว่า Ga-N ที่ระดับความเข้มข้นของ In ในปริมาณสูง และได้อภิปรายเพิ่มเติมว่าการสร้างพันธะ In-N ที่มากกว่านี้อาจถูกควบคุมโดยความเครียดแบบเฉพาะที่ ทางด้าน Kurtz และคณะ [9] รายงานว่าฟิล์ม InGaAsN ที่ปลูกโดยวิธีเอ็มโอวีพีอีโดยไม่ผ่านการอบด้วยความร้อน พันธะรอบอะตอม N ปรากฏเพียงพันธะระหว่างอะตอม Ga และอะตอม N ( $467 \text{ cm}^{-1}$ ) สำหรับพันธะระหว่างอะตอม In และอะตอม N ( $457 \text{ cm}^{-1}$ ) จะปรากฏหลังจากอบฟิล์มด้วยความร้อน โดยได้อภิปรายว่าระหว่างการอบด้วยความร้อนจะส่งผลให้มีการสร้างพันธะ In-N ขึ้น ซึ่งทำให้ความเครียดแบบเฉพาะที่ในชั้นฟิล์มลดลง

รายงานการวิจัยข้างต้นยืนยันว่า การสร้างพันธะใหม่ระหว่างอะตอม N และ In ในผลึก InGaAsN จะสามารถตรวจพบได้เฉพาะจากฟิล์มที่ปลูกผลึกด้วยวิธีเอ็มบีอีเท่านั้น สำหรับฟิล์มที่ปลูกผลึกด้วยวิธีเอ็มโอวีพีอีนั้น การสร้างพันธะระหว่าง N และ In จะถูกตรวจพบเฉพาะในฟิล์มที่ผ่านการอบด้วยความร้อน (thermal annealing) อีกทั้งยังไม่มีรายงานการวิจัยใดระบุชัดเจนถึงความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดแบบเฉพาะที่ในฟิล์มและลักษณะการก่อเกิดพันธะรอบอะตอม N ในชั้นฟิล์ม InGaAsN ซึ่งอาจเกิดเนื่องจากการเพิ่มปริมาณความเข้มข้นของ N และ In ในฟิล์ม

อย่างไรก็ตามมีรายงานการวิจัย [21] ระบุว่า การอบฟิล์มด้วยความร้อนจะทำให้ผิวฟิล์มมีลักษณะ “cross-hatch” หรือลักษณะเป็นรอยแยกแบบตาราง ซึ่งส่งผลให้ผิวฟิล์มไม่ราบเรียบเนื่องจากชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรองมีค่าคงที่โครงสร้างไม่เท่ากันจึงเกิดรอยแตกอยู่ภายในและส่งผลมายังผิวฟิล์ม ดังนั้นงานวิจัยนี้จะมุ่งเน้นศึกษาผลของการเพิ่มปริมาณ N และ In ในฟิล์มบาง (In,Ga)(As,N) ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) ด้วยวิธีเอ็มโอวีพีอี (Metalorganic Vapor Phase Epitaxy, MOVPE) โดยไม่ผ่านกระบวนการอบด้วยความร้อน เพื่อวิเคราะห์การก่อเกิดพันธะภายในชั้นฟิล์มบางที่เกิดขึ้นระหว่างการปลูกฟิล์ม และจะพิจารณาถึงความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดแบบเฉพาะที่และลักษณะการก่อเกิดพันธะรอบอะตอม N ในชั้นฟิล์ม InGaAsN ซึ่งเกิดเนื่องจากการเข้าไปในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม N และ/หรืออะตอม In ที่เพิ่มขึ้น เพื่อใช้เป็นข้อมูลพื้นฐานในการควบคุมโครงสร้างผลึกและปรับปรุงคุณภาพฟิล์ม

InGaAsN ที่ปลูกผลึกด้วยวิธีเอ็มโอวีพีอีสำหรับการประยุกต์ใช้งานต่อไป โดยจะศึกษาการก่อเกิดพันธะรอบอะตอม N ในชั้นฟิล์มด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามาน (Raman scattering technique) และตรวจสอบความเครียดของชั้นฟิล์มบางด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์กำลังแยกสูง (High Resolution X-ray Diffraction, HRXRD)



รูปที่ 1.1 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าช่องว่างแถบพลังงานและค่าคงที่โครงสร้างผลึกของสารกึ่งตัวนำในกลุ่มสาม-ห้า และกลุ่มสาม-ห้า-ไนไตรด์ [1]

ตารางที่ 1.1 แสดงรัศมีอะตอม N As Ga และ In

ชนิดของอะตอม	รัศมีอะตอม (Å)
ไนโตรเจน (N)	0.92
อาร์เซนิก (As)	1.39
แกเลียม (Ga)	1.41
อินเดียม (In)	1.66



## 1.2 วัตถุประสงค์

1. เพื่อศึกษาอิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N และ In ต่อความเครียดในชั้นฟิล์มบาง

InGaAs GaAsN และ InGaAsN

2. เพื่อศึกษาอิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N และ In ต่อการก่อเกิดพันธะในชั้นฟิล์มบาง

InGaAs GaAsN และ InGaAsN

## 1.3 องค์ประกอบของวิทยานิพนธ์

**บทที่ 1** อธิบายความสำคัญของวัสดุสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N) การศึกษารายงาน การวิจัย วัตถุประสงค์ และองค์ประกอบของวิทยานิพนธ์

**บทที่ 2** อธิบายถึงทฤษฎีพื้นฐานและเครื่องมือวิเคราะห์

**บทที่ 3** อธิบายถึงวิธีการทดลองและวิธีการวิเคราะห์ผลการทดลอง

**บทที่ 4** อธิบายถึงผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลองด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสี เอกซ์กำลังแยกสูง

**บทที่ 5** อธิบายถึงผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลองด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบ รามาน

และสุดท้าย **บทที่ 6** สรุปผลการทดลอง

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

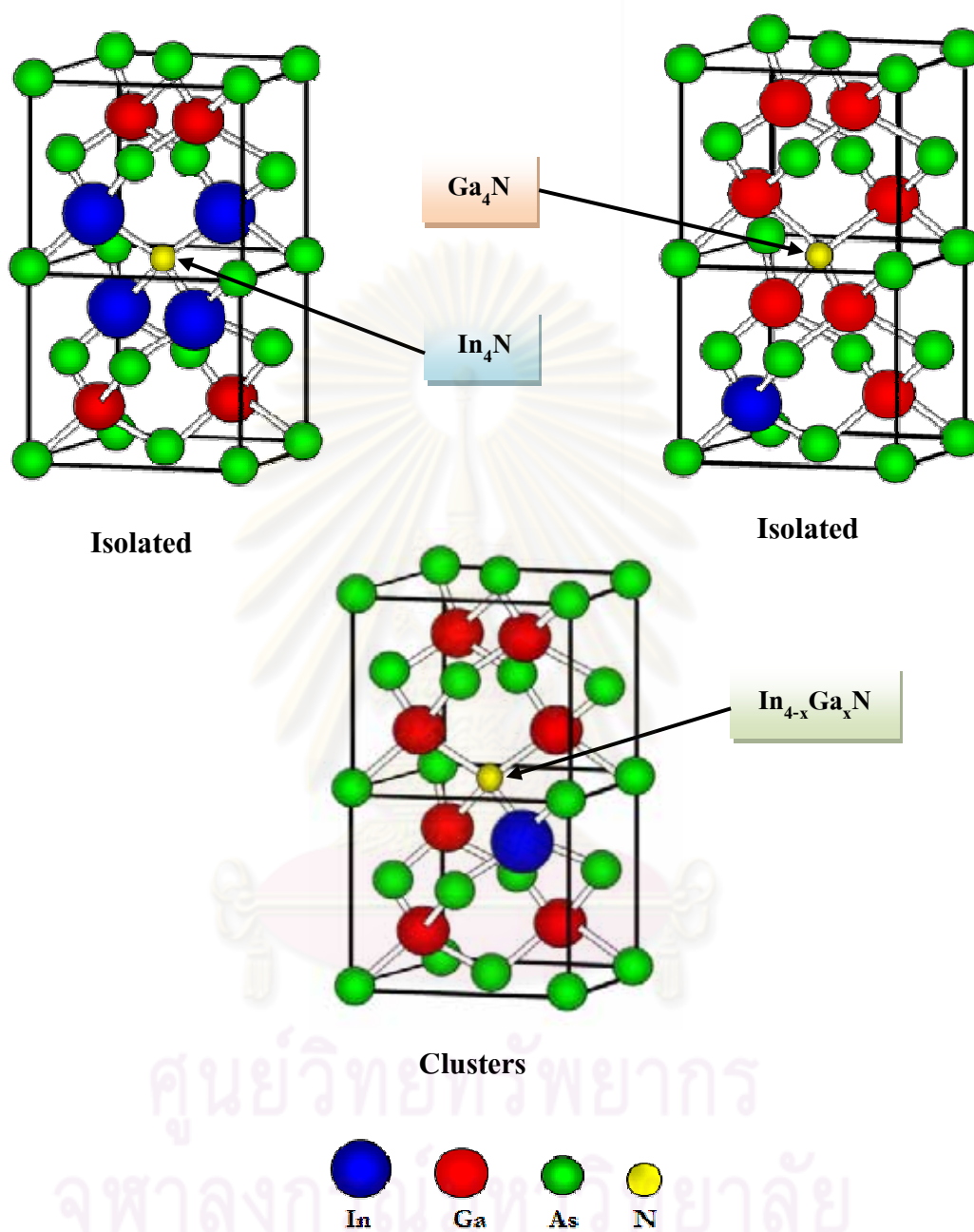
## บทที่ 2

### ทฤษฎีพื้นฐานและเครื่องมือวิเคราะห์

#### 2.1 โครงสร้างผลึกและการก่อเกิดพันธะของสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N)

สารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N) มีโครงสร้างผลึกแบบซิงค์เบลนด์ (zinc blende) คือ มีลักษณะเป็นโครงสร้างแบบ face-centered cubic (fcc) 2 ชุดซ้อนกันในลักษณะที่ต่อกันเป็นระยะ  $\frac{1}{4}$  ของเส้นทแยงมุม โดยมีพันธะแบบทรงสี่หน้า (tetrahedron bond) คือ มีอะตอมหนึ่งวางอยู่ที่ตำแหน่ง (0,0,0) และอีกอะตอมหนึ่งวางอยู่ที่ตำแหน่ง  $(\frac{1}{4}, \frac{1}{4}, \frac{1}{4})$  โดยมีมุมระหว่างพันธะเป็น 109.47 องศา

การเจือไนโตรเจน (N) เข้าไปในแกเลียมอาร์เซไนด์ (GaAs) จะก่อเกิดสารกึ่งตัวนำแกเลียมอาร์เซไนด์ไนไตรด์ (GaAsN) โดย N จะเข้าไปแทนที่ตำแหน่ง As ซึ่งเป็นธาตุในหมู่ 5A เหมือนกัน โดยทั่วไปการกระจายของ N จะเป็นแบบสุ่ม อีกทั้งยังสามารถเจือ N เข้าไปได้ในปริมาณน้อย จึงทำให้แลตทิซข้างเคียงกันส่วนใหญ่เป็น Ga และ As แต่จะมีบางบริเวณที่ N ถูกล้อมรอบด้วย Ga จำนวน 4 ตัว เรียกว่า ไนโตรเจนโดดเดี่ยว (isolated nitrogen) หรือ มีการสร้างพันธะแบบ Ga<sub>4</sub>N สำหรับการเจืออินเดียม (In) เข้าไปในสารกึ่งตัวนำ GaAsN หรือการเจือ N เข้าไปในสารกึ่งตัวนำ InGaAs จะก่อเกิดเป็นสารกึ่งตัวนำอินเดียมแกเลียมอาร์เซไนด์ไนไตรด์ (InGaAsN) โดย In จะเข้าไปแทนที่ตำแหน่ง Ga เนื่องจากเป็นธาตุในหมู่ 3A เหมือนกัน และจะมีบางบริเวณที่ N ถูกล้อมรอบด้วย In จำนวน 4 ตัว ซึ่งจะเรียกว่า ไนโตรเจนโดดเดี่ยว หรือ มีการสร้างพันธะแบบ In<sub>4</sub>N จากการกระจายตัวของ N และ In เป็นแบบสุ่ม จึงทำให้การแทนที่ของอะตอม In และอะตอม N ในตำแหน่งแลตทิซของ Ga และ As ตามลำดับ อาจมีการสร้างพันธะกับอะตอมข้างเคียงได้ 2 แบบ คือ แบบโดดเดี่ยว (isolated) และแบบกลุ่ม (clusters) ดังแสดงในรูปที่ 2.1

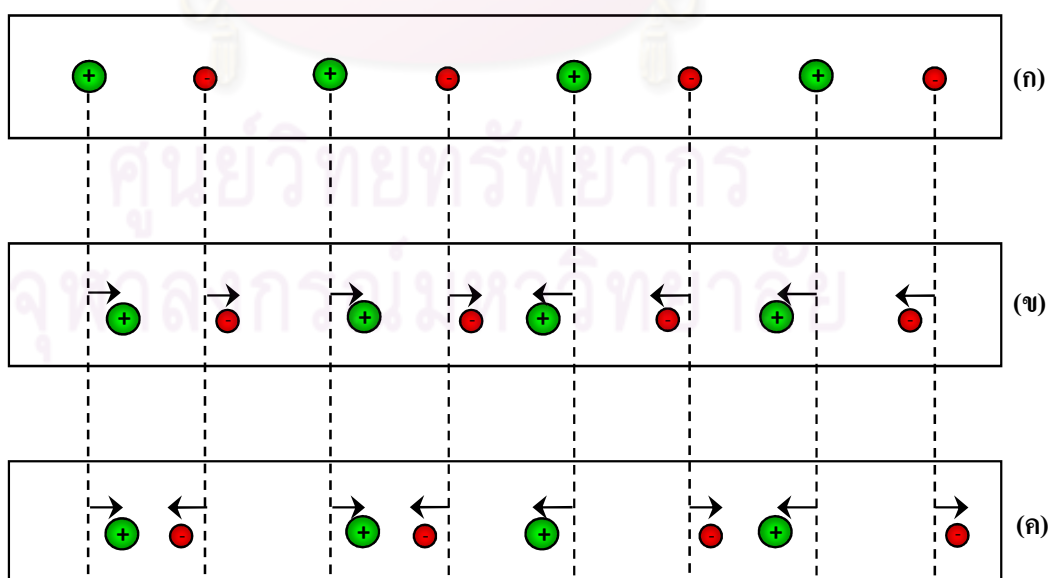


รูปที่ 2.1 โครงสร้างผลึกแบบซิงค์เบลนด์ (zinc blende) ของสารกึ่งตัวนำ InGaAsN ที่มีการสร้างพันธะแบบโดดเดี่ยว (isolated) และแบบกลุ่ม (clusters) กรณีที่  $x = 3$  หรือมีการสร้างพันธะแบบ  $\text{InGa}_3\text{N}$

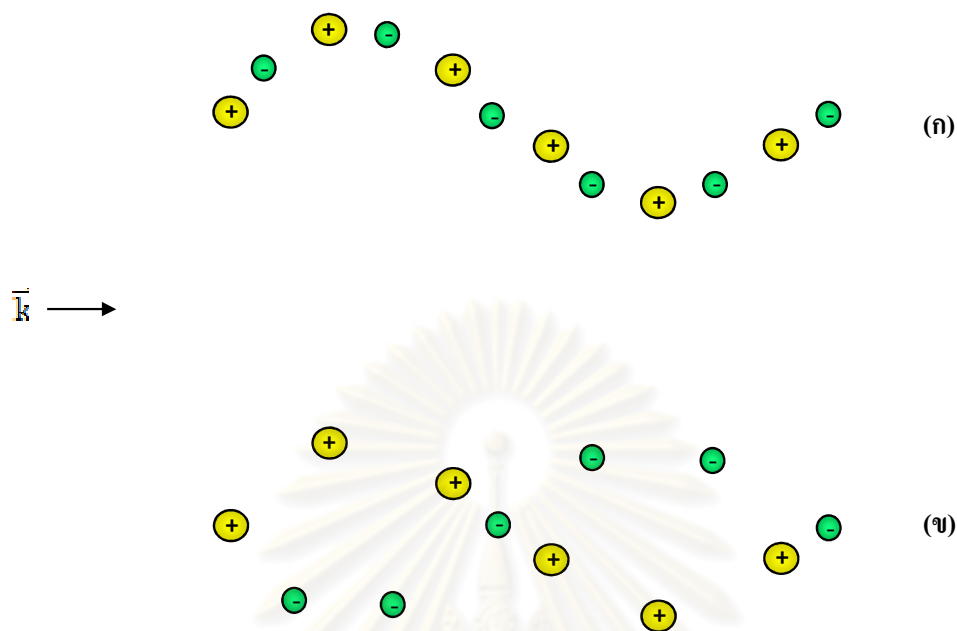
## 2.2 โฟนอน (Phonon)

โฟนอน (phonon) คือ อนุภาคควอนตัมของคลื่นที่เกิดจากการสั่นของโครงผลึก โดยทั่วไปถ้าอุณหภูมิเป็น 0 (K) อะตอมที่อยู่ภายในโครงผลึกจะมีแรงกระทำซึ่งกันและกันและจะอยู่นิ่ง ณ ตำแหน่งสมมูล ซึ่งถ้าเขียนเป็นแผนภาพ 1 มิติ จะแสดงดังรูปที่ 2.2 (ก) เมื่ออะตอมได้รับพลังงาน  $kT$  จะเกิดการสั่นรอบตำแหน่งสมมูล สำหรับโครงผลึกที่ประกอบด้วยอะตอม 2 ชนิด ในหนึ่งยูนิตเซลล์ อะตอม 2 ชนิดนี้จะมีการสั่นได้หลายรูปแบบ ดังเช่นรูป 2.2 (ข) อะตอมข้างเคียงมีการสั่นไปในทิศทางเดียวกัน ซึ่งคล้ายกับการเดินทางของคลื่นเสียงในของแข็ง จึงเรียกว่า acoustic phonon และกรณีที่อะตอมข้างเคียงมีการสั่นไปในทิศตรงกันข้าม แสดงดังรูป 2.2 (ค) เป็นการสั่นของไอออนบวกและไอออนลบในทิศตรงกันข้ามก่อให้เกิดไดโพลโมเมนต์ทางไฟฟ้า ซึ่งสามารถดูดกลืนคลื่นแม่เหล็กไฟฟ้าในย่านความถี่แสง จึงเรียกว่า optical phonon

เมื่อพิจารณาทิศทางการเคลื่อนที่ของอะตอมเทียบกับทิศทางการเคลื่อนที่ของคลื่นในโครงผลึก จะได้ว่า ถ้าอะตอมเคลื่อนที่ออกจากตำแหน่งสมมูลไปในแนวเส้นตรงเดียวกันกับการเรียงตัวของอะตอมก็จะเกิดเป็นคลื่นชนิดตามยาว (longitudinal wave) ดังรูปที่ 2.2 (ข) และ (ค) ถ้าอะตอมเคลื่อนที่ออกจากตำแหน่งสมมูลไปในแนวตั้งฉากกับการเรียงตัวของอะตอมก็จะเกิดเป็นคลื่นชนิดตามขวาง (transverse wave) แสดงดังรูปที่ 2.3 (ก) และ (ข)



รูปที่ 2.2 (ก) แสดงอะตอมอยู่นิ่งที่ตำแหน่งสมมูล (ข) แสดงการสั่นของอะตอมแบบ acoustic phonon ตามยาว และ (ค) แสดงการสั่นของอะตอมแบบ optical phonon ตามยาว



รูปที่ 2.3 (ก) แสดง acoustic phonon ตามขวาง และ (ข) แสดง optical phonon ตามขวาง

### 2.3 การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์

รังสีเอกซ์ (X-Ray) จัดเป็นคลื่นแม่เหล็กไฟฟ้าที่มีอำนาจทะลุทะลวงสูง มีความยาวคลื่นสั้น อยู่ในช่วง 0.1 ถึง 100 อังสตรอม หรือ 0.01 ถึง 10 นาโนเมตร ถูกค้นพบครั้งแรกในปี พ.ศ. 2438 (ค.ศ. 1895) โดยเรินต์เกน (W.C. Rontgen) ต่อมาในปี พ.ศ. 2455 (ค.ศ. 1912) แบริก (W.L. Bragg) ได้ทำการทดลองยิงรังสีเอกซ์ตกกระทบผิวหน้าผลึก เพื่อศึกษาการเลี้ยวเบนและการกระเจิงของรังสีเอกซ์ที่เกิดอันตรกิริยา (interaction) ระหว่างรังสีเอกซ์กับอิเล็กตรอนที่กระจายอยู่รอบๆ อะตอม เมื่อลำรังสีเอกซ์ตกกระทบผิวหน้าของผลึกโดยทำมุม  $\theta$  กับระนาบของผลึก บางส่วนของรังสีเอกซ์จะเกิดการกระเจิงจากชั้นของอะตอมที่ผิวหน้า บางส่วนของรังสีเอกซ์จะผ่านไปยังชั้นที่ 2 ของอะตอม ดังรูปที่ 2.4 ถ้าอะตอมในผลึกมีการจัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบและมีระยะห่างระหว่างอะตอมเท่าๆ กัน ลำรังสีเอกซ์ที่ผ่านเข้าไปในแต่ละชั้นของอะตอมจะเกิดการเลี้ยวเบนเป็นลำขนาน

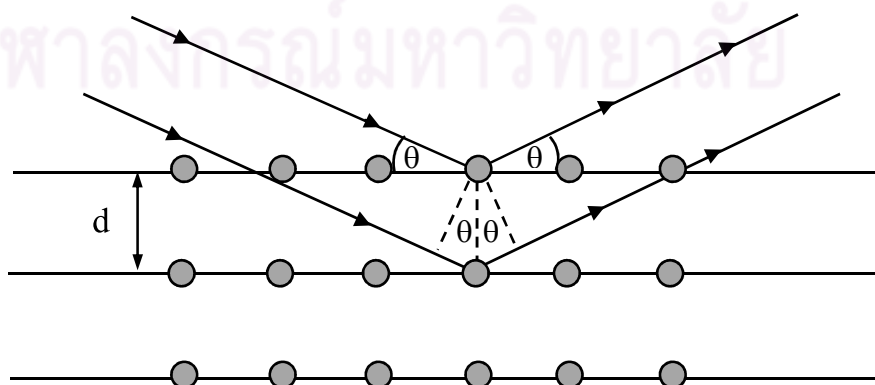


นอกจากนี้แบรกก์ (W.L. Bragg) ได้เสนอแนวคิดว่า ผลึกประกอบด้วยชั้น (layer) หรือระนาบ (plane) ของอะตอมซึ่งสามารถสะท้อนคลื่นที่ตกกระทบ โดยมีมุมตกกระทบเท่ากับมุมสะท้อน ทั้งนี้ลำของรังสีเอกซ์ที่สะท้อนออกไปจากระนาบต่างๆ จะมีความเข้มสูง ถ้าความแตกต่างระหว่างระยะเดินทาง (path difference) ของรังสีเอกซ์ที่สะท้อนจากระนาบผลึกที่อยู่ข้างเคียงกันมีค่าเป็นจำนวนเท่าของความยาวคลื่นที่ตกกระทบ ซึ่งสามารถเขียนได้ดังสมการ (2.1)

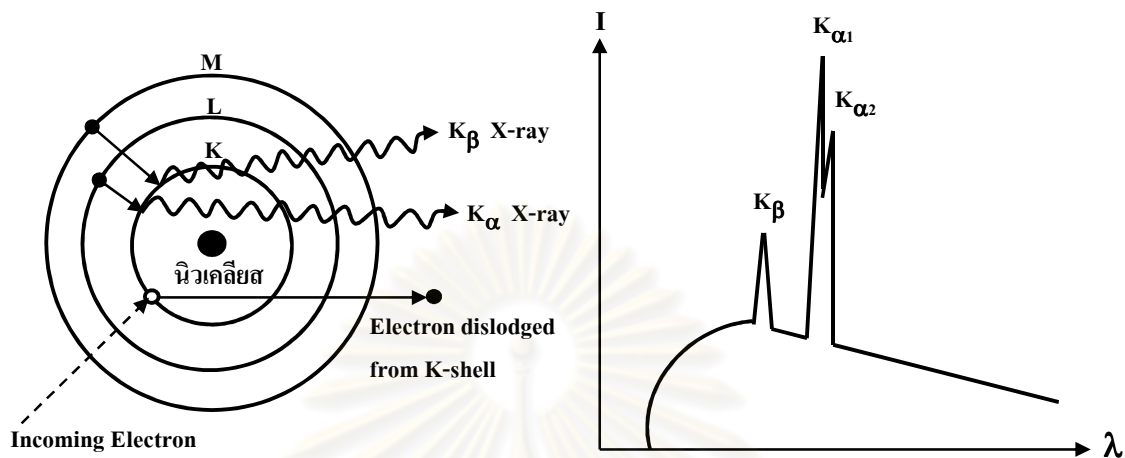
$$2d_{hkl}\sin\theta = n\lambda, \quad n = 1, 2, 3, \dots \quad (2.1)$$

เมื่อ	$d_{hkl}$	คือ ระยะห่างระหว่างระนาบ (hkl)
	$\theta$	คือ มุมตกกระทบและมุมสะท้อน เมื่อวัดจากแนวระนาบที่กำลังพิจารณา
	$\lambda$	คือ ความยาวคลื่นของรังสีเอกซ์
	$n$	คือ ลำดับของการสะท้อน

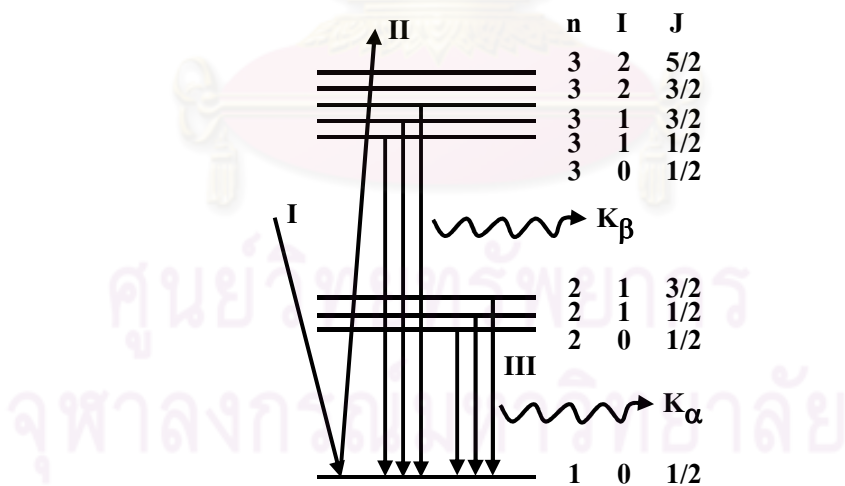
สมการ (2.1) เรียกว่า สมการของแบรกก์ (Bragg's equation) ซึ่งจะเป็นจริงเมื่อความยาวคลื่นน้อยกว่าหรือเท่ากับสองเท่าของระยะห่างระหว่างระนาบ ( $\lambda \leq 2d_{hkl}$ ) โดยทั่วไประยะห่างระหว่างระนาบในโครงผลึกจะอยู่ในหน่วยอังสตรอม ทำให้ตรงตามเงื่อนไขข้างต้น ดังนั้นการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์จึงถูกนำมาใช้เพื่อศึกษาเกี่ยวกับโครงสร้างผลึก (crystal structure) ทั้งในเชิงคุณภาพ (qualitative) และปริมาณ (quantitative) อีกทั้งเป็นกระบวนการที่ไม่ทำลายชิ้นงาน



รูปที่ 2.4 แสดงการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์เมื่อตกกระทบระนาบผลึก



รูปที่ 2.5 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มและความยาวคลื่นของรังสีเอกซ์แบบต่อเนื่อง (continuous x-rays) และรังสีเอกซ์ลักษณะเฉพาะ (characteristic x-ray: K<sub>α1</sub> และ K<sub>α2</sub>)



รูปที่ 2.6 แสดงอนุกรมของรังสีเอกซ์ลักษณะเฉพาะที่เป็นผลจากการเปลี่ยนระดับพลังงานของอิเล็กตรอนในอะตอมเป้า

## 2.4 เครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง (High Resolution X-ray Diffraction: HRXRD)

โดยทั่วไปความยาวคลื่นรังสีเอกซ์จากแหล่งกำเนิดจะมีหลายค่าความยาวคลื่น ดังรูปที่ 2.5 ในการทดลองการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์จะเลือกใช้เฉพาะความยาวคลื่นของรังสีเอกซ์ชั้น  $K_{\alpha}$  เนื่องจากมีความเข้มสูงสุด อย่างไรก็ตามรังสีเอกซ์ชั้น  $K_{\alpha}$  ยังสามารถแยกได้เป็น  $K_{\alpha_1}$  และ  $K_{\alpha_2}$  ที่มีความยาวคลื่นต่างกันเล็กน้อย ซึ่งเกิดจากการเปลี่ยนระดับพลังงานของอิเล็กตรอนที่มีสปีนต่างกันจากชั้น L ดังรูปที่ 2.6 สำหรับธาตุทองแดง (Cu) ความยาวคลื่นของรังสีเอกซ์ชั้น  $K_{\alpha_1}$  เท่ากับ 0.154056 nm และยาวคลื่นของรังสีเอกซ์ชั้น  $K_{\alpha_2}$  เท่ากับ 0.154439 nm ซึ่งมีความยาวคลื่นต่างกันเล็กน้อย เมื่อทำการตรวจสอบโครงสร้างผลึกซึ่งการทดลองจริงโครงสร้างผลึกอาจไม่สมบูรณ์ คือ มีระยะห่างระหว่างระนาบของผลึกไม่คงที่ หรือมีกระจายตัวเล็กน้อย โดยการกระจายตัวของระยะห่างระหว่างระนาบจะส่งผลให้ความเข้มของการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์เกิดการรวมกันที่ค่ามุมเดียว ทำให้ระยะห่างระหว่างระนาบของผลึกที่คำนวณได้มีความคลาดเคลื่อนสูง จึงได้มีการพัฒนาเครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ ซึ่งเรียกว่า เครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง ให้สามารถกรองรังสีเอกซ์ให้มีความยาวคลื่นเพียงค่าเดียว โดยการเพิ่มตัวแยกแสงเอกรงค์ (monochromator) และตัววิเคราะห์ (analyzer) รวมทั้งมีการพัฒนาระบบการปรับฐานวางชิ้นงานให้สามารถปรับหาระนาบที่สอดคล้องกับเงื่อนไขของแบรกก์มากที่สุด เพื่อให้ได้รังสีเอกซ์ความเข้มสูงจากระนาบที่ต้องการตรวจสอบ นอกจากนี้ยังได้มีการพัฒนาระบบการเก็บข้อมูลให้สามารถบันทึกค่าได้ถึงทศนิยมตำแหน่งที่ 4 คือ 0.0002 องศา

### องค์ประกอบของเครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง

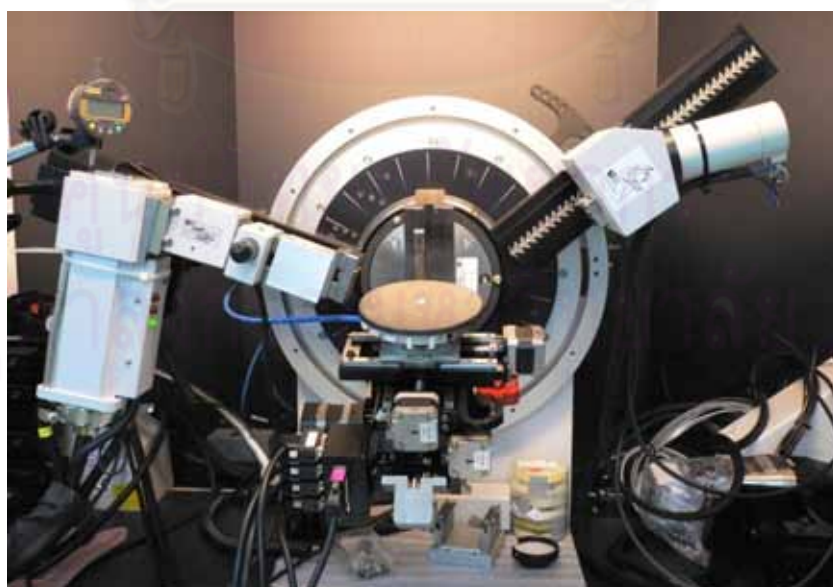
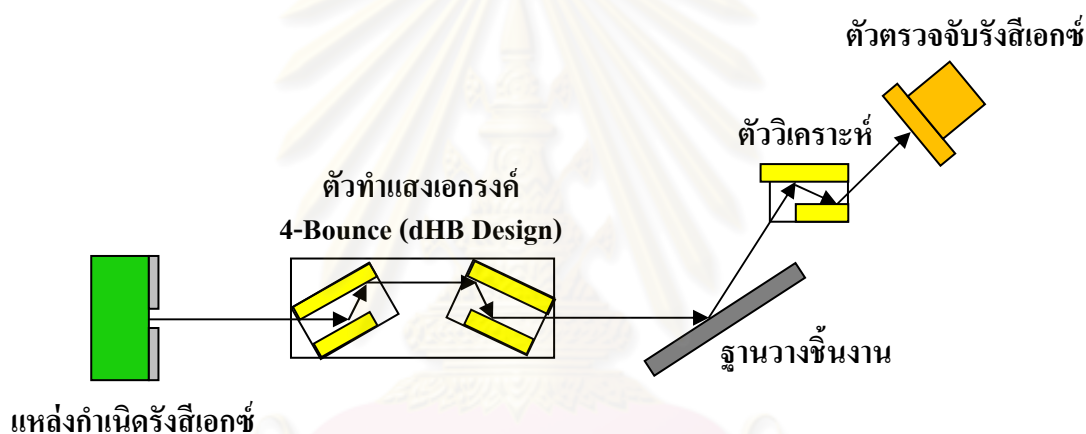
เครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงมีส่วนประกอบที่สำคัญดังนี้ (แสดงดังรูปที่ 2.7)

1. แหล่งกำเนิดรังสีเอกซ์ (X-ray source) ทำหน้าที่เป็นแหล่งกำเนิดรังสีเอกซ์ ซึ่งมีความยาวคลื่นหลายค่า
2. ตัวทำแสงเอกรงค์ (monochromator) ทำหน้าที่กรองรังสีเอกซ์ที่ออกมาจากแหล่งกำเนิดให้มีความยาวคลื่นเพียงค่าเดียว (coherent source) หรือช่วงความกว้างของความยาวคลื่นแคบมาก

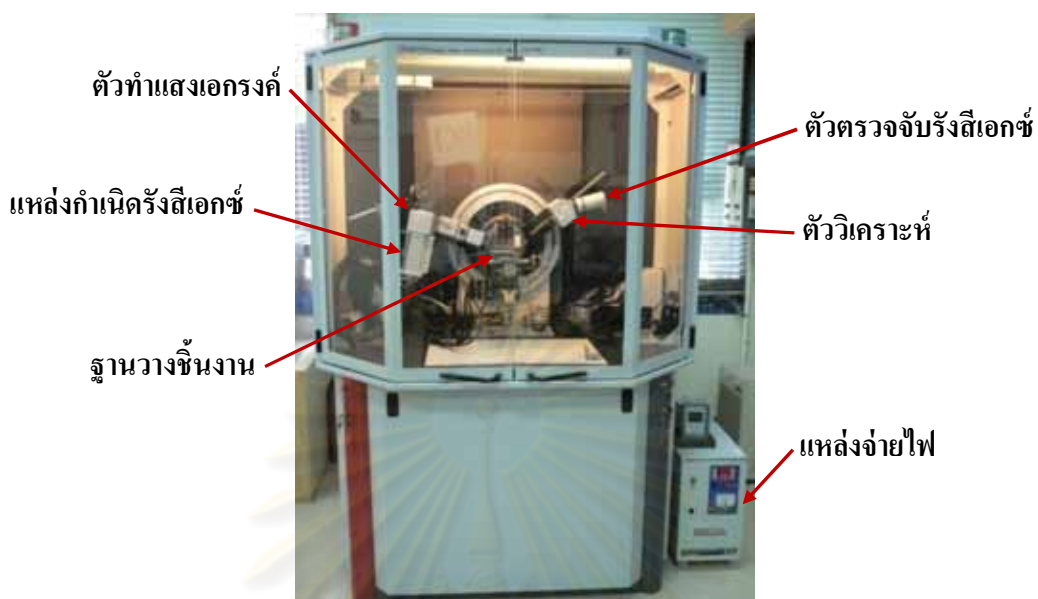
3. ตัววิเคราะห์ (analyzer) ทำหน้าที่กรองรังสีเอกซ์ที่เลี้ยวเบนมาจากชิ้นงานก่อนเข้าสู่ตัวตรวจจับรังสีเอกซ์ (X-ray detector) สำหรับความยาวคลื่นที่มีความเข้มสูงสุด โดยตัวกรองส่วนใหญ่จะใช้ผลึกของของแข็ง เช่น Ge (220) และ Si (220) เป็นต้น เพราะปัจจุบันผลึกของ Ge และ Si ที่มีความสมบูรณ์สูงนั้นสามารถขึ้นรูปได้ง่ายกว่าผลึกของสารชนิดอื่น

#### 4. ตัวตรวจจับรังสีเอกซ์ (X-ray Detector)

ในงานวิจัยนี้ได้ใช้เครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง ณ ศูนย์เครื่องมือวิจัยวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย แสดงดังรูปที่ 2.8



รูปที่ 2.7 ภาพจำลองและภาพที่สอดคล้องขององค์ประกอบในเครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง



รูปที่ 2.8 เครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง ณ ศูนย์เครื่องมือวิจัยวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี แห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## 2.5 การกระเจิงของแสง

การกระเจิงของแสง คือ ปรากฏการณ์ที่แสงถูกทำให้เปลี่ยนทิศทางไปจากเดิม โดยมีการกระจายออกไปทุกทิศทาง การกระเจิงของแสงเกิดขึ้นเมื่อลำแสงเคลื่อนที่ผ่านหรือเข้าไปในตัวกลางที่มีเนื้อสาร เกิดอันตรกิริยาภายใน และแสงจะกระเจิงออกมา สามารถจำแนกเป็น 2 ประเภท ดังนี้

1. การกระเจิงแบบยืดหยุ่น (elastic scattering) คือ การกระเจิงที่พลังงานของแสงที่กระเจิง (scattered photon) ออกมามีค่าเท่ากับพลังงานของแสงที่ตกกระทบ (incident photon)
2. การกระเจิงแบบไม่ยืดหยุ่น (inelastic scattering) คือ การกระเจิงที่พลังงานของแสงที่กระเจิง (scatter photon) ออกมามีค่าไม่เท่ากับพลังงานของแสงที่ตกกระทบ (incident photon)



## 2.6 การกระเจิงแบบรามาน

การกระเจิงแบบรามานเป็นการกระเจิงแบบไม่ยืดหยุ่น (inelastic scattering phenomenon) เกิดขึ้นเมื่อโฟตอน (photon) ตกกระทบโมเลกุลหรือเข้าชนกับโมเลกุลในผลึกและเกิดอันตรกิริยากับไดโพลไฟฟ้า (electric dipole) ของโมเลกุล ซึ่งทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโพลาไรเซชันของอะตอม เมื่อโฟตอนกระเจิงออกมา (scattered photons) จะมีความถี่แตกต่างจากโฟตอนที่ตกกระทบ (incident photons) โดยค่าพลังงานหรือความถี่ที่แตกต่างกันนี้จะมีความสัมพันธ์กับพลังงานในการสั่นของโครงผลึก (lattice vibration) หรือโฟนอน (phonon) กล่าวคือ เมื่อโฟตอนซึ่งมีความถี่  $\omega$  ตกกระทบโครงผลึก โฟตอนจะสูญเสียพลังงานบางส่วนให้กับโครงผลึกทำให้โครงผลึกเกิดการสั่น (lattice vibration) ด้วยความถี่  $\Omega$  จากนั้นโฟตอนจะกระเจิงออกมาโดยมีความถี่  $\omega'$  ซึ่งมีค่าน้อยกว่าความถี่ของโฟตอนที่ตกกระทบ ปรากฏการณ์นี้เรียกว่า การกระเจิงรามานแบบสโตกส์ (Raman Stokes scattering) แสดงดังรูปที่ 2.9 (ก) ถ้าโฟตอนซึ่งมีความถี่  $\omega$  ตกกระทบโครงผลึกที่เดิมมีการสั่นด้วยความถี่  $\Omega$  โฟตอนจะดูดกลืนพลังงานจากโครงผลึก ดังนั้นโฟตอนที่กระเจิงออกมามีความถี่  $\omega'$  ซึ่งมากกว่าความถี่ของโฟตอนที่ตกกระทบ ปรากฏการณ์นี้เรียกว่า การกระเจิงรามานแบบแอนตี้สโตกส์ (Raman anti-Stokes scattering) แสดงดังรูปที่ 2.9 (ข)

ความสัมพันธ์ระหว่างความถี่และโมเมนตัมของโฟตอนที่ตกกระทบ โฟตอนที่กระเจิงออกมาและโฟนอน แสดงดังสมการ (2.2) และ (2.3)

$$\omega = \omega' \pm \Omega \quad (2.2)$$

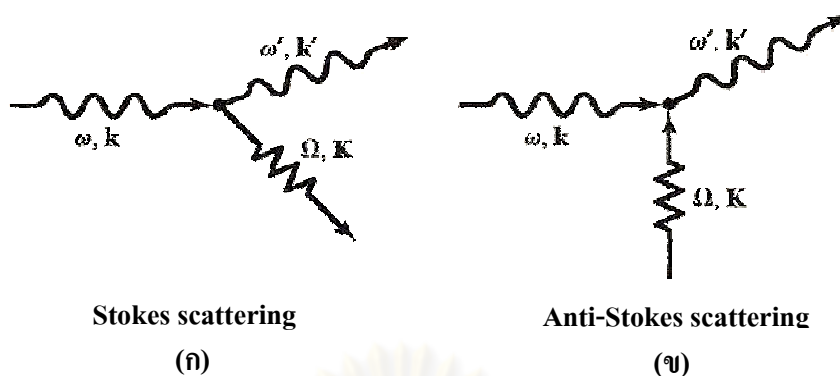
$$\vec{k} = \vec{k}' \pm \vec{K} \quad (2.3)$$

เมื่อ  $\omega$  และ  $\omega'$  คือ ความถี่ของโฟตอนที่ตกกระทบและที่กระเจิงออกมา ตามลำดับ

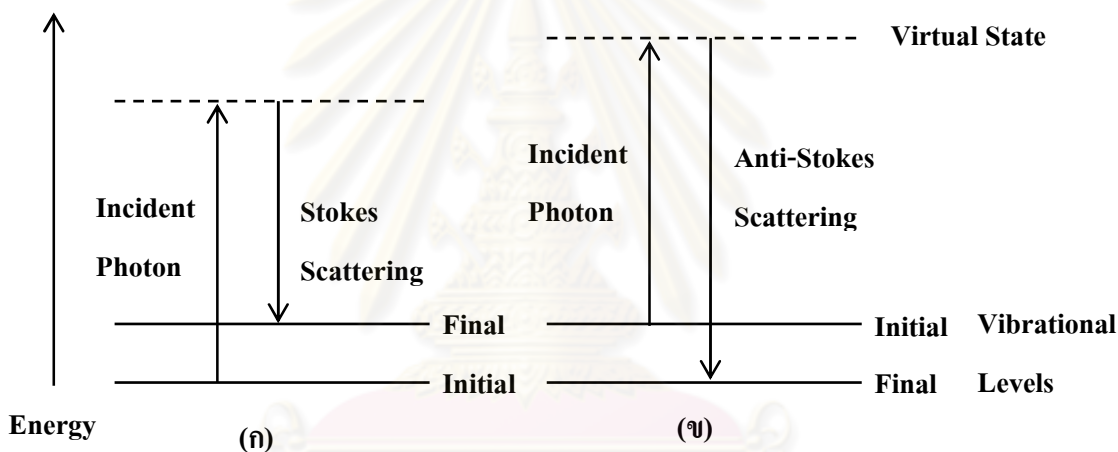
$\vec{k}$  และ  $\vec{k}'$  คือ โมเมนตัมของโฟตอนที่ตกกระทบและที่กระเจิงออกมา ตามลำดับ

$\Omega$  คือ ความถี่ของโฟนอน

$\vec{K}$  คือ โมเมนตัมของโฟนอน



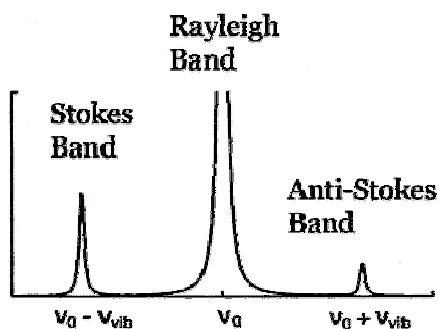
รูปที่ 2.9 แผนภาพแสดงการกระเจิงแบบรามาน (ก) Raman Stokes scattering และ (ข) Raman anti-Stokes scattering



รูปที่ 2.10 ภาพแสดงพลังงานโฟตอนที่ตกกระทบ (incident photon) และพลังงานโฟตอนที่กระเจิงจากโครงสร้างผลึก (scatter photon) (ก) Stokes scattering และ (ข) Anti-Stokes scattering

สมการ (2.2) และ (2.3) ใช้เครื่องหมายบวก ในกรณีที่เป็น Raman Stokes scattering และใช้เครื่องหมายลบ ในกรณีที่เป็น Raman anti-Stokes scattering

รูปที่ 2.10 (ก) แสดงพลังงานโฟตอนตกกระทบและพลังงานโฟตอนที่กระเจิงออกมา โดยโฟตอนที่กระเจิงออกมามีพลังงานน้อยกว่าโฟตอนที่ตกกระทบ เนื่องจากโฟตอนตกกระทบสูญเสียพลังงานให้แก่โครงสร้างผลึก รูปที่ 2.10 (ข) แสดงพลังงานโฟตอนตกกระทบ และพลังงานโฟตอนที่กระเจิงออกมา โดยโฟตอนที่กระเจิงออกมามีพลังงานมากกว่าโฟตอนที่ตกกระทบ เนื่องจากโฟตอนตกกระทบได้รับพลังงานจากโครงสร้างผลึก



รูปที่ 2.11 แสดงโอกาสในการเกิดการกระเจิงของโฟตอน

โดยทั่วไปโอกาสที่จะเกิด Raman Stokes scattering จะมากกว่า Raman anti-Stokes scattering แสดงรูปที่ 2.11 ดังนั้นในการตรวจสอบชิ้นงานด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามานจึงนิยมทำการตรวจสอบ Raman Stokes scattering

การกระเจิงแบบรามานจะเกิดขึ้นได้นั้นต้องเป็นไปตาม กฎการคัดเลือก (Raman selection rule) คือ การสั่นของโมเลกุลจะต้องทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโพลาริเซบิลิตีหรือสภาพการมีขั้วซึ่งการเปลี่ยนแปลงดังกล่าวขึ้นกับลักษณะการสั่นของโมเลกุล

การศึกษาในเรื่องสภาพการมีขั้วอาจพิจารณาได้ว่าภายในโครงผลึกมีการจัดเรียงตัวของอะตอมที่เป็นกลางทางไฟฟ้าซึ่งประกอบด้วยโปรตอนอยู่ในนิวเคลียส และอิเล็กตรอนกระจายอยู่รอบๆ นิวเคลียสอย่างสมมาตรแบบทรงกลม เมื่อมีสนามไฟฟ้าตกกระทบโครงผลึก สนามไฟฟ้าจะเหนี่ยวนำให้เกิดไดโพลโมเมนต์ขึ้น กล่าวคือ โปรตอนจะถูกผลักให้ไปในทิศเดียวกับสนามไฟฟ้า ขณะที่อิเล็กตรอนจะถูกดึงให้ไปในทิศตรงข้ามกับสนามไฟฟ้า ทำให้อะตอมมีลักษณะเป็นขั้วคู่ไฟฟ้าเล็กๆ

โดยความเข้มของไดโพลโมเมนต์ (strength of the dipole moment:  $P$ ) จะแปรผันโดยตรงกับความเข้มสนามไฟฟ้า ดังสมการ (2.4)

$$\vec{P} = \alpha \vec{E} \quad (2.4)$$

เมื่อ

$\alpha$  คือ สภาพการมีขั้ว (polarizability) ของโมเลกุล

$\vec{P}$  คือ ความเข้มของไดโพลโมเมนต์ (strength of dipole moment)

$\vec{E}$  คือ ความเข้มสนามไฟฟ้า (strength of electric field)

เมื่อแทน  $E = E_0 \cos(\omega t)$  ซึ่งเป็นสนามไฟฟ้าที่ตกกระทบชิ้นงานลงในสมการ (2.4) จะได้ว่า

$$P = \alpha E_0 \cos(\omega t) \quad (2.5)$$

สภาพการมีขั้วได้ถูกประมาณโดยใช้อนุกรมเทเลอร์ (Taylor series) ดังนี้

$$\alpha = \alpha_0 + \frac{\partial \alpha}{\partial Q} dQ \quad (2.6)$$

เมื่อสนามไฟฟ้าตกกระทบชิ้นงาน โคร่งผลึกจะได้รับพลังงานและเกิดการสั่นโดยพลังงานในการสั่น เป็นดังสมการที่ (2.7)

$$E_{\text{vib}} = (j + \frac{1}{2}) h V_{\text{vib}} \quad (2.7)$$

เมื่อ

$E_{\text{vib}}$  คือ พลังงานในการสั่นของโหมคการสั่นใดๆ

$j$  คือ vibrational quantum number ( $j = 0, 1, 2, \dots$ )

$V_{\text{vib}}$  คือ ความถี่ในการสั่นของโหมคการสั่นใดๆ

$h$  คือ ค่าคงที่ของแพลงค์ (Planck constant)

ซึ่งจะมีการกระจัดของอะตอมรอบตำแหน่งสมดุล ( $dQ$ ) มีค่าเป็น  $dQ = Q_0 \cos(\Omega t)$  เมื่อแทน  $dQ$  ลงใน (2.6) จะได้ว่า

$$\alpha = \alpha_0 + \frac{\partial \alpha}{\partial Q} Q_0 \cos(\Omega t) \quad (2.8)$$

แทน (2.8) ลงในสมการ (2.5) จะได้

$$\begin{aligned} P &= [\alpha_0 + \frac{\partial \alpha}{\partial Q} Q_0 \cos(\Omega t)] [E_0 \cos(\omega t)] \\ P &= \alpha_0 E_0 \cos(\omega t) + \frac{\partial \alpha}{\partial Q} Q_0 E_0 \cos(\Omega t) \cos(\omega t) \\ P &= \alpha_0 E_0 \cos(\omega t) + \frac{\partial \alpha}{\partial Q} \frac{Q_0 E_0}{2} [\cos(\omega + \Omega)t + \cos(\omega - \Omega)t] \quad (2.9) \end{aligned}$$

ดังที่ได้กล่าวในข้างต้นการกระเจิงแบบรามานจะเกิดขึ้นได้ต้องมีการเปลี่ยนแปลงสภาพการมีขั้ว คือ  $\frac{\partial \alpha}{\partial Q} \neq 0$  จากการพิจารณาเทอมที่สองของสมการ (2.9) พบว่าโฟตอนจะมีค่าความถี่สองค่า คือ  $\omega + \Omega$  และ  $\omega - \Omega$  ซึ่งสอดคล้องกับการกระเจิงรามานแบบ anti-Stokes scattering และ Stokes scattering ตามลำดับ

สำหรับการแสดงผลการตรวจสอบด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามานนั้น โดยทั่วไปจะแสดงกราฟระหว่างความเข้มของสัญญาณรามาน (Raman intensity) และค่าความแตกต่างของความถี่ระหว่างโฟตอนที่ตกกระทบและโฟตอนที่กระเจิงออกมา ซึ่งเรียกว่า รามานชิฟต์ (Raman shift) มีหน่วยเป็นเลขคลื่น (wave number:  $\text{cm}^{-1}$ ) รามานชิฟต์ (Raman shift) จะให้ข้อมูลความถี่ของโฟนอนในโครงผลึกซึ่งเป็นค่าเฉพาะเจาะจงขึ้นอยู่กับชนิดของอะตอม มวลของอะตอม รูปร่างของโมเลกุล ชนิดของพันธะ และความแข็งแรงของพันธะ เป็นต้น ดังนั้นจึงสามารถใช้เทคนิคการกระเจิงแบบรามานในการตรวจสอบการก่อเกิดพันธะในโครงผลึก นอกจากนี้ยังสามารถใช้ในการตรวจสอบความสมบูรณ์ของโครงผลึกได้อีกด้วย

รามานชิฟต์สามารถคำนวณได้โดยพิจารณาจากสมการต่อไปนี้

$$\Delta E = E_i - E_s$$

$$\Delta E = h(f_i - f_s)$$

$$\Delta E = hc\left(\frac{1}{\lambda_i} - \frac{1}{\lambda_s}\right)$$

เมื่อ  $E_i$  และ  $E_s$  คือ พลังงานโฟตอนที่ตกกระทบและที่กระเจิงออกมา ตามลำดับ

$f_i$  และ  $f_s$  คือ ความถี่ของโฟตอนที่ตกกระทบและที่กระเจิงออกมา ตามลำดับ

$\lambda_i$  และ  $\lambda_s$  คือ ความยาวคลื่นของโฟตอนที่ตกกระทบและที่กระเจิงออกมา ตามลำดับ

$c$  คือ ความเร็วแสง มีค่าเท่ากับ  $2.9979925 \times 10^8 \text{ m/s}$

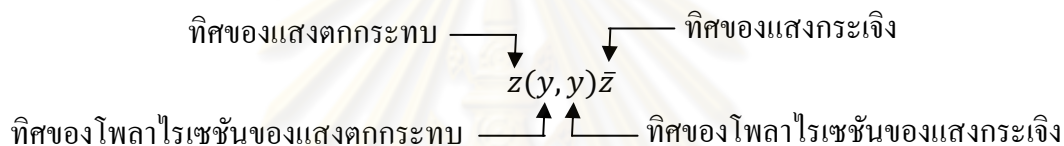
$h$  คือ ค่าคงที่ของพลังค์ (Planck's constant) มีค่าเท่ากับ  $6.62620 \times 10^{-34} \text{ J}\cdot\text{s}$

เนื่องจาก  $h$  และ  $c$  เป็นค่าคงที่ ดังนั้นรามานชิฟต์สามารถพิจารณาได้จาก  $\Delta \nu = \frac{1}{\lambda_i} - \frac{1}{\lambda_s}$



## 2.7 กฎการคัดเลือกสำหรับการกระเจิงแบบรามานของโครงสร้างผลึกแบบซิงค์เบลนด์

โดยทั่วไปรูปแบบการสั่นและความเข้มของสัญญาณรามานจะขึ้นอยู่กับระนาบของโครงสร้างผลึกที่ทำการตรวจสอบ และลักษณะการจัดวางอุปกรณ์ในการทดลอง ในการตรวจสอบโครงสร้างผลึกแบบซิงค์เบลนด์ จะให้เข้มสัญญาณรามานสูงสุด คือ รูปแบบการสั่น LO phonon โดยทำการตรวจสอบด้วยวิธีการกระเจิงรามานแบบย้อนกลับ และกรณีที่โครงสร้างผลึกมีความสมบูรณ์สูงจะไม่ปรากฏรูปแบบการสั่น TO phonon แสดงดังตารางที่ 2.1 การระบุทิศของแสงที่ตกกระทบ ทิศของแสงที่กระเจิงออกมา ทิศของโพลาไรเซชันของแสงที่ตกกระทบ และทิศของโพลาไรเซชันของแสงที่กระเจิงออกมา มีดังนี้



ตารางที่ 2.1 แสดงกฎการคัดเลือกสำหรับการกระเจิงแบบรามานของโครงสร้างผลึกแบบซิงค์เบลนด์ [23]

Scattering geometry	Selection rule	
	TO phonons	LO phonons
<b>Back scattering</b> $z(y, y)\bar{z}; z(x, x)\bar{z}$ $z(x, y)\bar{z}; z(y, x)\bar{z}$	0	0
	0	$ d_{LO} ^2$
<b>90° scattering</b> $z(x, z)x$ $z(x, z)x$ $z(x, y)x$	$ d_{TO} ^2$	0
	$ d_{TO} ^2/2$	$ d_{LO} ^2/2$
	$ d_{TO} ^2/2$	$ d_{LO} ^2/2$

ดังนั้นเทคนิคการกระเจิงรามานแบบย้อนกลับจึงได้ถูกนำมาใช้ในการตรวจสอบการก่อเกิดพันธะในฟิล์มบางที่มีโครงสร้างผลึกแบบซิงค์เบลนด์ที่ผิวระนาบ (001) และยังสามารถใช้วิเคราะห์ความสมบูรณ์ของผลึกและความเครียดแบบเฉพาะที่ (local strain) ในฟิล์มบางได้อีกด้วย

## 2.8 โหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ใน (In)GaAsN

เมื่อทำการเจืออะตอม N ซึ่งมีมวลน้อยกว่าอะตอม Ga และอะตอม As เข้าไปใน GaAs อะตอม N จะเข้าไปแทนที่อะตอม As ซึ่งเป็นธาตุในหมู่เดียวกัน และจะมีบางบริเวณที่อะตอมในโครงข่ายถูกล้อมรอบด้วยอะตอม Ga จำนวน 4 ตัว เมื่อโครงผลึกได้รับพลังงานจะมีการสั่น ซึ่งจะปรากฏโหมดการสั่นที่มีความถี่สูงกว่าโหมดการสั่นของ  $LO_{GaAs}$  ซึ่งเป็นโฮสต์ (host) เรียกว่า โหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ (Localized Vibrational Mode: LVM) โดยโหมดการสั่นนี้จะไม่มีการถ่ายทอดพลังงานในรูปคลื่นให้เดินทางไปในผลึก คือ อะตอม N จะมีการสั่นเพียงตัวเดียว ขณะที่อะตอม Ga ทั้ง 4 ตัวที่ล้อมรอบจะอยู่นิ่ง

กรณีที่ทำกรเจืออะตอม In เข้าไปใน GaAsN อะตอม In จะเข้าไปแทนที่อะตอม Ga ซึ่งเป็นธาตุในหมู่เดียวกันและจะมีบางบริเวณที่อะตอมในโครงข่ายถูกล้อมรอบด้วยอะตอม In จำนวน 4 ตัว เมื่อโครงผลึกได้รับพลังงานจะมีการสั่น และจะปรากฏโหมดการสั่นที่มีความถี่สูงกว่าโหมดการสั่นของ  $LO_{GaAs}$  ซึ่งเป็นโฮสต์ (host) เรียกว่า โหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ อย่างไรก็ตาม ความถี่ในการสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ In-N จะมีค่าน้อยกว่าความถี่ในการสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ Ga-N

## 2.9 ความถี่โฟนอนในโครงผลึกสาร (In,Ga)(As,N)

จากการศึกษารายงานการวิจัยพบว่าความถี่ของโฟนอนในโครงผลึกสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N) มีค่าดังตาราง 2.2 และตาราง 2.3

ตาราง 2.2 แสดงความถี่โฟนอนในโครงผลึกสารกึ่งตัวนำประเภทไบนารีอัลลอย (binary alloy) ในกลุ่มสาม-ห้า

สารกึ่งตัวนำ โหมดการสั้น	Transverse Optical mode (TO) ( $\text{cm}^{-1}$ )	Longitudinal Optical mode (LO) ( $\text{cm}^{-1}$ )
GaAs	268 [10]	292 [10]
GaN	555 [11]	740 [11]
InN	468 [12]	588 [12]
InAs	220 [13]	240 [13]

ตาราง 2.3 แสดงความถี่ของโฟนอนในโครงผลึกสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N)

สารกึ่งตัวนำ โหมดการสั้น	$\text{TO}_{\text{GaAs}}$ ( $\text{cm}^{-1}$ )	$\text{LO}_{\text{GaAs}}$ ( $\text{cm}^{-1}$ )	$\text{LVM}_{\text{GaN}}$ ( $\text{cm}^{-1}$ )	$\text{LVM}_{\text{InN}}$ ( $\text{cm}^{-1}$ )	$\text{TO}_{\text{InAs}}$ ( $\text{cm}^{-1}$ )	$\text{LO}_{\text{InAs}}$ ( $\text{cm}^{-1}$ )
InGaAs	262 [14]	285 [14]	-	-	235 [14]	
InAsN	-	-	-	443 [15]	-	-
GaAsN	268 [16]	291 [16]	470 [16]	-	-	-
InGaAsN	265 [8]	290 [8]	468 [6,17] 487 <sup>**</sup> [9]	457 <sup>*</sup> [9]	239 [18]	

\* พันธะ In-N ใน  $\text{InGa}_3\text{N}$

\*\* พันธะ Ga-N ใน  $\text{InGa}_3\text{N}$

## 2.10 เครื่องไมโครรามานสเปกโทรสโคปี

micro Raman spectroscopy ได้ถูกพัฒนาขึ้นเพื่อใช้ตรวจสอบชิ้นงานในระดับจุลภาค (microscopic samples) หรือทำการตรวจสอบบริเวณเล็กๆ ในระดับจุลภาค (microscopic areas) สำหรับเครื่อง micro Raman spectroscopy รุ่น WiRE2 ซึ่งใช้ในการวิจัยครั้งนี้ ลำเลเซอร์จากแหล่งกำเนิดมีขนาดประมาณ 2-4 ไมครอน และมีการติดตั้งกล้องจุลทรรศน์ จึงสามารถมองเห็นสภาพพื้นผิวของชิ้นงานและเลือกบริเวณที่ต้องการตรวจสอบได้

การกระเจิงแบบรามานเป็นการกระเจิงแบบไม่ยืดหยุ่น ในการทดลองนี้ได้ทำการตรวจสอบการกระเจิงรามานแบบสโตกส์ (Raman Stokes scattering) คือ เมื่อแสงหรือโฟตอนตกกระทบชิ้นงานซึ่งภายในมีการจัดเรียงตัวของอะตอมอย่างเป็นระเบียบหรือมีลักษณะเป็นโครงผลึก โฟตอนจะถ่ายทอดพลังงานแก่โครงผลึก ทำให้โครงผลึกเกิดการสั่นหรือมีโฟนอนเกิดขึ้น ดังนั้นแสงที่กระเจิงออกมาจึงมีพลังงานหรือความถี่ลดลง ซึ่งผลต่างระหว่างความถี่ของแสงที่ตกกระทบและแสงที่กระเจิงออกมา เรียกว่า รามานชิฟท์ (Raman shift) จะมีค่าเท่ากับความถี่ในการสั่นของโฟนอนนั่นเอง โดยทั่วไปกราฟรามานจะแสดงความสัมพันธ์ระหว่างรามานชิฟท์และความเข้มของสัญญาณรามาน

### องค์ประกอบของเครื่องไมโครรามานสเปกโทรสโคปี

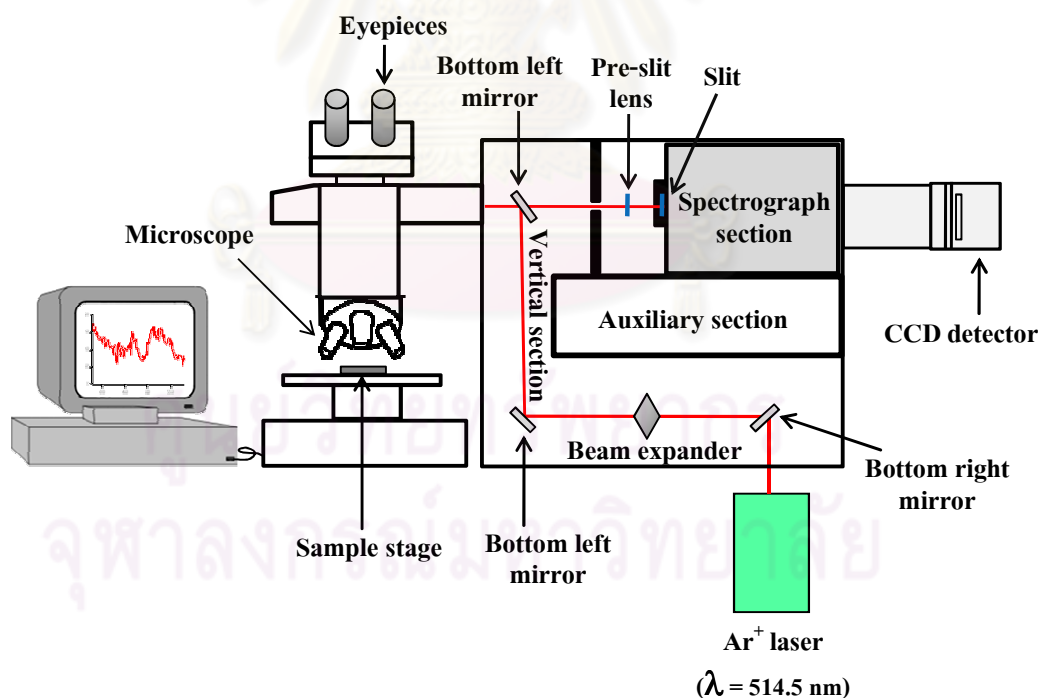
ส่วนประกอบที่สำคัญของเครื่องไมโครรามานสเปกโทรสโคปี มีดังนี้ (ดังรูป 2.12)

1. เลเซอร์ (laser) ทำหน้าที่เป็นแหล่งกำเนิดโฟตอนที่ตกกระทบชิ้นงาน ซึ่งเป็นเลเซอร์ชนิดอาร์กอนไอออน ( $Ar^+$ ) มีความยาวคลื่น 514.5 นาโนเมตร หรือ มีพลังงานประมาณ 2.41 อิเล็กตรอนโวลต์
2. เลนส์ (lens) ทำหน้าที่รวมลำเลเซอร์ก่อนตกกระทบชิ้นงานให้มีความเข้มมากขึ้น
3. กระจก (mirror) ทำหน้าที่สะท้อนลำเลเซอร์เข้าสู่ชิ้นงาน
4. ฐานวางชิ้นงาน (sample stage)
5. เลนส์ตาและกล้องจุลทรรศน์ (eyepieces and microscope) ใช้ในการปรับภาพให้เห็นตำแหน่งชัดเจนจึงสามารถเลือกบริเวณที่ต้องการตรวจสอบได้

6. สเปกโตรกราฟ (spectrograph) ภายในประกอบด้วยตัวตัดแถบความถี่ (Notch filters) ทำหน้าที่คัดแยกเฉพาะแสงที่มีความยาวคลื่นมากกว่าแสงจากแหล่งกำเนิดให้เข้าสู่ CCD detector ต่อไป ซึ่งจะมีเพียงแสงที่มีความยาวคลื่นสอดคล้องกับการกระเจิงรามานแบบสโตกส์เท่านั้น (Raman Stokes scattering) ที่สามารถผ่านเข้าไปยัง CCD detector

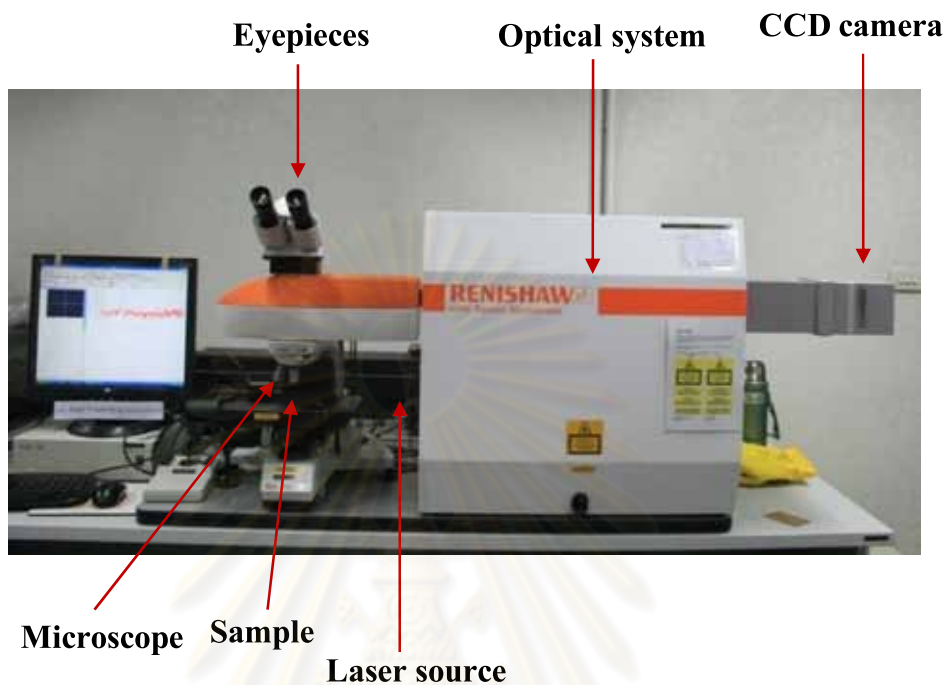
7. CCD detector (Charged-Coupled Device Detector) ทำหน้าที่จับแสง และเปลี่ยนพลังงานของแสงเป็นสัญญาณทางไฟฟ้า ซึ่งสัญญาณทางไฟฟ้าจะแปรตามความเข้มของแสง (light intensity)

ในงานวิจัยนี้ได้ใช้เครื่องมือโครรามานสเปกโทรสโคปี ณ ศูนย์อัญมณีแห่งชาติ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย แสดงดังรูปที่ 2.13



รูปที่ 2.12 ภาพจำลององค์ประกอบของเครื่องมือโครรามานสเปกโทรสโคปี





รูปที่ 2.13 เครื่องไมโครรามานสเปกโทรสโกปี ณ ศูนย์อณูโมเลกุลแห่งชาติ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

### บทที่ 3

#### วิธีการทดลองและการวิเคราะห์ผลการทดลอง

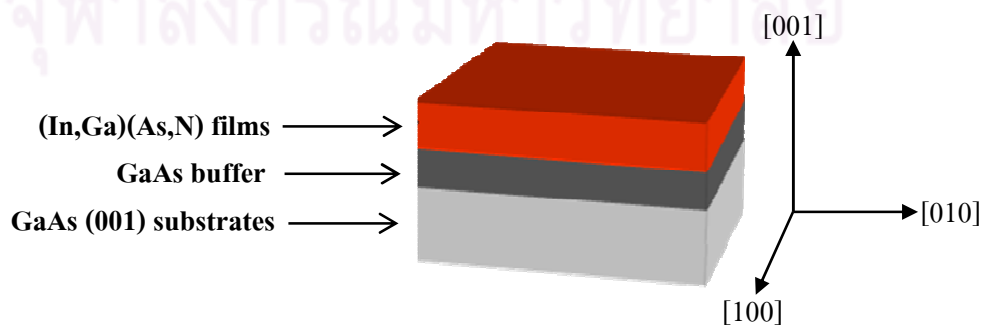
##### 3.1 ลักษณะและเงื่อนไขการปลูกของฟิล์ม (In,Ga)(As,N)

งานวิจัยนี้จะศึกษาฟิล์มบางสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N) ซึ่งเป็นชิ้นงานที่มีอยู่แล้ว โดยได้รับความอนุเคราะห์จาก ศาสตราจารย์ ดร. เคนทาโร โอนาเบะ ภาควิชาวัสดุขั้นสูง มหาวิทยาลัยโตเกียว นครโตเกียว ประเทศญี่ปุ่น ชิ้นงานที่ใช้ในการทดลองแบ่งออกเป็นสองชุด ดังนี้

1. ชุดที่ 1 (ชุด A) คือ ฟิล์ม GaAsN และ InGaAs(N) ที่มีปริมาณ N ที่ต่างกัน เพื่อศึกษาผล การเพิ่มปริมาณ N เข้าไปใน GaAsN และ InGaAsN เงื่อนไขการปลูกแสดงในตารางที่ 3.1 และ 3.2 ตามลำดับ

2. ชุดที่ 2 (ชุด B) คือ ฟิล์ม InGaAs และ (In)GaAsN ที่มีปริมาณ In ที่ต่างกัน เพื่อศึกษาผล การเพิ่มปริมาณ In เข้าไปใน InGaAs และ InGaAsN เงื่อนไขการปลูกแสดงในตารางที่ 3.3 และ 3.4 ตามลำดับ

ชิ้นงานที่ใช้ในการวิจัยครั้งนี้เป็นฟิล์มสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N) ที่ถูกปลูกผลึกลงบน ชั้นบัฟเฟอร์ GaAs บนชั้นวัสดุฐานรอง GaAs ผิวระนาบ (001) ดังแสดงในรูปที่ 3.1 ฟิล์มทั้งหมด ถูกเตรียมด้วยวิธีเมทอลออแกนิกเวเปอร์เฟสอีพิแทกซี (Metalorganic Vapor Phase Epitaxy หรือ MOVPE) โดยมีไตรเมททิลแกลเลียม ไตรเมททิลอินเดียม เซอเทียรีบิวทิลอาร์ซีน และไดเมททิลไฮดราซีน เป็นสารตั้งต้นของธาตุ Ga In As และ N ตามลำดับ



รูปที่ 3.1 ภาพจำลองโครงสร้างของชั้นฟิล์มบางสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N)

ตารางที่ 3.1 แสดงเงื่อนไขการปลูกของฟิล์มบาง GaAsN ที่มีปริมาณไนโตรเจนเริ่มต้นต่างกัน และมีอุณหภูมิขณะปลูกเป็น 550 500 และ 475 องศาเซลเซียส ตามลำดับ

Samples	Tg (°C)	DMHy flow (μmol/min)
GaAsN_A1	550	500
GaAsN_A2	550	1,000
GaAsN_A3	550	1,500
GaAsN_A4	550	2,000
GaAsN_A5	550	3,000
GaAsN_A6	550	4,000
GaAsN_A7	500	2,000
GaAsN_A8	500	3,000
GaAsN_A9	500	4,000
GaAsN_A10	500	5,000
GaAsN_A11	475	5,000

ตารางที่ 3.2 แสดงเงื่อนไขการปลูกของฟิล์มบางสารกึ่งตัวนำ InGaAs(N) ที่มีอุณหภูมิขณะปลูก (growth temperature) 550 องศาเซลเซียส และมีปริมาณไนโตรเจนเริ่มต้นต่างกัน

Samples	TMI/III	V/III	Tg (°C)	DMHy (μmol/min)
InGaAs_A	0.1	15	550	-
InGaAsN_A1	0.1	15	550	200
InGaAsN_A2	0.1	15	550	500
InGaAsN_A3	0.1	15	550	800
InGaAsN_A4	0.1	15	550	1,000
InGaAsN_A5	0.1	15	500	1,000

ตารางที่ 3.3 แสดงเงื่อนไขการปลูกของฟิล์มบางสารกึ่งตัวนำ InGaAs ที่มีอุณหภูมิขณะปลูก (growth temperature) 500 องศาเซลเซียส และมีปริมาณอินเดียมเริ่มต้นต่างกัน

Samples	Tg (°C)	TMI/III
InGaAs_B1	500	0.16
InGaAs_B2	500	0.24
InGaAs_B3	500	0.32
InGaAs_B4	500	0.375

ตารางที่ 3.4 แสดงเงื่อนไขการปลูกของฟิล์มบางสารกึ่งตัวนำ (In)GaAsN ที่มีอุณหภูมิขณะปลูก 500 และ 550 องศาเซลเซียส และมีปริมาณอินเดียมเริ่มต้นต่างกัน

Samples	DMHy ( $\mu\text{mol}/\text{min}$ )	Tg (°C)	TMI/III
GaAsN_A6	4,000	550	-
InGaAsN_B1	4,000	550	0.16
InGaAsN_B2	4,000	550	0.24
InGaAsN_B3	4,000	550	0.32
InGaAsN_B4	4,000	550	0.375
GaAsN_A10	5,000	500	-
InGaAsN_B5	5,000	500	0.16
InGaAsN_B6	5,000	500	0.24
InGaAsN_B7	5,000	500	0.32
InGaAsN_B8	5,000	500	0.375

ชื่อ สูตรเคมี และอุณหภูมิการแตกตัวร้อยละ 50 ของสารตั้งต้นของธาตุที่เป็นองค์ประกอบในสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N) แสดงในตารางที่ 3.5

ตารางที่ 3.5 ชื่อ สูตรเคมี และอุณหภูมิการแตกตัวร้อยละ 50 ของสารตั้งต้นของธาตุที่เป็นองค์ประกอบในฟิล์มบาง (In,Ga)(As,N)

ชื่อสารตั้งต้น	สูตร	ชนิดของธาตุ	อุณหภูมิการแตกตัวร้อยละ 50 (°C)
Trimethylgallium (TMGa)	$\text{Ga}(\text{CH}_3)_3$	Ga	450
Trimethylindium (TMIn)	$\text{In}(\text{CH}_3)_3$	In	400
Dimethylhydrazine (DMHy)	$\text{C}_2\text{H}_8\text{N}_2$	N	450
Tertiarybutylarsine (TBAs)	$\text{C}_4\text{H}_9\text{As}$	As	450

### 3.2 วิธีการทดลอง

ในงานวิจัยนี้ เราจะแบ่งการทดลองออกเป็น 2 ตอน ดังนี้

ตอนที่ 1 จะตรวจสอบความเครียดเฉลี่ยภายในฟิล์มด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง โดยคาดหวังว่าจะทราบถึงผลของการเพิ่มปริมาณ N และ In ต่อความเครียดภายในชั้นฟิล์ม

ตอนที่ 2 จะตรวจสอบความเครียดรอบอะตอม N หรือความเครียดแบบเฉพาะที่ด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามาน โดยคาดหวังว่าจะสามารถตรวจพบลักษณะการก่อเกิดพันธะภายในฟิล์ม InGaAsN ได้

จากการทดลองทั้ง 2 ตอน จะทำให้เราสามารถจำแนกอิทธิพลของการเติม N และ In ในฟิล์ม InGaAsN ทั้งในระดับมหภาค (macroscopic) และระดับจุลภาค (microscopic)

#### 3.2.1 วิธีการทดลองด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง

การตรวจสอบชิ้นงานด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง แบ่งเป็น 2 ขั้นตอน คือ การสแกนแบบ 2θ-ω ที่ระนาบ (004) และการสแกนแบบ mapping ที่ระนาบ (115) โดยก่อนการสแกนต้องทำการปรับระนาบชิ้นงานให้การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์อยู่ภายใต้เงื่อนไขของแบรกก์มากที่สุดเพื่อจะได้ความเข้มของรังสีเอกซ์ในปริมาณสูง



## การปรับระนาบชิ้นงาน

ขั้นตอนการปรับระนาบชิ้นงาน มีดังต่อไปนี้

1. วางชิ้นงานบนฐานรองชิ้นงานในเครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ จากนั้นปรับให้แหล่งกำเนิดรังสีเอกซ์ (X-ray source) และตัวตรวจจับรังสีเอกซ์ (X-ray detector) ให้อยู่ในแนวเดียวกันและขนานกับชิ้นงาน ดังรูปที่ 3.2 (ก)

2. ลดความเข้มรังสีเอกซ์จากแหล่งกำเนิดให้อยู่ในระดับต่ำสุด เพื่อป้องกันตัวตรวจจับรังสีเอกซ์เสื่อมสภาพ เนื่องจากรังสีเอกซ์ที่ออกจากแหล่งกำเนิดจะเข้าสู่ตัวตรวจจับรังสีเอกซ์ โดยไม่ผ่านชิ้นงานหรือวัสดุใดๆ จึงทำให้มีความเข้มสูง

3. ทำการสแกนตามแนวแกน z (z-scan) เพื่อหาตำแหน่งที่ลำรังสีเอกซ์ผ่านกลางชิ้นงานในแนวเดียวกับแหล่งกำเนิดรังสีเอกซ์และตัวตรวจจับรังสีเอกซ์ดังรูปที่ 3.2 (ข) ซึ่งกราฟที่ได้จากการสแกนแสดงดังรูปที่ 3.3

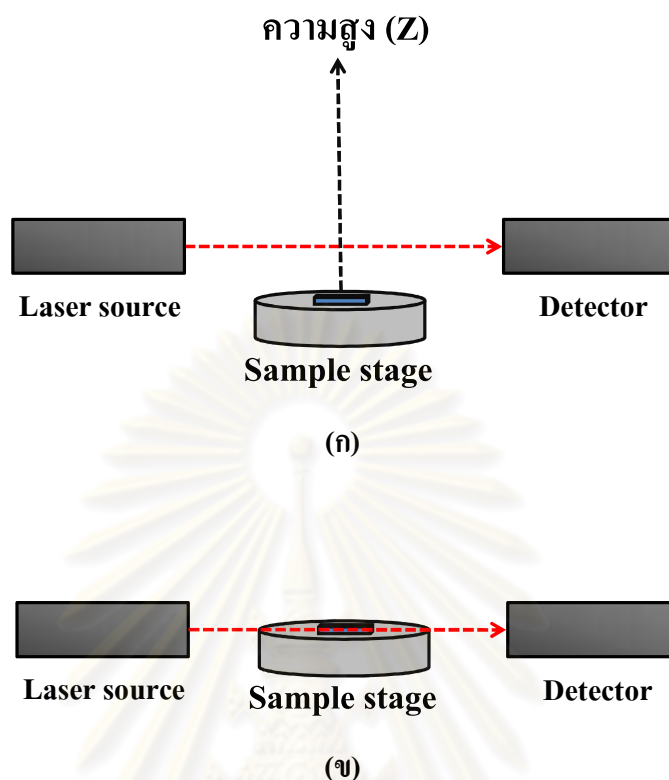
4. ทำ rocking curve หรือ  $\omega$ -scan เนื่องจากผิวหน้าฟิล์มอาจเอียงเมื่อเทียบกับฐานรอง เนื่องจากต้องมีการติดกาวสองหน้าเพื่อยึดชิ้นงานให้ติดกับฐานรอง หรืออาจมีเศษฝุ่น จึงทำให้ชิ้นงานเอียง

การสแกนแบบ  $\omega$  ทำได้โดยกำหนดให้แหล่งกำเนิดรังสีเอกซ์และตรวจจับรังสีเอกซ์อยู่ในตำแหน่งคงที่และปรับค่ามุม  $2\theta$  ให้ตรงตามเงื่อนไขของแบรกก์ จากนั้นปรับระนาบชิ้นงานในแนวแกน  $\omega$  ดังรูปที่ 3.4 โดยค่ามุม  $\omega$  ที่เปลี่ยนแปลงไปจะแสดงถึงค่ามุมของผิวหน้าชิ้นงานที่เอียงเมื่อเทียบกับฐานรองชิ้นงาน

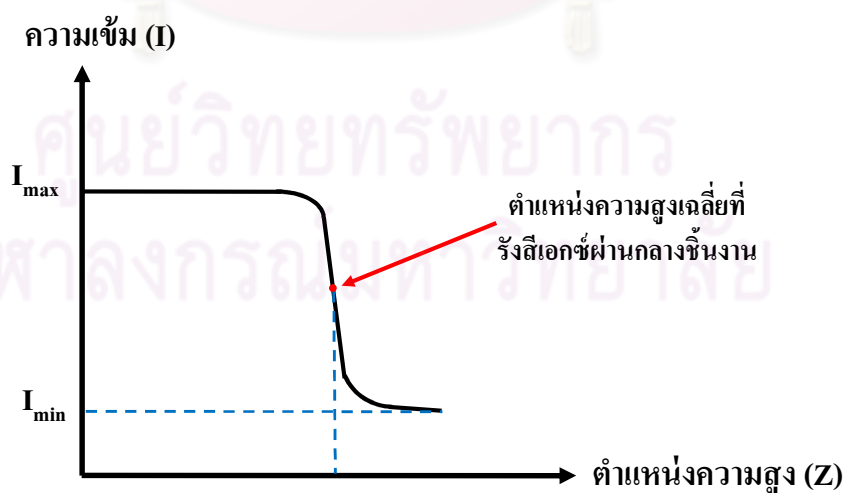
5. ทำการสแกนตามแนวแกน z (z-scan) และ  $\omega$ -scan อีก 1 รอบ เพื่อให้ได้ตำแหน่งที่ลำรังสีเอกซ์ผ่านกลางชิ้นงานจริงๆ

6. ทำการสแกนรอบแกน z หรือหมุนตามมุม  $\varphi$  ดังรูปที่ 3.4 ซึ่งเรียกว่า Phi scan โดยสามารถหมุนตามมุม ดังนี้  $0^\circ < \varphi < 360^\circ$

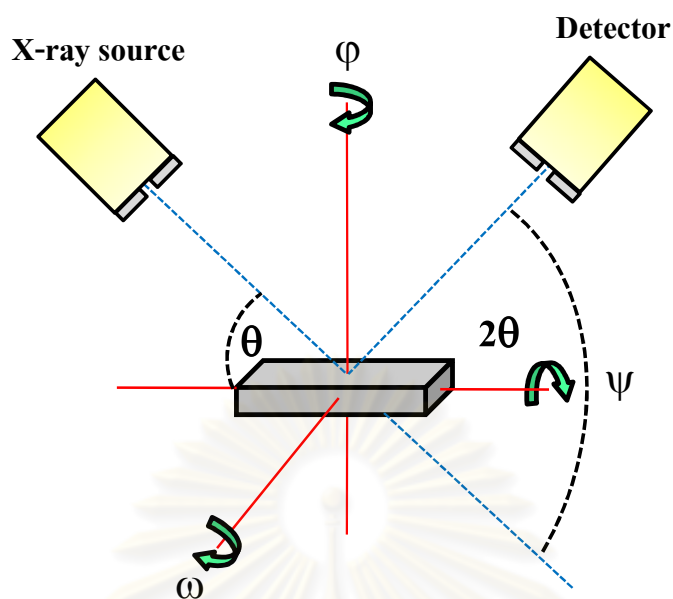
7. ทำการสแกนรอบระนาบ xy หรือหมุนตามมุม  $\psi$  ดังรูปที่ 3.4 ซึ่งเรียกว่า Chi scan โดยสามารถหมุนตามมุม ดังนี้  $0^\circ < \psi < 90^\circ$



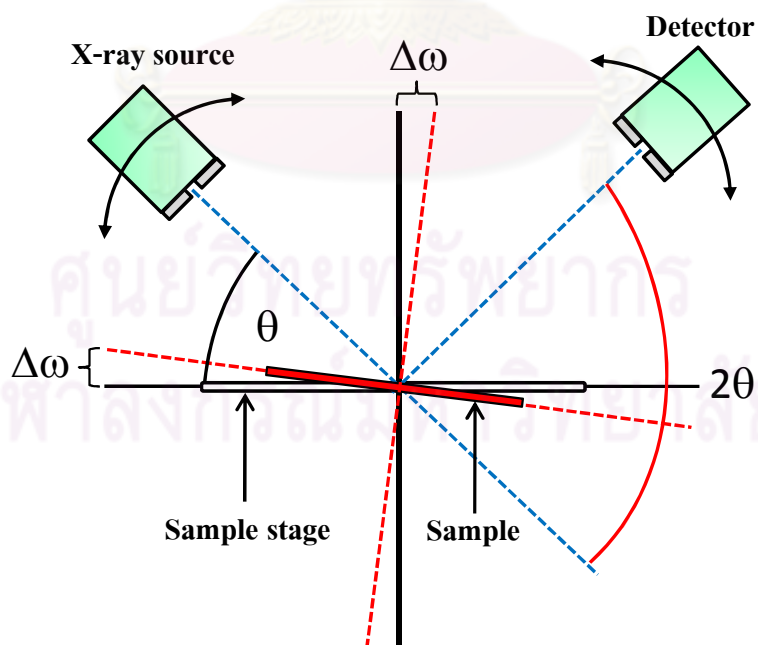
รูปที่ 3.2 (ก) การปรับชิ้นงานในแนวแกน  $Z$  โดยปรับให้แหล่งกำเนิดรังสีเอกซ์และตัวตรวจจับรังสีเอกซ์อยู่ในเส้นตรงเดียวกัน (ข) ลำรังสีเอกซ์ผ่านกลางชิ้นงาน



รูปที่ 3.3 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มของรังสีเอกซ์กับตำแหน่งของชิ้นงานในแนวแกน  $z$  ที่ได้จากการสแกนในแนวแกน  $z$  (z-scan)



รูปที่ 3.4 ภาพจำลองฐานวางชิ้นงานที่สามารถหมุนได้ 3 ทิศทาง คือหมุนตามมุม  $\omega$   $\phi$  และ  $\psi$  โดยการหมุนชิ้นงานรอบแกน  $\omega$  จะเรียกว่า Rocking curve หรือ  $\omega$ -scan การหมุนชิ้นงานรอบแกน  $\phi$  เรียกว่า Phi scan และ การหมุนชิ้นงานรอบ  $\psi$  เรียกว่า Chi scan



รูปที่ 3.5 การสแกนแบบ  $2\theta$ - $\omega$  ซึ่งจะทำการสแกนหรือทำการกวาดมุม  $\theta$  โดยกำหนดให้ชิ้นงานอยู่นิ่งและบันทึกข้อมูลสำหรับค่ามุมสแกน  $2\theta$

### การสแกนแบบ 2 $\theta$ - $\omega$

การตรวจสอบชิ้นงานด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง โดยวิธีการสแกนแบบ 2 $\theta$  -  $\omega$  แสดงดังรูปที่ 3.5 โดยในงานวิจัยนี้ได้ตรวจสอบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์จากระนาบ (004) เนื่องจากมีค่าแฟกเตอร์โครงสร้างสูงสุด โดยกำหนดให้ชิ้นงานอยู่ในตำแหน่งคงที่และทำการเปลี่ยนแปลงค่ามุมตกกระทบ (incident angle)  $\theta$  ของลำรังสีเอกซ์จากแหล่งกำเนิด โดยลำรังสีเอกซ์ที่กระเจิงเข้าสู่ตัวตรวจจับจะมีค่ามุมกระเจิง (scatter angle) เป็น  $2\theta$  ซึ่งเป็นมุมระหว่างแนวของเครื่องตรวจจับและลำรังสีเอกซ์จากแหล่งกำเนิด แสดงดังรูปที่ 3.5

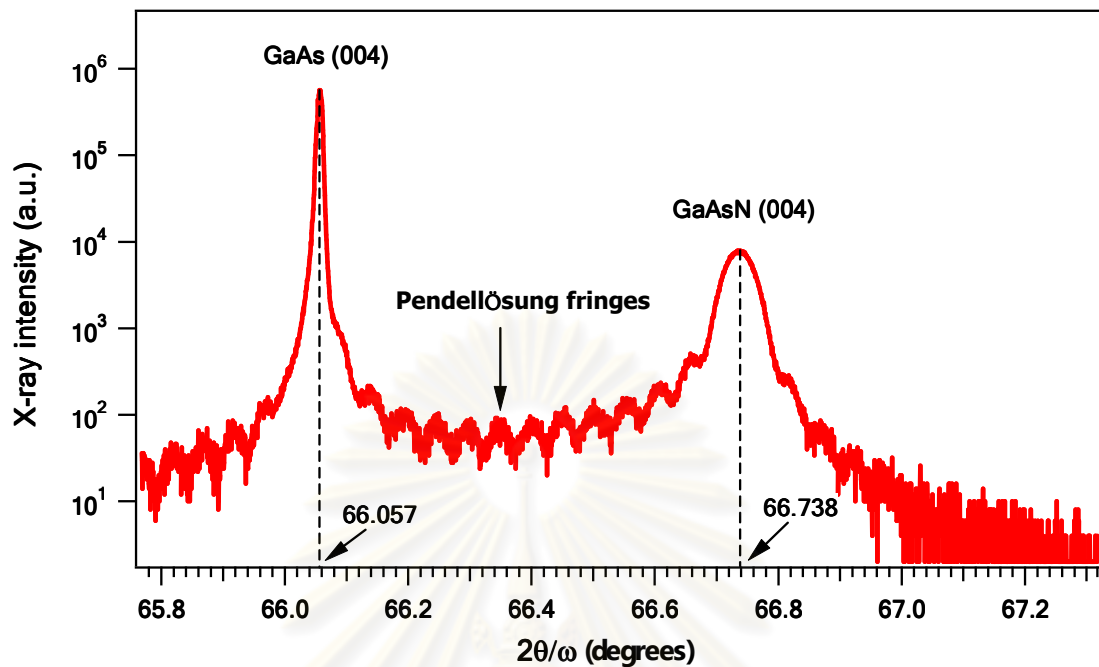
การตรวจสอบชิ้นงานด้วยการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์โดยวิธีการสแกนแบบ 2 $\theta$  -  $\omega$  จะให้ข้อมูลดังต่อไปนี้

1. ค่ามุมเลี้ยวเบนที่ตรงตามเงื่อนไขของแบรกก์ของระนาบ (hkl) ที่ต้องการตรวจสอบ ซึ่งนำไปใช้ในการคำนวณหาระยะห่างระหว่างระนาบ ( $d_{hkl}$ ) ภายในฟิล์มบาง
2. ให้ข้อมูลในการคำนวณหาค่าคงที่โครงสร้างผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มบางและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ )
3. ให้ข้อมูลในการวิเคราะห์คุณภาพของโครงสร้างผลึก (crystal quality)

ขั้นตอนการคำนวณหาค่าคงที่โครงสร้างผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มบางและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) มีดังนี้

1. หาค่ามุมเลี้ยวเบนของระนาบ (004) ซึ่งจะใช้โปรแกรมสำเร็จรูปในการคำนวณ และผลการตรวจสอบจะได้กราฟ HRXRD ที่แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มของรังสีเอกซ์และ  $2\theta$  อย่างไรก็ตามค่ามุมเลี้ยวเบนที่ได้ อาจมีความคลาดเคลื่อนไปจากค่ามุมที่ตรงตามเงื่อนไขของแบรกก์ เนื่องจากระนาบภายในชิ้นงานอาจมีความเอียง หรือเครื่องมือที่ใช้ในการทดลองมีความคลาดเคลื่อนจึงต้องทำการบวกหรือลบค่ามุมที่คลาดเคลื่อนไป

รูปที่ 3.6 แสดงกราฟ HRXRD จากระนาบ (004) ที่ได้จากการตรวจสอบฟิล์มบาง GaAsN ที่ปลูกผลึกลงบนวัสดุฐานรอง GaAs ผิวระนาบ (001) ที่มีปริมาณ N ร้อยละ 2.32 จากรูปจะพบมุม  $2\theta$  เลี้ยวเบนจากระนาบ (004) ของวัสดุฐานรอง GaAs เท่ากับ 66.039 องศา ซึ่งคลาดเคลื่อนไปจากค่ามุมเลี้ยวเบนตามเงื่อนไขของแบรกก์ คือ 66.057 องศา อยู่ 0.018 องศา



รูปที่ 3.6 รูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงที่ตรวจสอบด้วยวิธีสแกนแบบ  $2\theta - \omega$  จากระนาบ (004) ในฟิล์มบาง GaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) และมีปริมาณ N เท่ากับ 2.32 %

จึงต้องทำการบวกค่ามุมที่คลาดเคลื่อนนี้ เพื่อปรับค่ามุมเลี้ยวเบนจากระนาบ (004) ของฟิล์มบางให้ตรงตามเงื่อนไขของแบรกก์ คือ  $66.720 + 0.018 = 66.738$  องศา

2. หาค่าระยะห่างระหว่างระนาบในโครงผลึก ( $d_{hkl}$ ) โดยแทนค่ามุม  $2\theta$  ในสมการของแบรกก์ เมื่อ  $n = 1$  และ  $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$

$$2d_{hkl} \sin \theta = n\lambda$$

หรือ

$$d_{hkl} = \frac{\lambda}{2 \sin\left(\frac{2\theta}{2}\right)}$$



$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{h^2 + k^2}{a_{//}^2} + \frac{l^2}{a_{\perp}^2} \quad (3.1)$$

เมื่อ  $d_{hkl}$  คือ ระยะห่างระหว่างระนาบในโครงผลึกที่มีดัชนี (index) ระบุระนาบ (hkl)

$a_{\perp}$  คือ ค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มบางและวัสดุฐานรอง

$a_{//}$  คือ ค่าคงที่โครงผลึกในแนวขนานกับผิวรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มบางและวัสดุฐานรอง

3. หาค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มบางและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) ได้จากความสัมพันธ์ระหว่างค่าคงที่โครงผลึก และระยะห่างระหว่างระนาบในโครงสร้างผลึก  $d_{hkl}$  ดังสมการ (3.1)

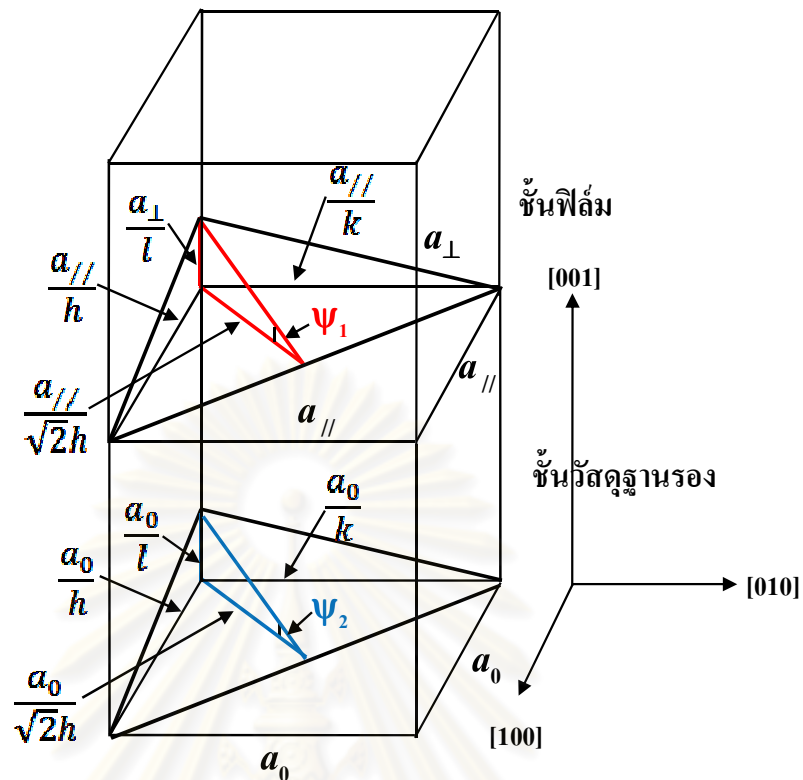
จากสมการ 3.1 เมื่อรังสีเอกซ์เดี่ยวเบนจากระนาบ (004) คือ  $h = 0$ ,  $k = 0$  และ  $l = 4$  จะได้ความสัมพันธ์ระหว่าง  $a_{\perp}$  กับ  $d_{004}$  ดังสมการ (3.2)

$$a_{\perp} = 4d_{004} \quad (3.2)$$

### การสแกนแบบ mapping

ในงานวิจัยนี้ได้ทำการสแกนแบบ mapping ที่ระนาบ (115) เนื่องจากเป็นระนาบที่ทำให้ความเข้มรังสีเอกซ์สูงสุด ระนาบ (115) อาจพิจารณาได้จากรูปที่ 3.7 ซึ่งแสดงระนาบเอียงภายในชั้นฟิล์มบางและชั้นวัสดุฐานรอง

การเดี่ยวเบนรังสีเอกซ์จากระนาบ (115) จะให้ข้อมูลเกี่ยวกับค่าคงที่โครงผลึกในแนวขนานกับผิวรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{//}$ ) และให้ข้อมูลซึ่งสามารถนำไปใช้ใช้คำนวณหาค่าความเครียด (strain) ที่เกิดขึ้นในชั้นฟิล์มบางและค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โครงผลึกของฟิล์มและวัสดุฐานรอง (lattice mismatch) ได้อีกด้วย



รูปที่ 3.7 แสดงระนาบเอียงภายในชั้นฟิล์มบางที่มีโครงสร้างแบบลูกบาศก์ (cubic structure) ที่ถูกปลูกผลึกลงบนวัสดุฐานรองที่มีโครงสร้างแบบลูกบาศก์ โดยมีแกน  $h$   $k$  และ  $l$  เป็นส่วนกลับของแกน  $x$   $y$  และ  $z$  ตามลำดับ

จากรูปที่ 3.7 จะเห็นได้ว่าค่ามุมเอียงระหว่างระนาบ  $(h k l)$  และระนาบ  $(001)$  ในชั้นฟิล์มบางมีค่าเป็น  $\psi_1$  และในชั้นวัสดุฐานรองมีค่าเป็น  $\psi_2$  โดยค่ามุมเอียงของระนาบ  $(115)$  ในชั้นฟิล์ม ( $\psi_1$ ) จะขึ้นกับค่า  $a_{\perp}$  และ  $a_{\parallel}$  ดังสมการที่ 3.3 สำหรับค่ามุมเอียงของระนาบ  $(115)$  ในชั้นวัสดุฐานรอง ( $\psi_2$ ) คำนวณได้โดยแทนค่า  $a_{\perp}$  และ  $a_{\parallel}$  ในสมการที่ 3.3 ด้วย  $a_0$  จะได้ว่า  $\psi_2 = \tan^{-1} \frac{\sqrt{2}}{5}$  และเมื่อหาผลต่างระหว่างค่ามุมเอียงของระนาบ  $(115)$  ของวัสดุฐานรองและชั้นฟิล์มบาง จะได้ดังสมการที่ 3.4

$$\psi_1 = \tan^{-1} \left( \sqrt{2} \cdot a_{\perp} / 5 \cdot a_{\parallel} \right) \quad (3.3)$$

$$\Delta\psi = \tan^{-1} \left( \sqrt{2} / 5 \right) - \tan^{-1} \left( \sqrt{2} \cdot a_{\perp} / 5 \cdot a_{\parallel} \right) \quad (3.4)$$

$$\psi = \tan^{-1} \left( \sqrt{2} \frac{h}{l} \right) \quad (3.5)$$

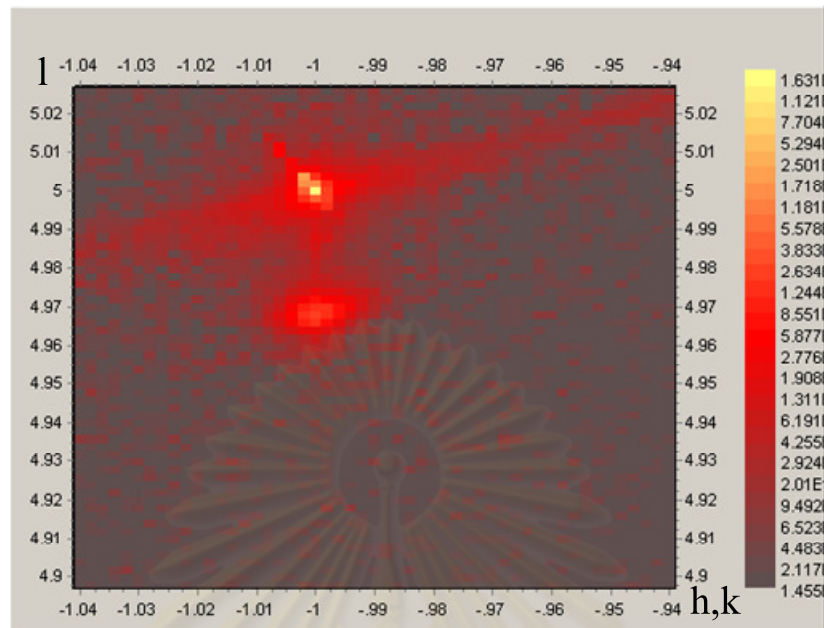
กรณีที่ชั้นฟิล์มบางอยู่ภายใต้เงื่อนไข  $a_{\perp} = a_{//}$  ซึ่งระนาบ (115) ของชั้นฟิล์มบางและชั้นวัสดุฐานรองจะขนานกัน คือ  $\psi_1$  เท่ากับ  $\psi_2$  ทำให้ผลต่างของ  $|\psi_1 - \psi_2| = \Delta\psi = 0$  จะได้ว่าฟิล์มบางที่ถูกปลูกลงบนวัสดุฐานรองมีความผ่อนคลายสมบูรณ์ (fully relax)

อย่างไรก็ตามการปลูกผลึกสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N) ลงบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ทำการปลูกฟิล์มบางด้วยวิธีอีพิแทกซี (epitaxial growth) หมายถึง การปลูกฟิล์มบางที่เป็นผลึกเดี่ยว (single crystal) บนวัสดุฐานรอง (substrate) ซึ่งเป็นผลึกเดี่ยวเช่นเดียวกัน โดยปลูกผลึกให้เป็นชั้นๆ และให้อะตอมแต่ละตัวแต่ละชั้นวางต่อเนื่องกันอย่างเป็นระเบียบตั้งแต่บริเวณรอยต่อที่ผิววัสดุฐานรอง (substrate) ขึ้นไปทุกชั้นอะตอม โดยชั้นฟิล์มบางสารกึ่งตัวนำ (In,Ga)(As,N) และวัสดุฐานรอง GaAs เป็นวัสดุต่างชนิดกัน หรือเรียกว่า เฮเทอโรอีพิแทกซี (Heteroepitaxy) ทำให้ชั้นฟิล์มบางถูกปลูกให้มีโครงสร้างผลึกเดี่ยวภายใต้อิทธิพลของวัสดุฐานรองซึ่งอาจก่อให้เกิดความเครียดได้

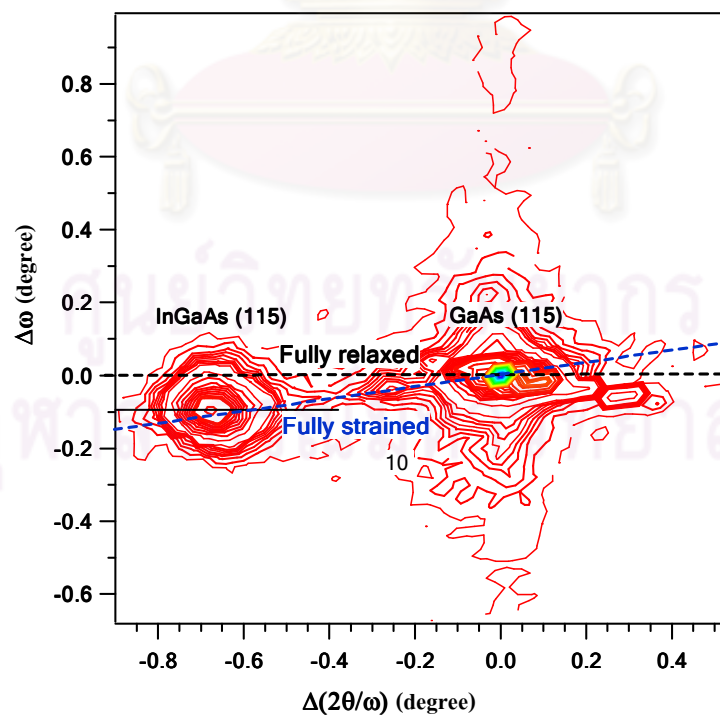
กรณีที่ชั้นฟิล์มอยู่ภายใต้เงื่อนไข  $a_{//} = a_{\text{substrate}}$  เมื่อแทนค่า  $a_{//} = a_{\text{substrate}}$  ลงในสมการที่ 3.4 ทำให้  $\Delta\psi \neq 0$  และมีค่าสูงสุด จะได้ว่า ฟิล์มบางที่ถูกปลูกลงบนวัสดุฐานรองมีความเครียดสมบูรณ์ (fully strain)

กรณีที่ชั้นฟิล์มอยู่ภายใต้เงื่อนไข  $a_{\perp} \neq a_{//}$  ทำให้  $\Delta\psi \neq 0$  ซึ่งจะอยู่ระหว่างศูนย์ (ผ่อนคลายสมบูรณ์) และ ค่าสูงสุด (ความเครียดสมบูรณ์) ซึ่งจะได้ว่า ฟิล์มบางที่ถูกปลูกลงบนวัสดุฐานรองจะมีความผ่อนคลายบางส่วน (partial relax) หรือ มีความเครียดบางส่วน (partial strain)

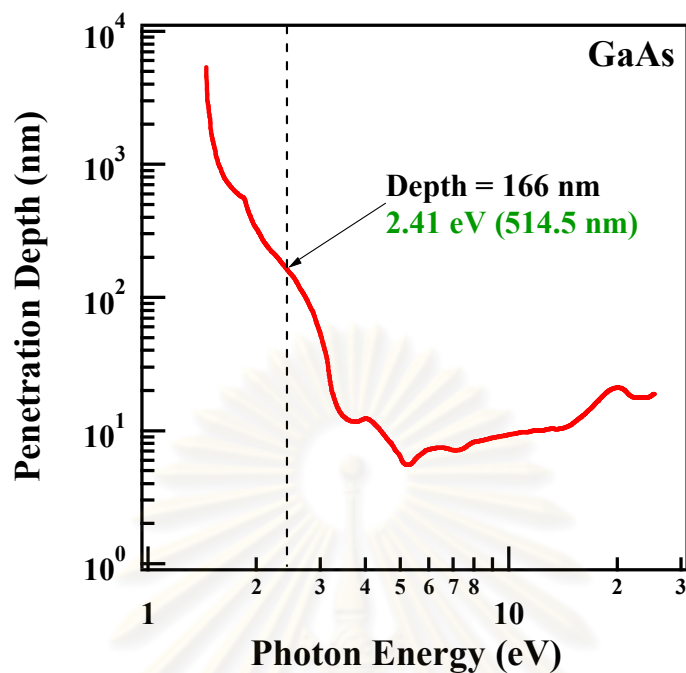
ในการสแกนแบบ mapping จะทำการตรวจสอบค่า  $h$   $k$  และ  $l$  ดังตัวอย่างในรูปที่ 3.8 เมื่อนำค่า  $h$   $k$  และ  $l$  แทนในสมการที่ 3.5 ก็จะทราบค่ามุมเอียงของทั้งชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง เมื่อพล็อตกราฟระหว่างค่ามุมเอียงของชั้นฟิล์มเทียบกับชั้นวัสดุฐานรองในแนวแกน  $y$   $2\theta/\omega$  ในแนวแกน  $x$  และความเข้มรังสีเอกซ์ ในแนวแกน  $z$  จะได้กราฟดังตัวอย่างรูปที่ 3.9 และจากรูปที่ 3.9 ทำให้ทราบค่า  $\Delta\psi$  หรือ  $\Delta\omega$  จากนั้นแทนค่า  $\Delta\psi$  และค่าคงที่โครงสร้างผลึกในแนวตั้งฉาก ( $a_{\perp}$ ) ลงในสมการที่ 3.4 ก็จะสามารคว่าคำนวณค่าคงที่โครงสร้างผลึกในแนวขนานกับผิวรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มบางและวัสดุฐานรอง ( $a_{//}$ ) ได้



รูปที่ 3.8 รูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ด้วยวิธีสแกนแบบ Mapping จากระนาบ (115) ในฟิล์มบาง สารกึ่งตัวนำ InGaAs ที่ถูกปลูกผลึกลงบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีความเข้มข้นของ In เท่ากับ 5.3 % ซึ่งแสดงความสัมพันธ์ระหว่างระนาบ h k (แกนนอน) และ l (แกนตั้ง)



รูปที่ 3.9 แสดงการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง ด้วยวิธีสแกนแบบ Mapping จากระนาบ (115) ในฟิล์มบาง InGaAs ที่ปลูกผลึกลงบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีความเข้มข้นของ In เท่ากับ 5.3 %



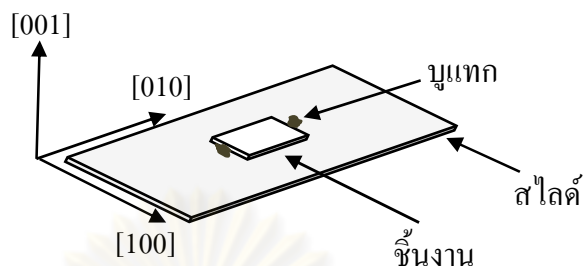
**รูปที่ 3.10** ความลึก (penetration depth) ที่ลำเลเซอร์สามารถผ่านเข้าไปในชั้นงานของแสงที่มีความยาวคลื่น 514.5 นาโนเมตร

### 3.2.2 วิธีการทดลองด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามาน

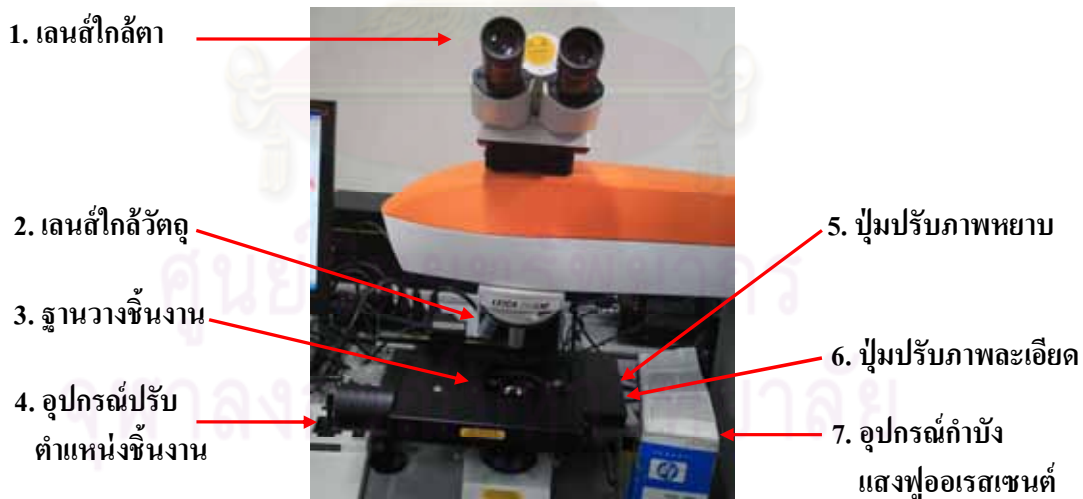
เครื่องมือโครรามานสเปกโทรสโคปีที่ใช้ในการทดลองนี้เป็นเครื่อง RENISHAW inVia Raman microscope รุ่น WiRE2 ซึ่งติดตั้งกล้องจุลทรรศน์ ยี่ห้อ LEICA รุ่น DMLM โดยทำการทดลองที่ศูนย์อัญมณีแห่งชาติ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

แหล่งกำเนิดแสงเลเซอร์ คือ อาร์กอนไอออน ( $\text{Ar}^+$  laser source) ที่มีความยาวคลื่น 514.5 นาโนเมตร หรือ มีพลังงาน 2.41 อิเล็กตรอนโวลต์ ลำเลเซอร์มีเส้นผ่านศูนย์กลางขนาด 2-4 ไมโครเมตร และมีความลึก (penetration depth) หรือสามารถผ่านเข้าไปในชั้นฟิล์มได้เป็นระยะ 166 นาโนเมตร จากพื้นผิว โดยประมาณค่าความลึกจากสัมประสิทธิ์การดูดกลืนของ GaAs แสดงดังรูปที่ 3.10

โดยทำการทดลองที่อุณหภูมิห้อง (room temperature) และทำการตรวจสอบในโหมด backscattering คือ  $z(x,y)\bar{z}$  หรือ  $z(y,x)\bar{z}$  โดยที่  $x$   $y$   $z$  และ  $\bar{z}$  สอดคล้องกับทิศทาง  $[100]$   $[010]$   $[001]$  และ  $[00\bar{1}]$  ตามลำดับ



รูปที่ 3.11 การวางชิ้นงานบนสไลด์ที่มีการติดบุแทกที่ด้านข้างหรือที่ขอบของชิ้นงาน

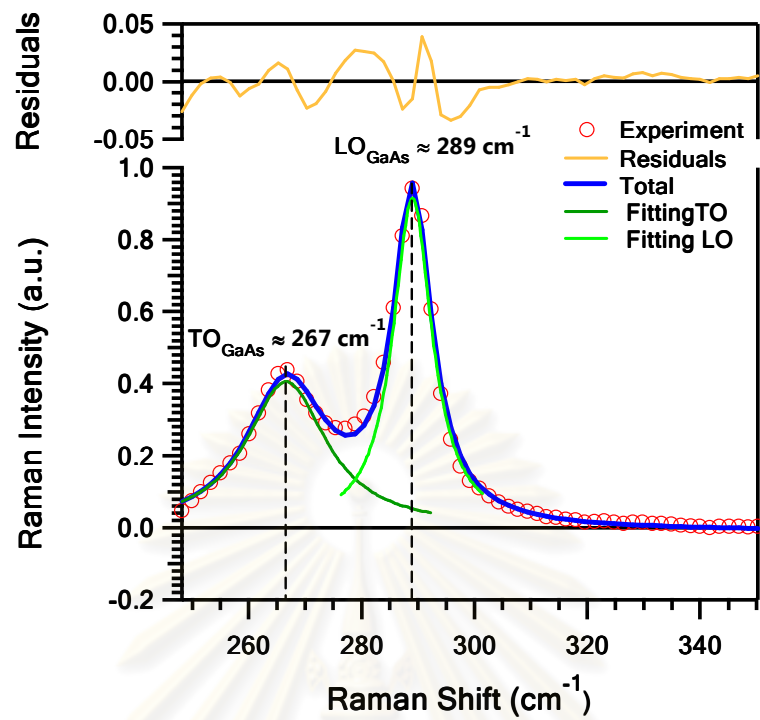


รูปที่ 3.12 องค์ประกอบของกล้องจุลทรรศน์ ยี่ห้อ LEICA รุ่น DMLM

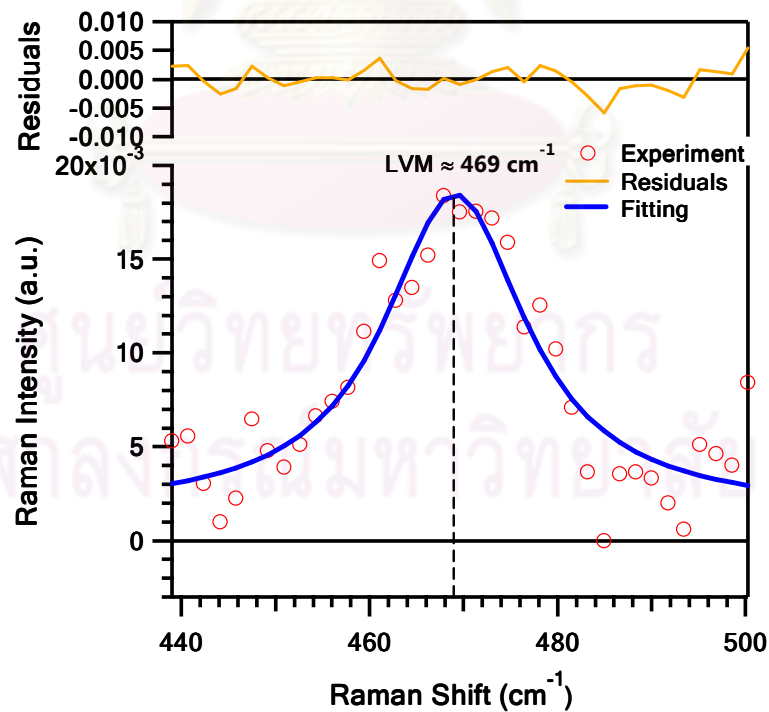


### ขั้นตอนการตรวจสอบชิ้นงานมีดังนี้

1. นำชิ้นงานวางบนสไลด์ ดังรูปที่ 3.11 และติดบูแทกซึ่งเป็นพอลิเมอร์ชนิดหนึ่งที่มีความเหนียวใช้เป็นวัสดุช่วยในการยึดเกาะระหว่างฟิล์มและสไลด์ โดยให้นำบูแทกเพียงเล็กน้อยติดไว้บริเวณด้านข้างหรือขอบของชิ้นงาน โดยระวังไม่ให้ส่วนหนึ่งส่วนใดของชิ้นงานวางทับอยู่บนบูแทก เพราะจะทำให้ชิ้นงานเอียงและเกิดความคลาดเคลื่อนของระนาบที่ทำการตรวจสอบ
2. หมุนเลนส์ใกล้ให้วัตถุที่มีกำลังขยายต่ำสุดให้อยู่ตรงกลางกับแนวลำกล้อง
3. นำสไลด์วางบนฐานวางชิ้นงาน โดยให้วัตถุอยู่ตรงกึ่งกลางบริเวณที่แนวลำแสงผ่าน (หมายเลข 3 ดังรูปที่ 3.12)
4. มองด้านข้างตามแนวระดับแท่นวางสไลด์ หมุนปุ่มปรับภาพหยาบให้ลำกล้องเลื่อนขึ้นจนเลนส์ใกล้วัตถุเกือบชิดชิ้นงาน
5. หมุนปุ่มปรับภาพหยาบให้ลำกล้องเลื่อนขึ้นอย่างช้าๆ โดยตามองผ่านเลนส์ใกล้ตลอดเวลา เมื่อพบภาพจึงหยุด
6. หมุนปุ่มปรับภาพละเอียด เพื่อปรับภาพให้คมชัด
7. หมุนเลนส์ใกล้วัตถุที่มีกำลังขยายสูงเข้ามาแทนที่ และปรับภาพโดยใช้ปุ่มปรับภาพละเอียดจนเห็นภาพชัดเจน
8. ก่อนที่จะให้แสงเลเซอร์ตกกระทบชิ้นงาน ให้นำอุปกรณ์หมายเลข 7 ครอบชิ้นงานเพื่อป้องกันแสงจากหลอดฟลูออเรสเซนต์ตกกระทบชิ้นงาน
9. ทำการตั้งค่าช่วงของรามานชิฟท์ที่ต้องการตรวจสอบ สำหรับงานวิจัยนี้ได้ทำการตรวจสอบในช่วง  $100$  ถึง  $600\text{ cm}^{-1}$
10. ทำการตรวจสอบค่ารามานชิฟท์ โดยแต่ละชิ้นงานได้ทำการตรวจสอบทั้งหมด 5 ตำแหน่ง และปรับเปลี่ยนตำแหน่งชิ้นงาน โดยใช้อุปกรณ์หมายเลข 4 ดังรูปที่ 3.12 ซึ่งเป็นตัวปรับตำแหน่งของชิ้นงานบนระนาบเดียวกับฐานวางชิ้นงาน หรือระนาบ xy
11. ในแต่ละตำแหน่งทำการวัด 10 รอบ



รูปที่ 3.13 การฟิตกราฟเพื่อหาค่าตำแหน่งพีก  $LO_{GaAs}$  และ  $TO_{GaAs}$  ของฟิล์มบาง GaAsN ที่ปลูกผลึกลงบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) ที่มีความเข้มข้นของ N เท่ากับ 2.32 %



รูปที่ 3.14 การฟิตกราฟเพื่อหาค่าตำแหน่งพีก LVM ของฟิล์มบาง GaAsN ที่ปลูกผลึกลงบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) ที่มีความเข้มข้นของ N เท่ากับ 2.32 %

ขั้นตอนการจัดการข้อมูลและการวิเคราะห์ผลการตรวจสอบชิ้นงานมีดังนี้

1. นำชุดข้อมูลซึ่งอยู่ในรูปแบบ excel ทำการตัด base line
2. ทำการนอมนัลไลซ์โดยใช้ความเข้มสัญญาณรามาานของพีคที่ได้จากวัสดุฐานรอง

คือ ความเข้มสัญญาณรามาานของ  $LO_{GaAs}$

3. ทำการพล็อตกราฟรามาาน โดยใช้โปรแกรม Igor
4. ทำการฟิตกราฟเพื่อหาตำแหน่งพีค โดยพีคที่มีการ coupling ได้ใช้วิธี multipeak

fitting ตัวอย่างการฟิตกราฟแสดงดังรูปที่ 3.13 และ รูปที่ 3.14

5. หาค่าเฉลี่ยข้อมูลจากการตรวจสอบชิ้นงาน 5 ตำแหน่ง
6. การวิเคราะห์ผลการตรวจสอบชิ้นงานด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามาาน มี

รายละเอียด ดังนี้

จากรูปที่ 3.13 และ รูปที่ 3.14 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามาานและตำแหน่งพีครามาานชิฟท์ ซึ่งสะท้อนให้เห็นถึงปริมาณพันธะ และชนิดของพันธะในชั้นฟิล์มบาง และในชั้นวัสดุฐานรอง ซึ่งอาจมีการเปลี่ยนแปลงตามสัดส่วนองค์ประกอบของธาตุ ดังนั้น จึงสามารถใช้พีครามาานเป็นข้อมูลในการวิเคราะห์ผลการเพิ่มองค์ประกอบของธาตุในชั้นฟิล์มต่อปริมาณและชนิดของพันธะได้

โดยทั่วไปการตรวจสอบโครงสร้างผลึกแบบซิงค์เบลนด์ที่มีความสมบูรณ์ ด้วยเทคนิคการกระเจิงรามาานแบบย้อนกลับจะปรากฏเพียงโหมดการสั่น LO โดยโหมดการสั่นแบบ TO จะไม่ปรากฏ ดังนั้น จึงสามารถใช้พีครามาานเป็นข้อมูลในการวิเคราะห์ความสมบูรณ์ของโครงสร้างผลึกได้

ตำแหน่งพีครามาานจะบอกให้ทราบถึงลักษณะการสั่นและชนิดของพันธะในโครงสร้างผลึก อย่างไรก็ตามพีคอาจมีการเลื่อนตำแหน่ง ซึ่งอาจเป็นได้ทั้งการเลื่อนไปทางรามาานชิฟท์เพิ่มขึ้นหรือรามาานชิฟท์น้อยลง ขึ้นอยู่กับสภาพแวดล้อมของพันธะที่เปลี่ยนแปลงไป ดังนั้น จึงสามารถใช้พีครามาานเป็นข้อมูลในการวิเคราะห์สภาพแวดล้อมของพันธะและการก่อเกิดความเครียดได้

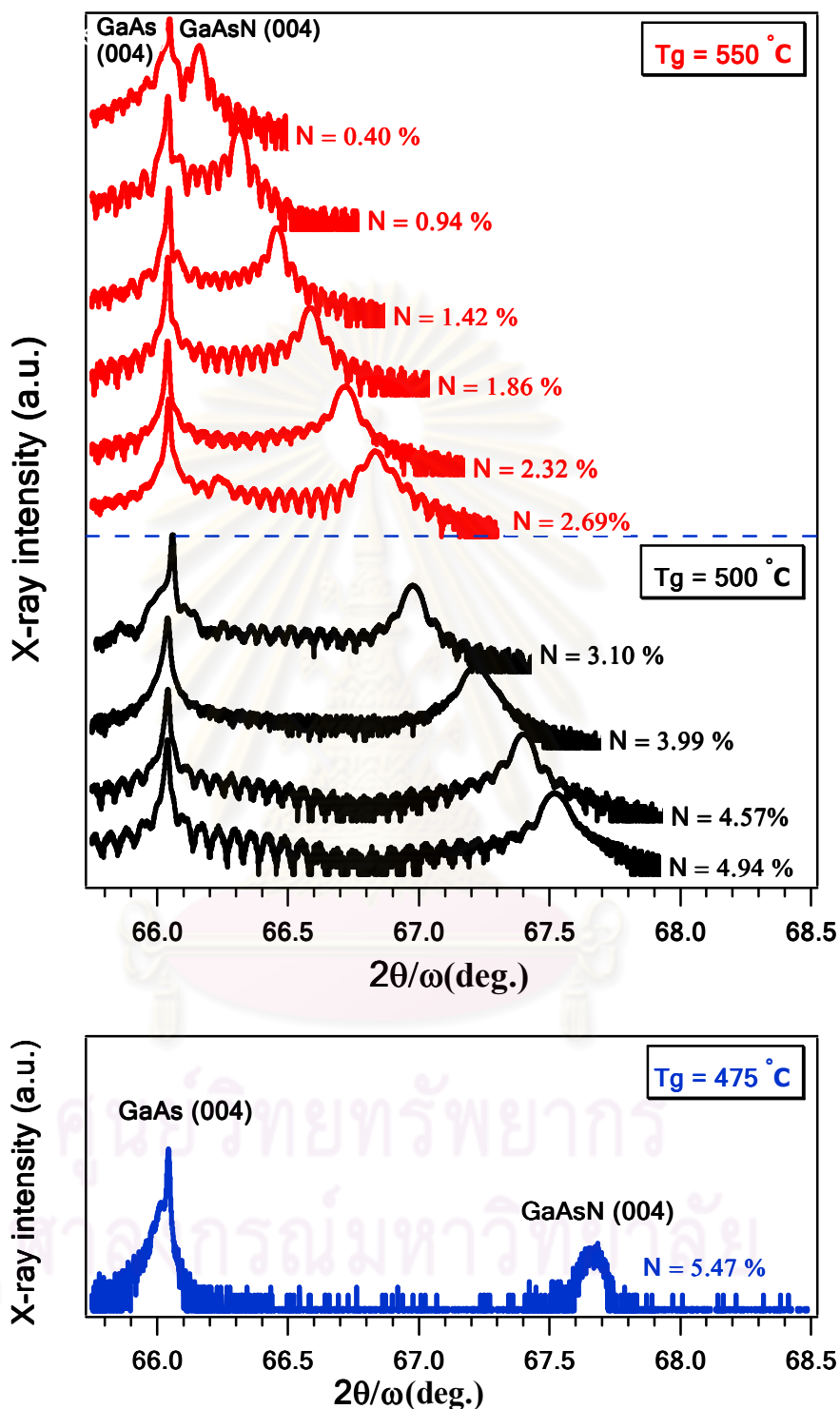
## บทที่ 4

### ผลการทดลองและผลการวิเคราะห์ ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง

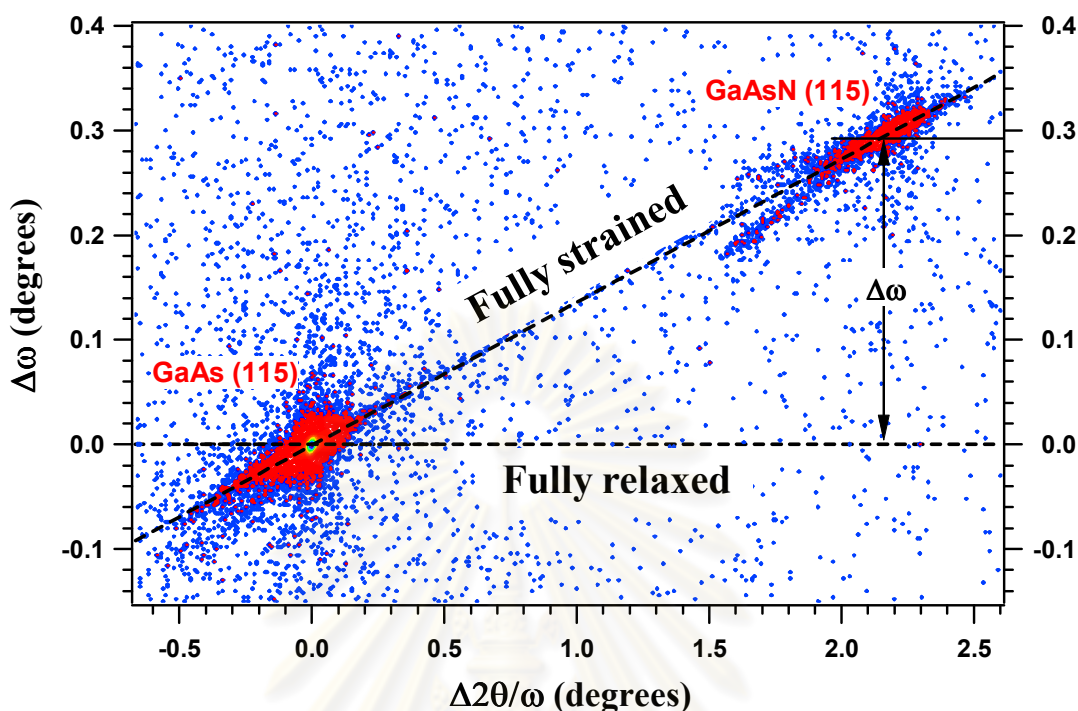
บทที่ 4 จะแสดงผลการตรวจสอบชิ้นงาน  $(\text{In,Ga})(\text{As,N})$  ที่ถูกปลูกผลึกลงบนวัสดุฐานรอง GaAs ผิวระนาบ (001) ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง (HRXRD) โดยหัวข้อ 4.1 ได้อธิบายถึงอิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N ต่อความเครียด (strain) ในฟิล์ม GaAsN และ InGaAsN และในหัวข้อ 4.2 ได้อธิบายถึงอิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ In ต่อความเครียด (strain) ในฟิล์ม InGaAs และ InGaAsN และในหัวข้อ 4.3 ได้อภิปรายผลการทดลองทั้ง 2 ตอน

#### 4.1 อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N ต่อความเครียดในฟิล์ม GaAsN และฟิล์ม InGaAsN

รูปที่ 4.1 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ด้วยวิธีสแกนแบบ  $2\theta-\omega$  จากระนาบ (004) ของฟิล์ม GaAsN พบว่าเมื่อปริมาณ N ในฟิล์ม GaAsN เพิ่มขึ้น ค่ามุมเลี้ยวเบนจะเพิ่มขึ้น แสดงว่าระยะห่างระหว่างระนาบมีค่าน้อยลง เมื่อคำนวณหาค่าคงที่โคจรผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) ของฟิล์ม GaAsN ดังแสดงในตารางที่ 4.1 พบว่าค่า  $a_{\perp}$  จะลดลง เมื่อปริมาณ N เพิ่มขึ้น แสดงว่าชั้นฟิล์มมีความเครียดแบบดึง (tensile strain) เพิ่มขึ้น เนื่องจากการแทนที่ของอะตอม N ที่มีขนาดเล็กกว่าในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม As ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่า นอกจากนี้พบว่าฟิล์มที่ถูกปลูกภายใต้อุณหภูมิ 550 และ 500 องศาเซลเซียส จะมีปริมาณ N สูงสุดเป็นร้อยละ 2.69 และ 4.94 ตามลำดับ และปรากฏ Pendelösung fringe อย่างชัดเจน แสดงว่าฟิล์มที่ถูกปลูกภายใต้เงื่อนไขดังแสดงในตารางที่ 3.1 มีผิวหน้าของฟิล์มและผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มกับวัสดุฐานรองราบเรียบ และพบว่าเมื่อลดอุณหภูมิเป็น 475 องศาเซลเซียส ส่งผลให้ฟิล์มบางมีปริมาณ N สูงขึ้นเป็นร้อยละ 5.47 เนื่องจากโอกาสการหลุดออกของอะตอม N จากผิวหน้าของฟิล์มลดลง [19] อย่างไรก็ตามฟิล์มที่มีอุณหภูมิขณะปลูกต่ำ (475 องศาเซลเซียส) จะไม่ปรากฏ Pendelösung fringe จึงคาดว่าผิวหน้าของฟิล์มและผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มกับวัสดุฐานรองจะมีความราบเรียบลดลง



รูปที่ 4.1 รูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูง ด้วยวิธีสแกนแบบ  $2\theta - \omega$  จากระนาบ (004) ในฟิล์ม GaAsN (ปริมาณ N ร้อยละ 0.40 ถึง ร้อยละ 5.47) ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูก ( $T_g$ ) เท่ากับ 550 500 และ 475 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.2 รูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงด้วยวิธีสแกนแบบ mapping จากระนาบ (115) ในฟิล์ม GaAsN (N ร้อยละ 4.94) ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001)

รูปที่ 4.2 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ ด้วยวิธีการสแกนแบบ mapping จากระนาบ (115) ของฟิล์ม GaAsN (N ร้อยละ 4.94) ผลการตรวจสอบพบว่าตำแหน่งมุมที่เลี้ยวเบนจากระนาบ (115) ของชั้นฟิล์มปรากฏอยู่บนแนวเส้นความเครียดสมบูรณ์ (fully strained line) ซึ่งมีค่า  $\Delta\omega = 0.29$  องศา และเมื่อคำนวณหาค่าคงที่โคจรผลึกในแนวขนานกับผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{||}$ ) ของฟิล์มบาง GaAsN มีค่าเท่ากับ  $5.653 \text{ \AA}$  ซึ่งเท่ากับค่าคงที่โคจรผลึกของวัสดุฐานรอง GaAs แสดงว่าชั้นฟิล์มถูกปลูกภายใต้อิทธิพลของวัสดุฐานรองให้มีระนาบอะตอมเรียงตัวอย่างต่อเนื่องจากผิวหน้าของวัสดุฐานรอง (coherent growth) ดังนั้นฟิล์มที่ปลูกได้จึงมีความสมบูรณ์ของโคจรผลึกสูง

จากการคำนวณค่าคงที่โคจรผลึก ค่าความเครียด และค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โคจรผลึกของฟิล์มและวัสดุฐานรองของฟิล์ม GaAsN (ปริมาณ N ร้อยละ 0.40 ถึง ร้อยละ 5.47) แสดงดังตาราง 4.1

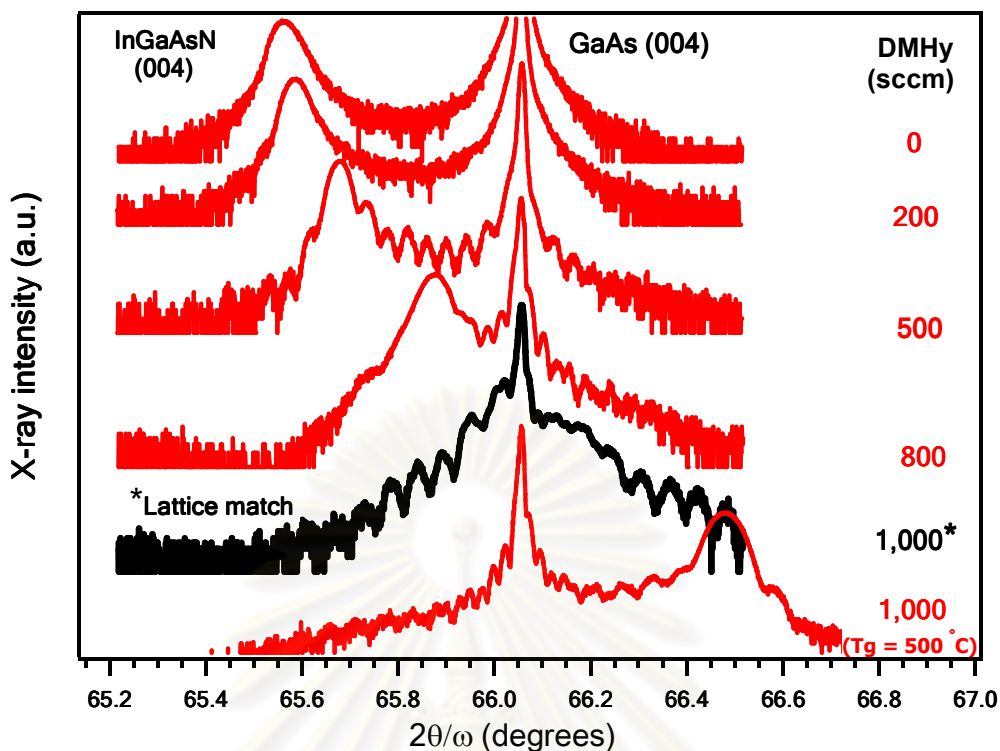


ตารางที่ 4.1 ค่าตัวแปรต่างๆ ที่ได้จากการคำนวณผลการทดลองด้วยเครื่องเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ กำลังแยกสูงของฟิล์ม GaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ระนาบ (001) โดยที่  $a_{\perp} = 5.653 \text{ \AA}$  สำหรับทุกชั้นงาน (ตรวจสอบด้วย mapping) และ  $f_{\parallel} (\%) = 0$

ชั้นงาน	$a_{\perp}$ (\AA)	$a_0$ (\AA)	$\epsilon_{\perp}$ (%)	$\epsilon_{\parallel}$ (%)	$f_{\perp}$ (%)	N (%)
GaAsN_A1	5.644	5.648	-0.07	0.09	-0.16	0.40
GaAsN_A2	5.632	5.642	-0.18	0.19	-0.37	0.94
GaAsN_A3	5.622	5.637	-0.27	0.28	-0.55	1.42
GaAsN_A4	5.612	5.632	-0.36	0.37	-0.73	1.86
GaAsN_A5	5.602	5.626	-0.43	0.48	-0.90	2.32
GaAsN_A6	5.594	5.622	-0.50	0.55	-1.04	2.69
GaAsN_A7	5.585	5.617	-0.57	0.64	-1.20	3.10
GaAsN_A8	5.565	5.607	-0.75	0.82	-1.56	3.99
GaAsN_A9	5.552	5.600	-0.86	0.95	-1.79	4.57
GaAsN_A10	5.544	5.596	-0.93	1.02	-1.93	4.94
GaAsN_A11	5.532	5.590	-1.04	1.13	-2.14	5.47

รูปที่ 4.3 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ ด้วยวิธีการสแกนแบบ  $2\theta - \omega$  จากระนาบ (004) ของฟิล์ม InGaAs(N) พบว่าค่ามุมเลี้ยวเบนจากระนาบ (004) ในชั้นฟิล์ม InGaAs จะมีค่ามุมเลี้ยวเบนต่ำกว่าค่ามุมเลี้ยวเบนจากระนาบ (004) ของชั้นวัสดุฐานรอง เมื่อคำนวณค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) มีค่าเท่ากับ  $5.691 \text{ \AA}$  ซึ่งสูงกว่าค่าคงที่โครงผลึกของวัสดุฐานรอง ( $a_0$ ) และเมื่อปริมาณ N เริ่มต้นเพิ่มขึ้น ค่ามุมเลี้ยวเบนจากระนาบ (004) ของชั้นฟิล์มจะเพิ่มขึ้น จากกฎของแบรกก์จะได้ว่าระยะห่างระหว่างระนาบของโครงผลึกมีค่าลดลง ดังตารางที่ 4.2 เนื่องจากอะตอม N ซึ่งมีขนาดเล็กกว่าจะเข้าไปแทนที่อะตอม As ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่า และพบว่าฟิล์มที่มีปริมาณ N เริ่มต้นเท่ากับ  $1,000 \text{ sccm}$  อุณหภูมิขณะปลูก  $550 \text{ องศาเซลเซียส}$  จะให้ค่ามุมเลี้ยวเบนเดียวกันกับค่ามุมเลี้ยวเบนของวัสดุฐานรอง เมื่อคำนวณหาระยะห่างระหว่างระนาบ (d) และค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉากกับ

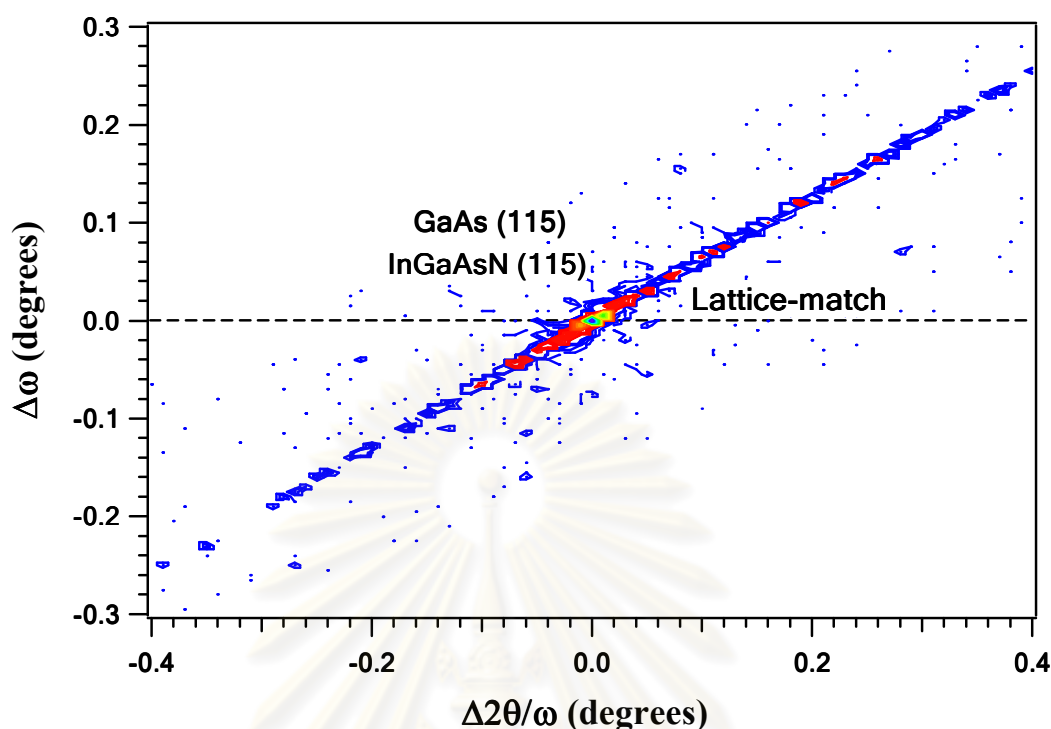
ผิวยุทธระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) จะมีค่า  $d = 1.413 \text{ \AA}$  และ  $a_{\perp} = 5.653 \text{ \AA}$  ซึ่งมีค่าเท่ากับวัสดุฐานรอง นอกจากนี้ ผลการตรวจสอบฟิล์มด้วยวิธีการสแกนแบบ mapping จากระนาบ (115) ดังรูปที่ 4.4 ซึ่งให้เห็นว่าค่ามุมเอียงของระนาบ (115) ในชั้นฟิล์มเทียบกับระนาบ (115) ของชั้นวัสดุฐานรองมีค่าเป็นศูนย์และมีมุมเอียงเบนที่ตำแหน่งเดียวกัน แสดงว่าค่าคงที่โครงสร้างของฟิล์มทั้งในแนวตั้งฉาก ( $a_{\perp}$ ) และแนวขนาน ( $a_{\parallel}$ ) กับผิวยุทธระหว่างชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรองมีค่าเท่ากันและมีค่าเท่ากับค่าคงที่โครงสร้างของวัสดุฐานรอง คือ  $5.653 \text{ \AA}$  ดังนั้นค่าคงที่โครงสร้างของฟิล์ม ( $a_0$ ) และวัสดุฐานรองจึงมีค่าเท่ากัน (lattice matching) จึงคาดว่าฟิล์ม InGaAsN ที่ถูกปลูกบนวัสดุรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) ด้วยวิธีเมทอลอออกเนติกเวเปอร์เฟสเอพิแทกซี (Metalorganic Vapor Phase Epitaxy หรือ MOVPE) สามารถปรับเปลี่ยนค่าคงที่โครงสร้างของชั้นฟิล์มให้มีค่าเท่ากับวัสดุฐานรอง GaAs ได้ ซึ่งจะทำให้ฟิล์มมีความเครียดบริเวณรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรองน้อยมาก และคาดว่า การเพิ่มปริมาณ N เข้าไปใน InGaAsN สามารถลดความเครียดแบบอัดในชั้นฟิล์มได้ อย่างไรก็ดีตามการเพิ่มปริมาณ N ที่มากเกินไปจะส่งผลให้ชั้นฟิล์มมีความเครียดแบบดึง ดังเช่นฟิล์ม InGaAsN ที่มีปริมาณ N เริ่มต้นเท่ากับ  $1,000 \text{ sccm}$  อุณหภูมิขณะปลูก  $500 \text{ องศาเซลเซียส}$  ซึ่งปรากฏค่ามุมเอียงเบนจากระนาบ (004) ของชั้นฟิล์มสูงกว่าค่ามุมเอียงเบนจากระนาบ (004) ของชั้นฟิล์ม InGaAsN ที่มีปริมาณ N เริ่มต้นเท่ากับ  $1,000 \text{ sccm}$  และมีอุณหภูมิขณะปลูก  $550 \text{ องศาเซลเซียส}$  ซึ่งเห็นว่าการลดอุณหภูมิขณะปลูกส่งผลให้โอกาสการหลุดออกของอะตอม N จากผิวหน้าของฟิล์มลดลง หรือมีการเจือของอะตอม N ในชั้นฟิล์มได้มากขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับผลการศึกษาฟิล์ม GaAsN ดังที่ได้กล่าวมาข้างต้น อีกทั้งการคำนวณค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โครงสร้างในแนวตั้งฉากของฟิล์มและวัสดุฐานรองพบว่าค่าคงที่โครงสร้างในแนวตั้งฉากของฟิล์มมีค่าน้อยกว่าค่าคงที่โครงสร้างของวัสดุฐานรอง คือ  $f_{\perp} = -0.57$



รูปที่ 4.3 รูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงด้วยวิธีสแกนแบบ 2θ - ω จากระนาบ (004) ในฟิล์มบาง InGaAs(N) ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่มีผิวระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 550 องศาเซลเซียส และ 500 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 4.2 ค่าระยะห่างระหว่างระนาบ ( $d$ ) และค่าคงที่โครงสร้างผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) ของฟิล์มบาง InGaAs(N) ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 550 องศาเซลเซียส ยกเว้น InGaAsN\_A5 มีอุณหภูมิขณะปลูก 500 องศาเซลเซียส

ชิ้นงาน	DMHy (sccm)	$d$ (Å)	$a_{\perp}$ (Å)	$f_{\perp}$ (%)
InGaAs_A	-	1.423	5.691	0.67
InGaAsN_A1	200	1.422	5.689	0.64
InGaAsN_A2	500	1.420	5.682	0.51
InGaAsN_A3	800	1.417	5.666	0.23
<b>InGaAsN_A4</b>	<b>1,000*</b>	<b>1.413</b>	<b>5.653</b>	<b>0.00</b>
InGaAsN_A5	1,000	1.405	5.621	-0.57

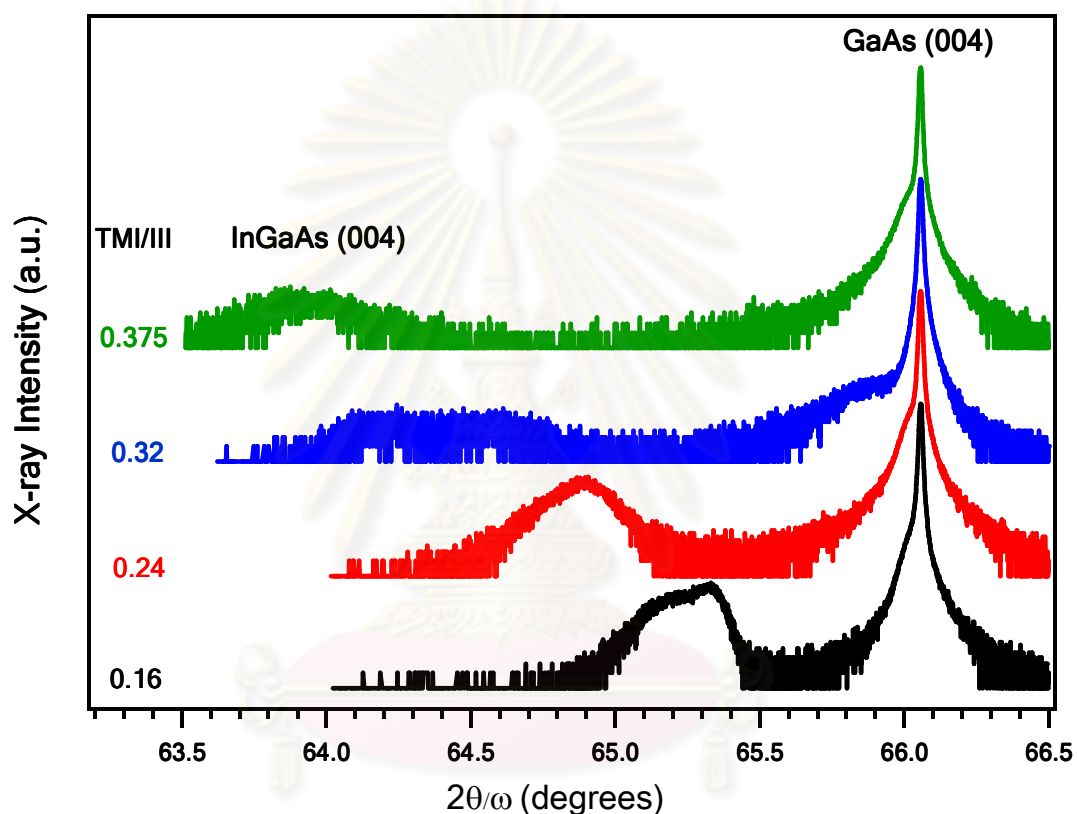


รูปที่ 4.4 รูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงด้วยวิธีสแกนแบบ mapping จากระนาบ (115) ในฟิล์มบาง InGaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) มีปริมาณ N เริ่มต้นเป็น 1,000 sccm และมีอุณหภูมิขณะปลูก 550 องศาเซลเซียส

#### 4.2 อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ In ต่อความเครียดในฟิล์ม InGaAs และฟิล์ม InGaAsN

จากรูปที่ 4.5 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ด้วยวิธีการสแกนแบบ  $2\theta - \omega$  จากระนาบ (004) ของฟิล์มบาง InGaAs พบว่าเมื่อปริมาณ In เริ่มต้นเพิ่มขึ้น มุมเลี้ยวเบนจะมีค่าลดลง แสดงว่าระยะห่างระหว่างระนาบ (d) และค่าคงที่โครงสร้างผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มบางและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) มีค่าเพิ่มขึ้น เนื่องจากการแทนที่ของอะตอม In ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่าในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม Ga ซึ่งมีขนาดเล็กกว่า ทำให้ค่าคงที่โครงสร้างผลึกของ InGaAs มีค่ามากกว่าค่าคงที่โครงสร้างผลึกของวัสดุฐานรอง จึงก่อให้เกิดความเครียดแบบอัด (compressive strain) ในชั้นฟิล์ม นอกจากนี้รูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ดังแสดงในรูปที่ 4.5 ไม่ปรากฏ Pendelösung fringe แสดงว่าฟิล์มบาง InGaAs อาจมีผิวหน้าของฟิล์มและผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มกับวัสดุฐานรองไม่ราบเรียบ

ตำแหน่งพีคที่เลี้ยวเบนจากระนาบ (004) ของฟิล์มบาง InGaAs จะมีความกว้างมากเมื่อเทียบกับความกว้างของตำแหน่งพีคที่เลี้ยวเบนจากระนาบ (004) ของวัสดุฐานรอง แสดงว่าระนาบ (004) ของฟิล์มบาง InGaAs อาจมีความเอียงหรือมีค่าระยะห่างระหว่างระนาบไม่คงที่ จึงทำให้ค่ามุมเลี้ยวเบนที่ปรากฏมีความเบี่ยงเบนจากมุมเลี้ยวเบนตามกฎของแบรกก์



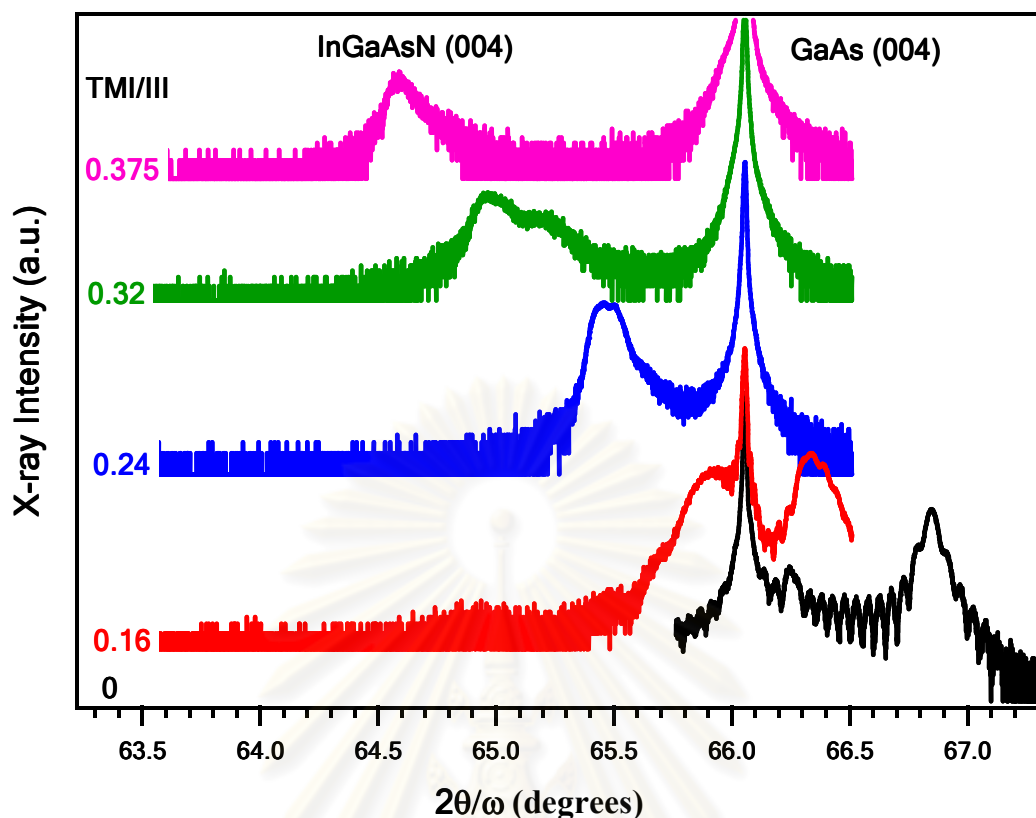
รูปที่ 4.5 รูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงด้วยวิธีสแกนแบบ  $2\theta - \omega$  จากระนาบ (004) ในฟิล์มบาง InGaAs ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 500 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 4.3 ค่าระยะห่างระหว่างระนาบ ( $d$ ) และค่าคงที่โครงสร้างในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) ของฟิล์มบาง InGaAs ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 500 องศาเซลเซียส

ชั้นงาน	TMI/III	$d$ (Å)	$a_{\perp}$ (Å)	$f_{\perp}$ (%)
InGaAs_B1	0.16	1.427	5.710	1.01
InGaAs_B2	0.24	1.436	5.743	1.59
InGaAs_B3	0.32	1.446	5.783	2.30
InGaAs_B4	0.375	1.456	5.818	2.92

รูปที่ 4.6 และรูปที่ 4.7 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ ด้วยวิธีการสแกนแบบ  $2\theta - \omega$  จากระนาบ (004) ของฟิล์มบาง (In)GaAsN ซึ่งเป็นชุดชั้นงานที่มีอุณหภูมิขณะปลูกเป็น 550 องศาเซลเซียส และ 500 องศาเซลเซียส ตามลำดับ และมีปริมาณ In เริ่มต้นต่างกัน ผลการตรวจสอบฟิล์มทั้งสองชุดมีแนวโน้มไปในทิศทางเดียวกัน คือ เมื่อปริมาณ In เริ่มต้นเพิ่มขึ้น ค่ามุมเลี้ยวเบนจากระนาบ (004) ในชั้นฟิล์มจะมีค่าลดลง จากการคำนวณระยะห่างระหว่างระนาบของโครงสร้าง ( $d$ ) และค่าคงที่โครงสร้างในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) พบว่ามีค่าเพิ่มขึ้น แสดงดังตารางที่ 4.4 และตารางที่ 4.5 จึงคาดว่า การเพิ่มปริมาณ In เข้าไปใน InGaAsN จะส่งผลให้ความเครียดแบบดึง (tensile strain) ในชั้นฟิล์มลดลง เนื่องจากการแทนที่ของอะตอมอินเดียม (In) ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่าในตำแหน่งแลตทิซ (lattice site) ของอะตอมแกเลียม (Ga)

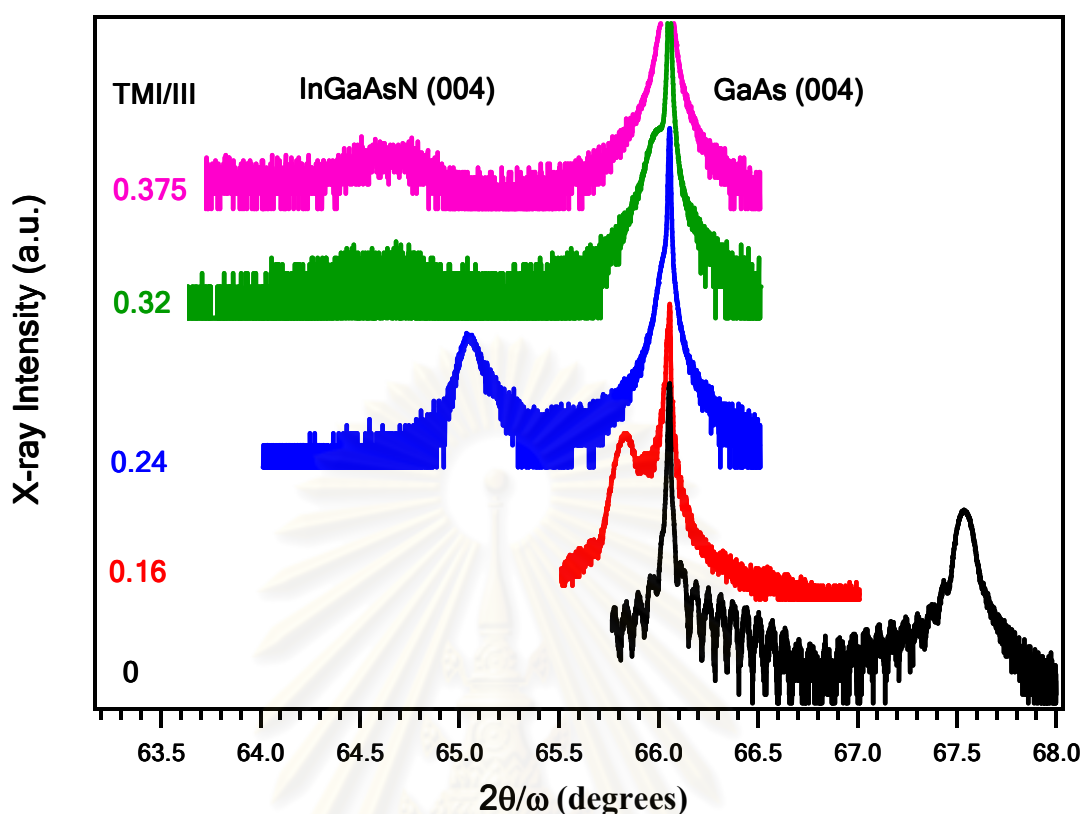




รูปที่ 4.6 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงด้วยวิธีสแกนแบบ  $2\theta - \omega$  จากระนาบ (004) ในฟิล์มบาง (In)GaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 550 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 4.4 แสดงค่าระยะห่างระหว่างระนาบ ( $d$ ) และค่าคงที่โคจรผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) ของฟิล์มบาง (In)GaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 550 องศาเซลเซียส

ชั้นงาน	TMI/III	$d$ (Å)	$a_{\perp}$ (Å)	$f_{\perp}$ (%)
GaAsN_A6	-	1.398	5.594	-1.04
InGaAsN_B1	0.16	1.408	5.632	-0.37
InGaAsN_B2	0.24	1.425	5.699	0.81
InGaAsN_B3	0.32	1.434	5.737	1.49
InGaAsN_B4	0.375	1.442	5.767	2.02



รูปที่ 4.7 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงด้วยวิธีสแกนแบบ  $2\theta - \omega$  จากระนาบ (004) ในฟิล์มบาง (In)GaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 500 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 4.5 แสดงค่าระยะห่างระหว่างระนาบ ( $d$ ) และค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $a_{\perp}$ ) ของฟิล์มบาง (In)GaAsN ที่ถูกปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ระนาบ (001) และมีอุณหภูมิขณะปลูกเท่ากับ 500 องศาเซลเซียส

ชั้นงาน	TMI/III	$d$ (Å)	$a_{\perp}$ (Å)	$f_{\perp}$ (%)
GaAsN_A10	-	1.386	5.544	-1.93
InGaAsN_B5	0.16	1.417	5.670	0.30
InGaAsN_B6	0.24	1.433	5.731	1.38
InGaAsN_B7	0.32	1.442	5.766	2.00
InGaAsN_B8	0.375	1.441	5.763	1.95

### 4.3 อภิปรายผลการทดลอง

ผลการตรวจสอบฟิล์ม (In,Ga)(As,N) ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงสามารถใช้เป็นข้อมูลในการประเมินความเครียดเฉลี่ยในชั้นฟิล์ม (In,Ga)(As,N) เนื่องจากอิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N และ In ในชั้นฟิล์ม ได้ดังนี้

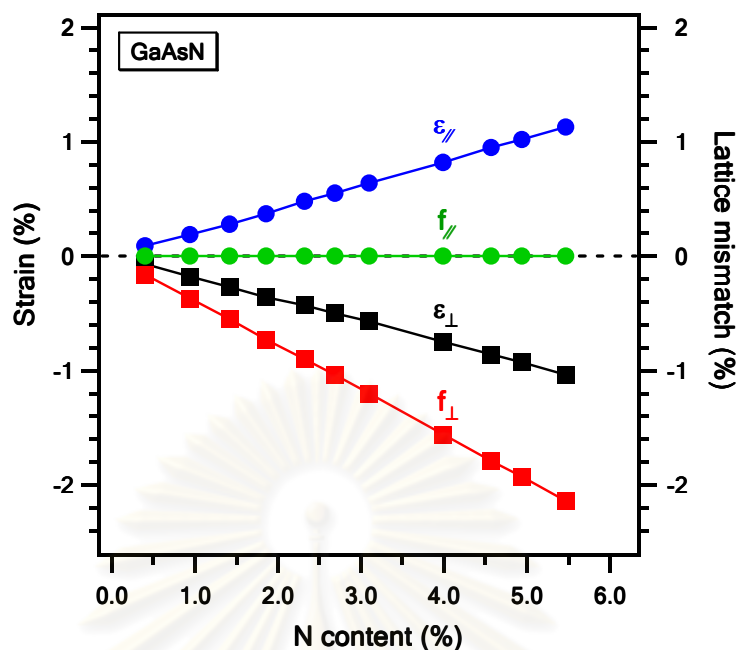
1. อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N ในชั้นฟิล์ม GaAsN ดังรูปที่ 4.8 จะเห็นได้ว่าค่าเมื่อปริมาณ N ในชั้นฟิล์มเพิ่มขึ้น ค่าความเครียดในแนวตั้งฉากกับผิวรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $\epsilon_{\perp}$ ) จะมีค่าเป็นลบลดลง และค่าความเครียดในแนวนอนกับผิวรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $\epsilon_{\parallel}$ ) มีค่าเป็นบวกเพิ่มขึ้น ซึ่งให้เห็นว่าชั้นฟิล์มมีความเครียดแบบดึงเพิ่มขึ้น และพบว่าค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โครงผลึกในแนวนอนของชั้นฟิล์มและชั้นวัสดุฐานรอง ( $f_{\parallel}$ ) มีค่าเป็นศูนย์ แสดงว่าชั้นฟิล์ม GaAsN ได้ถูกปลูกบนวัสดุฐานรอง GaAs ภายใต้อุณหภูมิและความดันที่เหมาะสม สำหรับค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉากของชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง ( $f_{\perp}$ ) มีค่าเป็นลบลดลง ซึ่งมีแนวโน้มเช่นเดียวกับค่า  $\epsilon_{\perp}$  ดังนั้นในการศึกษาอิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N และ In ในชั้นฟิล์ม InGaAsN จะพิจารณาเพียง  $f_{\perp}$  ซึ่งสะท้อนถึงความเครียดเฉลี่ยในชั้นฟิล์มได้เช่นกัน โดยพิจารณาดังนี้

- 1.1) กรณีที่ค่า  $f_{\perp}$  มีค่าเป็นลบลดลง แสดงว่าชั้นฟิล์มมีความเครียดแบบดึงเพิ่มขึ้น
- 1.2) กรณีที่ค่า  $f_{\perp}$  มีค่าเป็นลบเพิ่มขึ้น แสดงว่าชั้นฟิล์มมีความเครียดแบบดึงลดลง
- 1.3) กรณีที่ค่า  $f_{\perp}$  มีค่าเป็นบวกเพิ่มขึ้น แสดงว่าชั้นฟิล์มมีความเครียดแบบอัดเพิ่มขึ้น
- 1.4) กรณีที่ค่า  $f_{\perp}$  มีค่าเป็นบวกลดลง แสดงว่าชั้นฟิล์มมีความเครียดแบบอัดลดลง

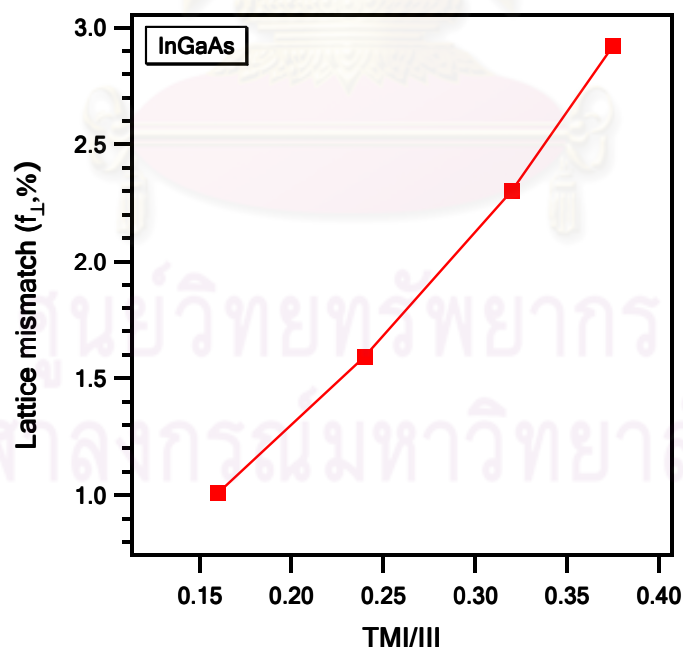
2. อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ In ในชั้นฟิล์ม InGaAs แสดงดังรูปที่ 4.9 พบว่าเมื่อปริมาณ In ในชั้นฟิล์มเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ชั้นฟิล์มมีความเครียดแบบอัดเพิ่มขึ้น

3. อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N เข้าไปใน InGaAs และการเพิ่มปริมาณ In เข้าไปใน GaAsN สามารถลดความเครียดแบบอัดและแบบดึงในชั้นฟิล์มได้ ดังรูปที่ 4.10 และรูปที่ 4.11 ตามลำดับ ทั้งนี้สามารถปรับค่าคงที่โครงผลึกของฟิล์มให้เท่ากับค่าคงที่โครงผลึกของวัสดุฐานรอง (lattice match) ได้ จึงส่งผลให้ฟิล์มมีความผ่อนคลายสมบรูณ์ ดังรูปที่ 4.10

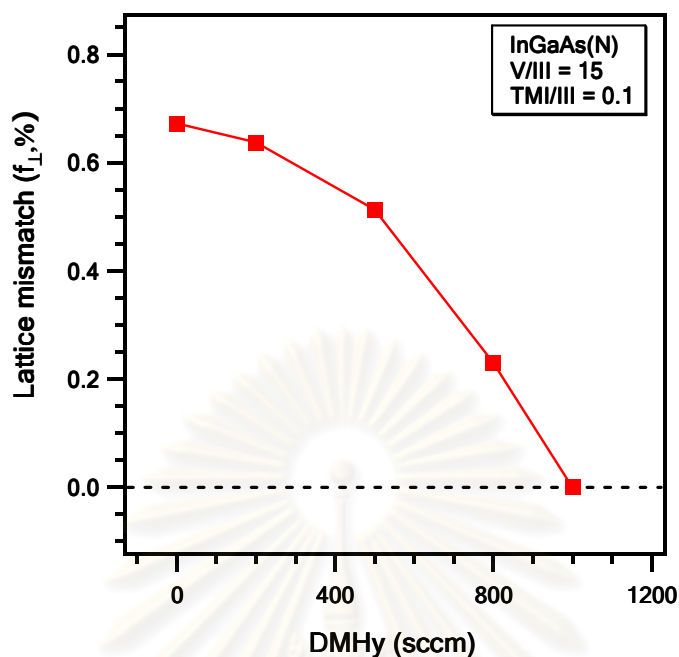
ภาพจำลองโครงสร้างแลตทิซของชั้นฟิล์ม (In,Ga)(As,N) ที่ถูกปลูกบนวัสดุฐานรอง GaAs ภายใต้อุณหภูมิและความดันที่เหมาะสม แสดงดังรูปที่ 4.13



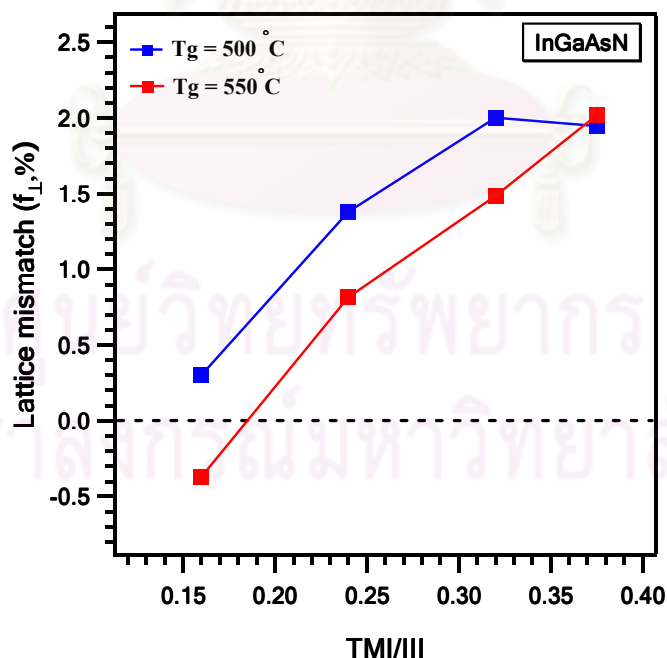
รูปที่ 4.8 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณ N ( $0.40 \% \leq N \leq 5.47 \%$ ) ในฟิล์มบาง GaAsN ที่ปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และ ค่าความเครียด (strain) ในแนวตั้งฉาก ( $\epsilon_{\perp}$ ) และขนาน ( $\epsilon_{||}$ ) ค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โครงผลึกของชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง (lattice mismatch;  $f$ ) ในแนวตั้งฉาก ( $f_{\perp}$ ) และขนาน ( $f_{||}$ )



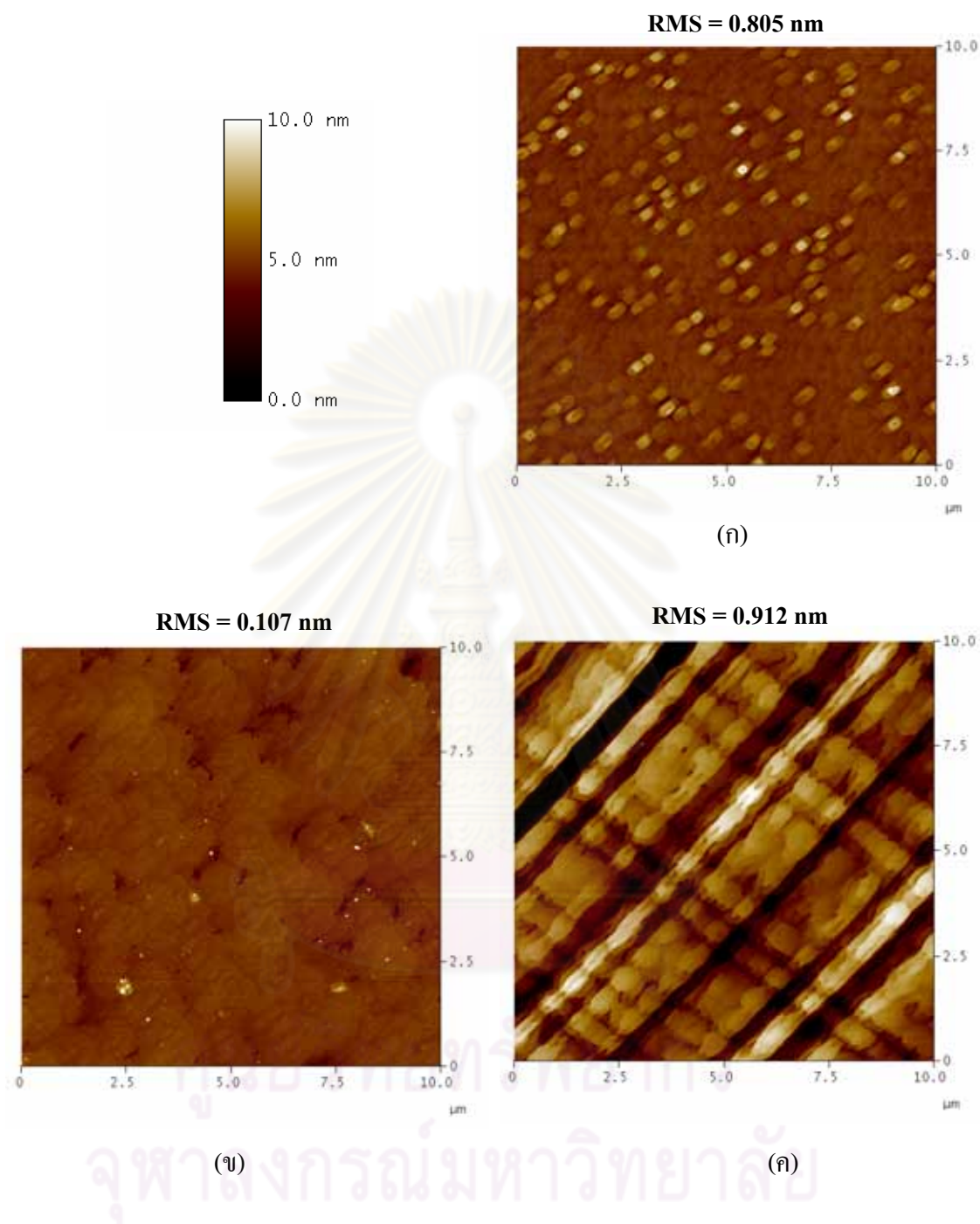
รูปที่ 4.9 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณ In เริ่มต้น (TMI/III) ในฟิล์มบาง InGaAs ที่ปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และ ค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉากของชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง (lattice mismatch;  $f_{\perp}$ )



รูปที่ 4.10 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณ N เริ่มต้น (DMHy flow supply) ในฟิล์มบาง InGaAsN ที่ปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และ ค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉากของชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง (lattice mismatch;  $f_{\perp}$ )

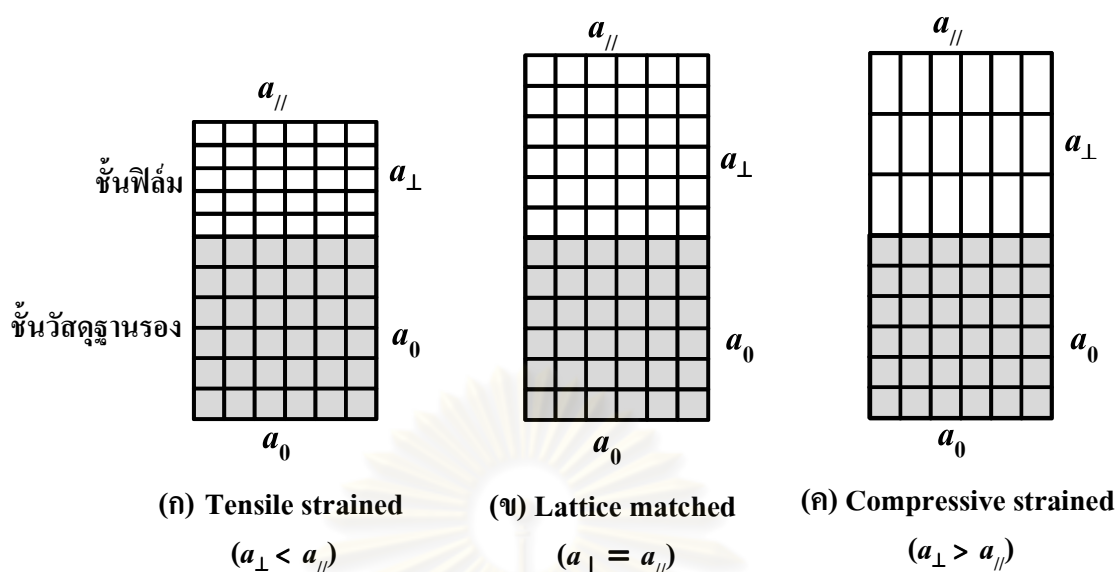


รูปที่ 4.11 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณ In เริ่มต้น (TMI/III) ในฟิล์มบาง InGaAsN ที่ปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ที่ผิวระนาบ (001) และ ค่าความแตกต่างระหว่างค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉากของชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง (lattice mismatch;  $f_{\perp}$ )



รูปที่ 4.12 ภาพพื้นผิวจากการดูกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แรงระหว่างอะตอมของฟิล์ม InGaAsN ที่ ถูกปลูกภายใต้อิทธิพลของวัสดุฐานรองรับแบบ (ก) tensile strain (ข) lattice match และ (ค) compressive strain





รูปที่ 4.13 โครงสร้างแลตทิซของชั้นฟิล์มที่ปลูกบนวัสดุฐานรองแบบ (ก) tensile strain (ข) lattice match และ (ค) compressive strain

#### การประเมินผลกระทบของความเครียดต่อพื้นผิวฟิล์ม

การประเมินผลกระทบของความเครียดต่อพื้นผิวฟิล์มแสดงดังรูปที่ 4.12 ซึ่งเป็นภาพฟิล์ม InGaAsN ที่ได้จากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงระหว่างอะตอมที่มีขนาดภาพเท่ากับ  $10 \times 10 \text{ } (\mu\text{m})^2$  โดยภาพ (ก) แสดงพื้นผิวฟิล์มที่อยู่ภายใต้ความเครียดแบบดึง ( $f_{\perp} = -0.37$ ) ภาพ (ข) แสดงพื้นผิวฟิล์มที่มีความผ่อนคลายสมบูรณ์ ( $f_{\perp} = 0$ ) และ ภาพ (ค) แสดงพื้นผิวฟิล์มที่อยู่ภายใต้ความเครียดแบบอัด ( $f_{\perp} = 0.81$ )

สำหรับฟิล์มที่อยู่ภายใต้ความเครียดแบบดึง ดังภาพ (ก) ไม่ปรากฏลักษณะรอยแยกแบบตาราง หรือ cross-hatch ใดๆก็ตามพบว่าผิวฟิล์มจะมีความไม่เรียบอยู่มาก

สำหรับฟิล์มที่มีความผ่อนคลายสมบูรณ์ ดังภาพ (ข) ไม่ปรากฏลักษณะรอยแยกแบบตาราง และผิวฟิล์มมีความเรียบสูง จึงคาดว่าเป็นฟิล์มที่มีโครงสร้างผลึกสมบูรณ์สูง และคาดว่าเป็นผลจากการเพิ่มปริมาณ N และ In อย่างพอเหมาะ

สำหรับฟิล์มที่อยู่ภายใต้ความเครียดแบบอัด ดังภาพ (ค) มีการปรากฏลักษณะรอยแยกแบบตารางอย่างชัดเจน และมีผิวหน้าฟิล์มที่ไม่เรียบ คาดว่าเป็นผลจากความแตกต่างระหว่างขนาดโครงสร้างผลึกของฟิล์มและวัสดุฐานรอง ส่งผลให้เกิดรอยแยกบริเวณรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มและชั้นวัสดุฐานรอง และได้ส่งผลมายังผิวฟิล์ม ซึ่งคาดว่าเป็นผลจากการเพิ่มปริมาณ In มากเกินไป

## บทที่ 5

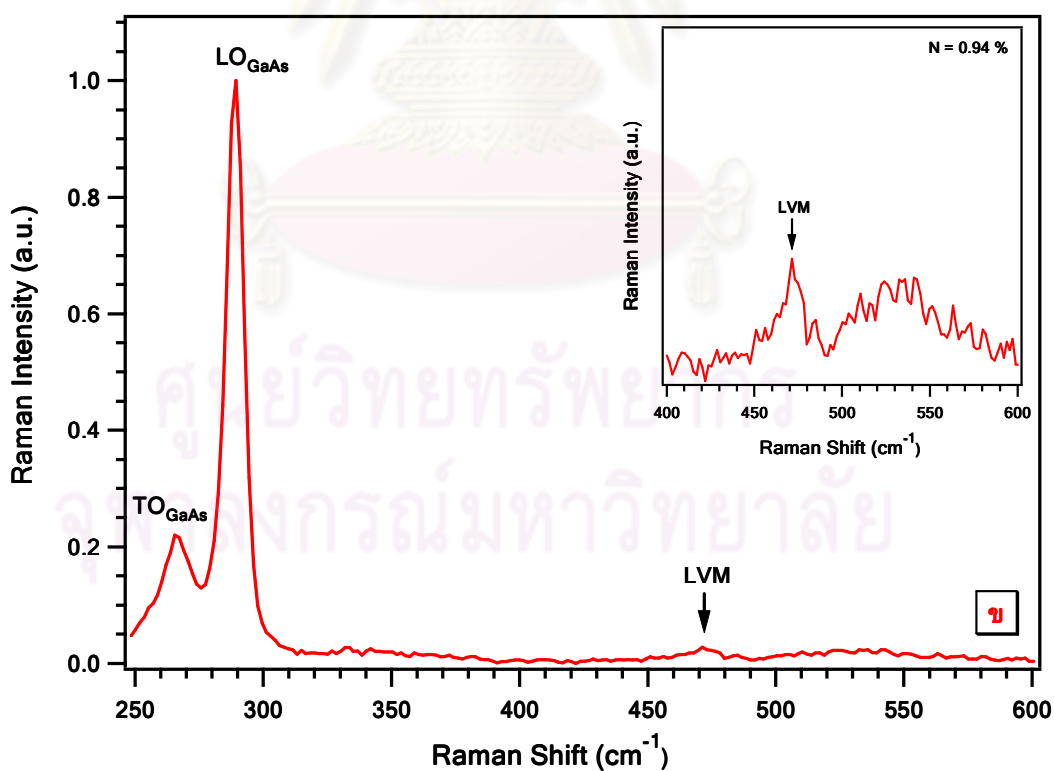
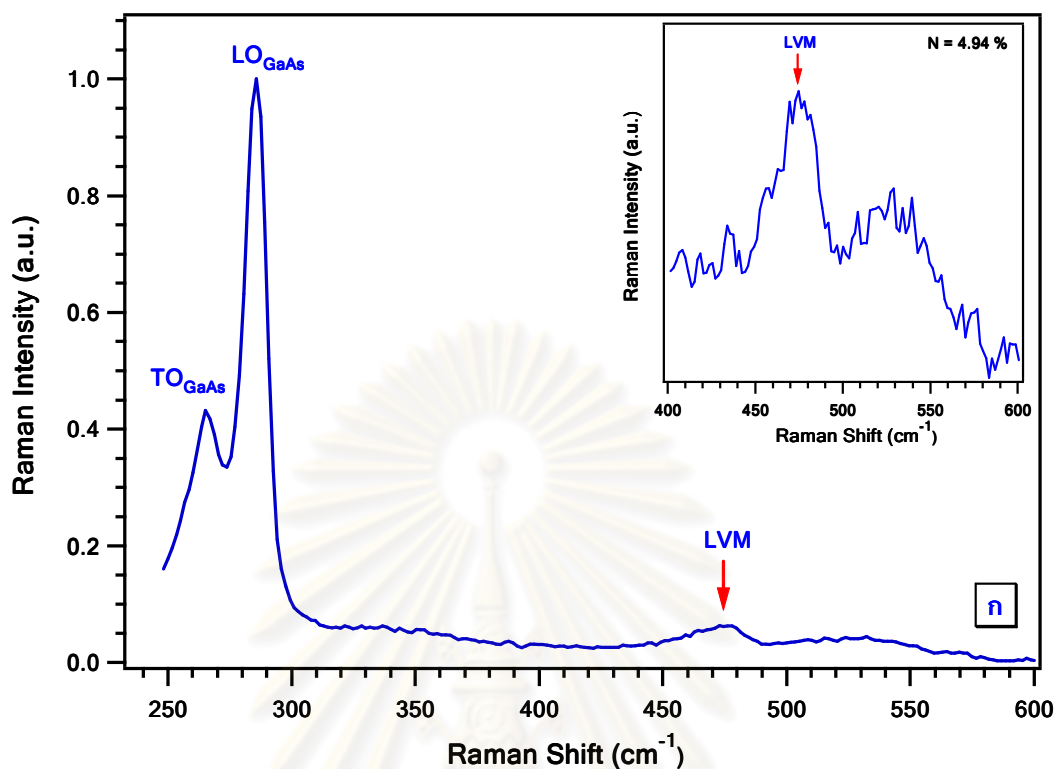
### ผลการทดลองและผลการวิเคราะห์

#### ด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามาน (Raman scattering technique)

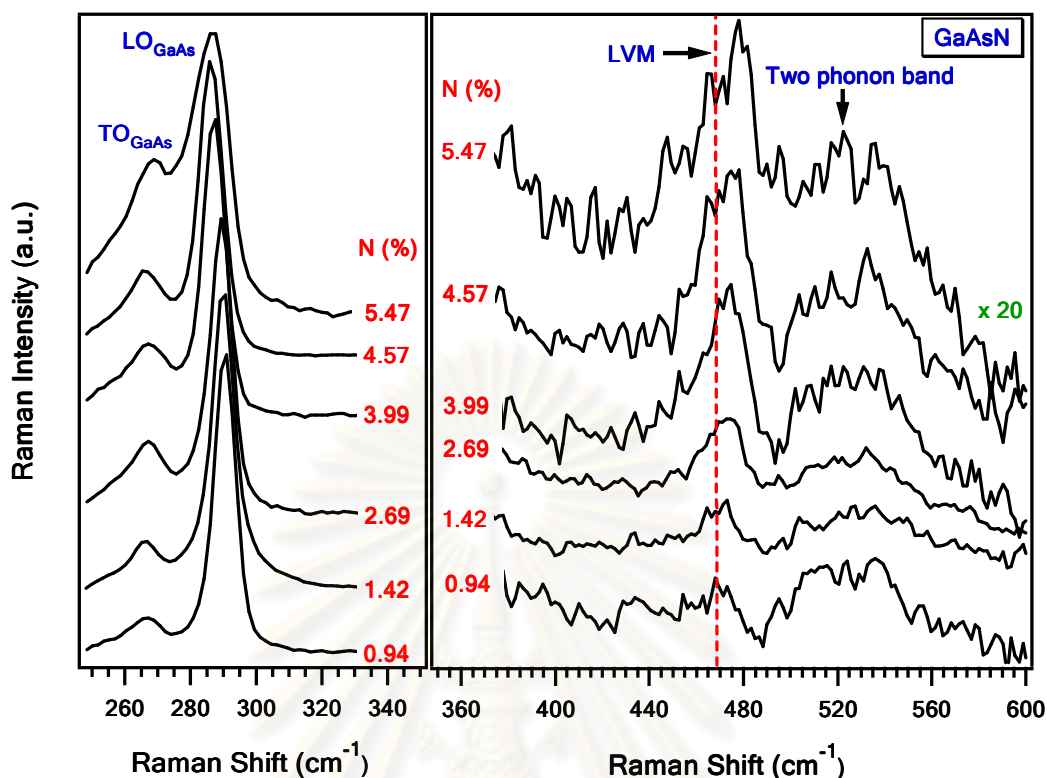
ในบทที่ 5 จะแสดงผลตรวจสอบชิ้นงาน (In,Ga)(As,N) ที่ปลูกผลึกบนวัสดุฐานรอง GaAs ผิวระนาบ (001) ด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามาน เพื่อศึกษาอิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N และ In ต่อการก่อเกิดพันธะในฟิล์ม (In,Ga)(As,N) โดยหัวข้อ 5.1 ได้อธิบายถึงอิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N ต่อการก่อเกิดพันธะในฟิล์ม GaAsN และฟิล์ม InGaAsN ในหัวข้อ 5.2 ได้ อธิบายถึงอิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ In ต่อการก่อเกิดพันธะในฟิล์ม InGaAs และฟิล์ม InGaAsN และในหัวข้อ 5.3 ได้อธิบายผลการทดลองรวมกันทั้ง 2 ตอน

#### 5.1 อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N ต่อการก่อเกิดพันธะในฟิล์ม GaAsN และฟิล์ม InGaAsN

จากรูปที่ 5.1 แสดงผลการตรวจสอบฟิล์ม GaAsN ที่อุณหภูมิห้อง (room temperature) โดยรูปที่ 5.1 (ก) เป็นกราฟรามาน แสดงผลการตรวจสอบฟิล์ม GaAsN ที่มีปริมาณ N สูง คือ ปริมาณ N ร้อยละ 4.94 และในรูปที่ 5.1 (ข) เป็นกราฟรามาน แสดงผลการตรวจสอบฟิล์ม GaAsN ที่มีปริมาณ N ต่ำ คือ ปริมาณ N ร้อยละ 0.94 ผลการตรวจสอบฟิล์ม GaAsN พบโหมดการสั่น  $LO_{GaAs}$  และพบโหมดการสั่น  $TO_{GaAs}$  โดยมีการปรากฏโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ (LVM) ของพันธะ Ga-N อย่างชัดเจนในฟิล์มที่มีปริมาณ N สูง เมื่อทำการสังเกตตำแหน่งพีกโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ (LVM) ของพันธะ Ga-N ของชิ้นงานที่มีปริมาณร้อยละ 0.94 ถึง ร้อยละ 5.47 ดังแสดงในรูปที่ 5.2 พบว่า เมื่อฟิล์มมีปริมาณ N เพิ่มขึ้น ความเข้มสัญญาณรามานของโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ (LVM) ของพันธะ Ga-N จะมีค่าเพิ่มขึ้นด้วย แสดงว่าอะตอม N ได้เข้าไปแทนที่ในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม As มากขึ้น โดยอะตอม N ได้สร้างพันธะกับอะตอม Ga แบบไนโตรเจนโดดเดี่ยว (isolated nitrogen:  $Ga_4N$ ) มากขึ้น



รูปที่ 5.1 (ก) และ (ข) แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามานและรามานชิฟท์ของฟิล์ม GaAsN ที่มีปริมาณ N ร้อยละ 4.94 และร้อยละ 0.94 ตามลำดับ

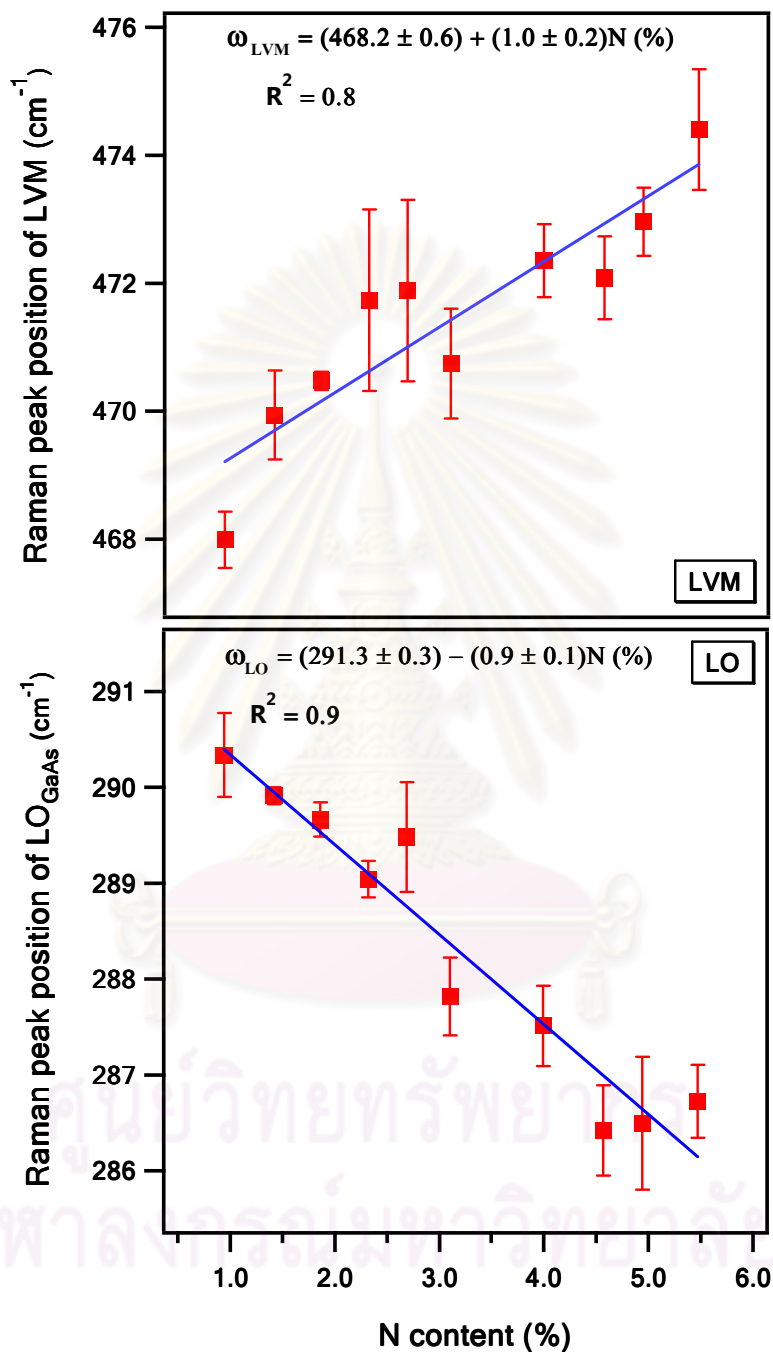


รูปที่ 5.2 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามานและรามานชิฟท์ของฟิล์ม GaAsN ที่มีปริมาณ N ร้อยละ 0.94 ถึง ร้อยละ 5.47

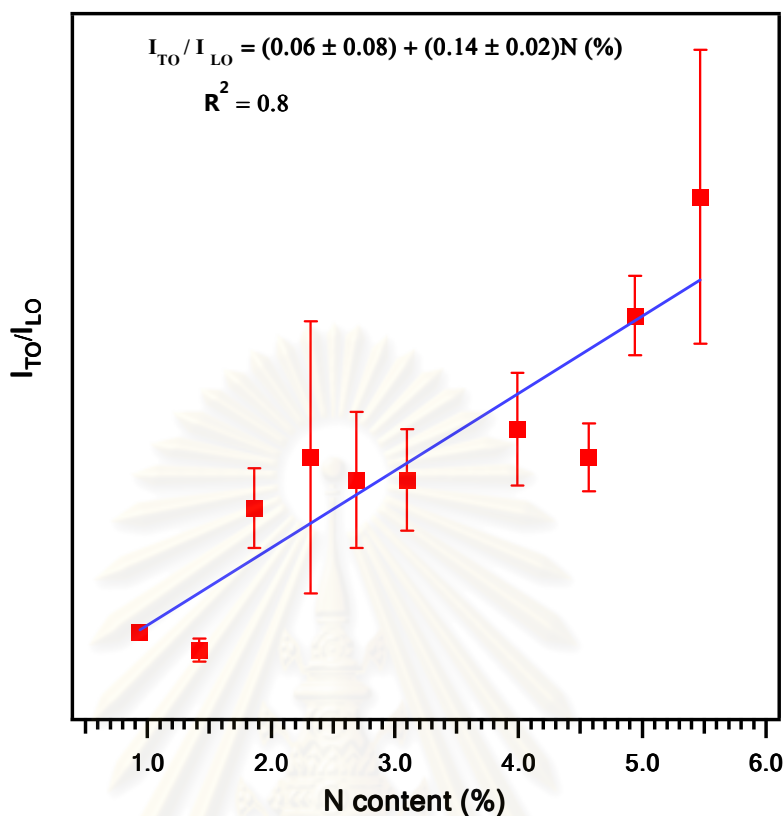
นอกจากนี้พบว่าตำแหน่งพีก LVM ได้ถูกเลื่อนไปทางพลังงานมากขึ้นจากตำแหน่ง  $468.0 \text{ cm}^{-1}$  ไปยังตำแหน่ง  $474.4 \text{ cm}^{-1}$  เมื่อปริมาณ N เพิ่มขึ้นจากร้อยละ 0.94 เป็นร้อยละ 5.47 แสดงว่าเมื่อปริมาณ N เพิ่มขึ้นได้มีการก่อเกิดความเครียดบริเวณรอบๆ อะตอม N มากขึ้น เนื่องจากการแทนที่ของอะตอม N ซึ่งมีขนาดเล็กกว่าในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม As ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่า เรียกว่า ความเครียดแบบเฉพาะที่ (local strain) ขณะที่ความถี่ของโหมดการสั่น  $LO_{\text{GaAs}}$  จะถูกเลื่อนไปทางพลังงานน้อยลงจาก  $290.5 \text{ cm}^{-1}$  ไปยัง  $286.5 \text{ cm}^{-1}$  ดังรูปที่ 5.3 เนื่องจากอิทธิพลของความเครียด (strain effect) และการเรียงตัวแบบสุ่มของอะตอม (alloying effect) [16]

โดยความสัมพันธ์ระหว่างตำแหน่งพีก LVM ( $\omega_{\text{LVM}}$ ) และปริมาณ N(%) ในฟิล์ม GaAsN มีดังนี้  $\omega_{\text{LVM}} = (468.2 \pm 0.6) + (1.0 \pm 0.2)N(\%)$  โดยที่  $R^2 = 0.8$

ขณะที่ความสัมพันธ์ระหว่างตำแหน่งพีก  $LO_{\text{GaAs}}$  ( $\omega_{\text{LO}}$ ) และปริมาณ N(%) ในฟิล์ม GaAsN มีดังนี้  $\omega_{\text{LO}} = (291.3 \pm 0.3) - (0.9 \pm 0.1)N(\%)$  โดยที่  $R^2 = 0.9$



รูปที่ 5.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างตำแหน่งพิกของโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ Ga-N และตำแหน่งพิก LO<sub>GaAs</sub> กับ ปริมาณ N (ร้อยละ 0.94 ถึง ร้อยละ 5.47) ในชั้นฟิล์ม GaAsN โดย ความคลาดเคลื่อนบ่งบอกถึงส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานจากการตรวจสอบชิ้นงาน 5 ตำแหน่ง

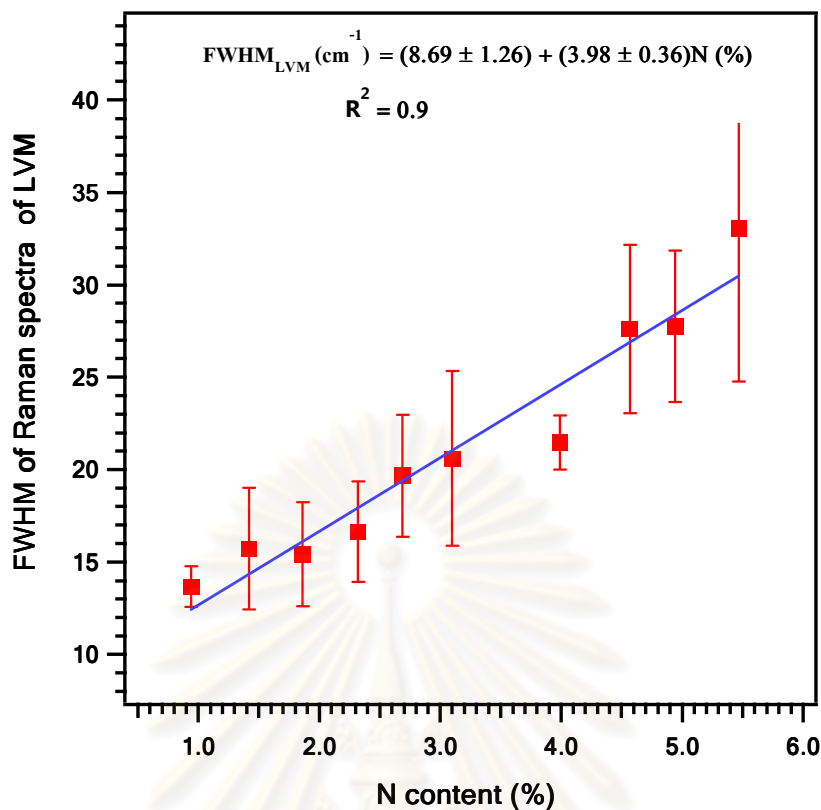


รูปที่ 5.4 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วนความเข้มสัญญาณรามาน  $TO_{GaAs}/LO_{GaAs}$  และ ปริมาณ N (ร้อยละ 0.94 ถึง ร้อยละ 5.47) ในชั้นฟิล์ม GaAsN โดยความคลาดเคลื่อนบ่งบอกถึง ส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานจากการตรวจสอบชิ้นงาน 5 ตำแหน่ง

โดยทั่วไปการตรวจสอบโครงสร้างผลึกแบบซิงค์เบลนด์ที่มีความสมบูรณ์สูง จากระนาบ (001) ด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามานในโหมดการกระเจิงแบบย้อนกลับจะปรากฏเพียงโหมด การสั่น LO ดังนั้นการปรากฏโหมดการสั่น TO อาจพิจารณาได้ว่าโครงสร้างที่ทำการตรวจสอบมี ความไม่สมบูรณ์เนื่องจากการบิดเบี้ยวของแลตทิซ (lattice distortion) ในโครงสร้าง [20] จากรูป ที่ 5.4 จะเห็นได้ว่า เมื่อปริมาณ N ในชั้นฟิล์มเพิ่มขึ้นอัตราส่วนความเข้มสัญญาณรามาน  $TO_{GaAs}/LO_{GaAs}$  จะมีค่ามากขึ้น จึงคาดว่า การเพิ่มปริมาณ N เข้าไปในฟิล์ม GaAsN จะก่อให้เกิด การบิดเบี้ยวของแลตทิซมากขึ้น ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วนความเข้มสัญญาณรามาน  $I_{TO}/I_{LO}$  และปริมาณ N(%) ในฟิล์ม GaAsN มีดังนี้  $I_{TO}/I_{LO} = (0.06 \pm 0.08) + (0.14 \pm 0.02)N(\%)$  โดยที่  $R^2 = 0.8$

จากรูปที่ 5.5 จะเห็นได้ว่า เมื่อปริมาณ N ในชั้นฟิล์มเพิ่มขึ้น ความกว้างที่ตำแหน่ง ครึ่งหนึ่งของความเข้มสูงสุดของสัญญาณรามาน (FWHM) ของโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ของ พันธะ Ga-N จะมีค่าเพิ่มขึ้น



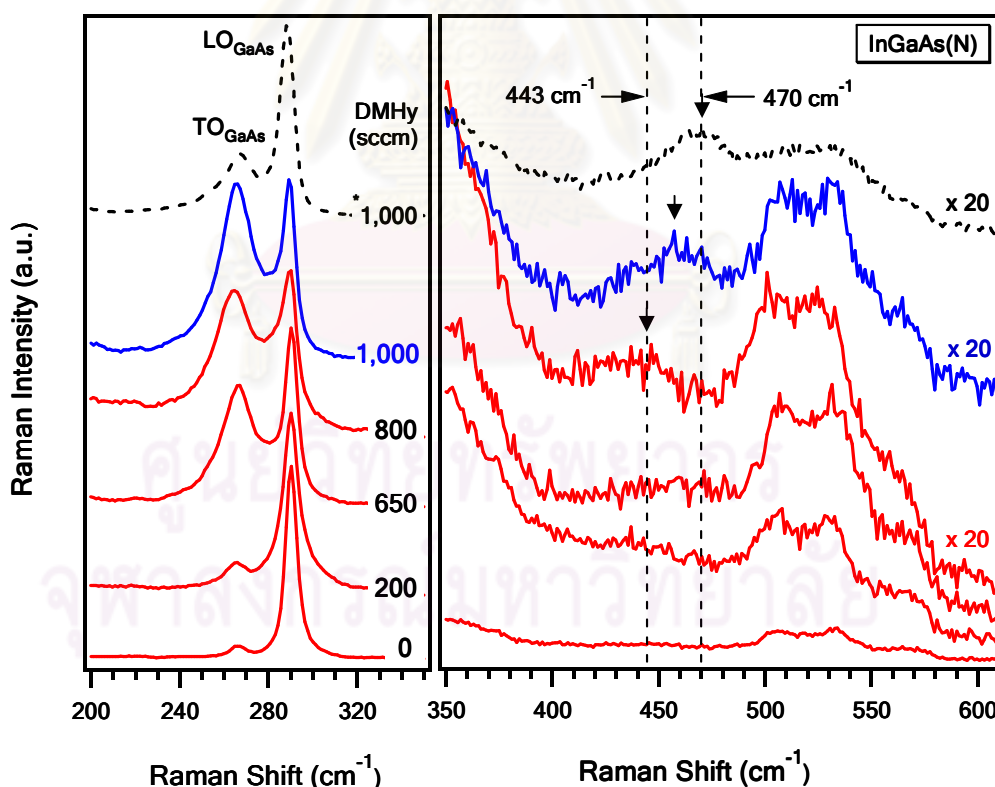


รูปที่ 5.5 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความกว้างที่ตำแหน่งครึ่งหนึ่งของความเข้มสูงสุดของตำแหน่งพีก (FWHM) ของโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ Ga-N และปริมาณ N (ร้อยละ 0.94 ถึง ร้อยละ 5.47) ในชั้นฟิล์ม GaAsN โดยความคลาดเคลื่อนบ่งบอกถึงส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานจากการตรวจสอบชิ้นงาน 5 ตำแหน่ง

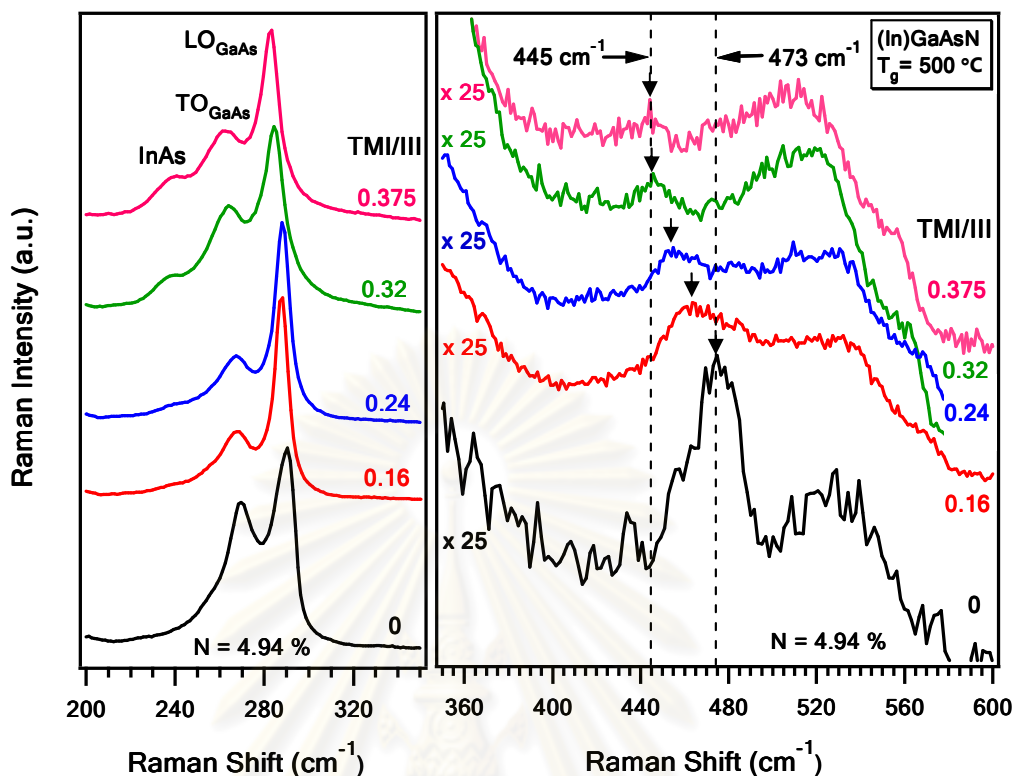
โดยความสัมพันธ์ระหว่างความกว้างที่ตำแหน่งครึ่งหนึ่งของความเข้มสูงสุดของสัญญาณรามาน (FWHM) และปริมาณ N(%) ในฟิล์ม GaAsN มีดังนี้  $\text{FWHM (cm}^{-1}\text{)} = (8.69 \pm 1.26) + (3.98 \pm 0.36)\text{N}(\%)$  โดยที่  $R^2 = 0.9$

ผลการตรวจสอบฟิล์ม InGaAsN ที่มีปริมาณ N เริ่มต้นต่างกัน แสดงดังรูปที่ 5.6 พบว่า อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N ในชั้นฟิล์มได้ส่งผลให้ความเข้มของสัญญาณรามานที่บริเวณที่สัมพันธ์กับโหมดการสั่นของพันธะ In-N และ Ga-N มีค่าเพิ่มขึ้นและมีการเลื่อนตำแหน่งไปทางพลังงานสูงขึ้น โดยฟิล์ม InGaAsN ที่มีปริมาณ DMHy เท่ากับ 800 sccm และ 1,000 sccm ที่มีอุณหภูมิขณะปลูก 550 องศาเซลเซียส ได้ปรากฏพีกที่ตำแหน่ง  $445 \text{ cm}^{-1}$  และ  $458 \text{ cm}^{-1}$  ตามลำดับ ซึ่งเป็นพีกที่ไม่ปรากฏในฟิล์ม GaAsN อีกทั้งเป็นพีกที่ปรากฏทางด้านพลังงานต่ำกว่า  $470 \text{ cm}^{-1}$  ( $\text{LVM}_{\text{GaN}}$ ) จึงคาดว่าตำแหน่งพีกดังกล่าวนี้ มีความสัมพันธ์กับพันธะ In-N และคาดว่า

การก่อเกิดพันธะ In-N ทำให้ฟิล์ม InGaAsN มีความเครียดบริเวณรอบๆ อะตอม N ลดลง เนื่องจากพันธะ In-N มีความยาวมากกว่าพันธะ Ga-N สำหรับฟิล์ม InGaAsN ที่มีปริมาณ DMHy เท่ากับ 1,000 sccm มีอุณหภูมิขณะปลูก 500 องศาเซลเซียส จะปรากฏพีคที่ตำแหน่ง  $470\text{ cm}^{-1}$  ( $\text{Ga}_4\text{N}$ ) ซึ่งเป็นพีคที่ตรวจพบได้ในฟิล์ม GaAsN และจากผลการตรวจสอบฟิล์ม InGaAsN ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงได้ยืนยันว่า การลดลงของอุณหภูมิขณะปลูกส่งผลให้ชั้นฟิล์มมีปริมาณ N เพิ่มขึ้น ดังนั้นผลการตรวจสอบฟิล์ม InGaAsN ด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามานจึงชี้ให้เห็นว่าชั้นฟิล์มที่มีปริมาณ N เพิ่มมากขึ้น อะตอม N จะมีการสร้างพันธะกับอะตอม Ga แบบไนโตรเจน โคคเดี่ยว (isolated nitrogen:  $\text{Ga}_4\text{N}$ ) มากขึ้น นอกจากนี้พบว่า ฟิล์มที่มีปริมาณ N เริ่มต้นเพิ่มขึ้น ความเข้มของสัญญาณรามานที่ตำแหน่งพีค  $\text{TO}_{\text{GaAs}}$  จะเพิ่มขึ้นด้วย จึงคาดว่า การเพิ่มปริมาณ N เข้าไปในชั้นฟิล์ม InGaAsN ทำให้เกิดการบิดเบี้ยวของแลตทิซมากขึ้น ซึ่งมีแนวโน้มเช่นเดียวกับการเพิ่มปริมาณ N เข้าไปในฟิล์ม GaAsN



รูปที่ 5.6 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามานและรามานชิฟท์ของฟิล์ม InGaAs(N) ที่มีปริมาณ N เริ่มต้นต่างกัน ตั้งแต่ 0 ถึง 1,000 sccm อุณหภูมิขณะปลูก 550 องศาเซลเซียส (เส้นทึบ) และ 500 องศาเซลเซียส (เส้นประ)



รูปที่ 5.7 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามานและรามานชิฟท์ของฟิล์มบาง (In)GaAsN ที่มีปริมาณ In เริ่มต้นต่างกัน อุณหภูมิขณะปลูก 500 องศาเซลเซียส

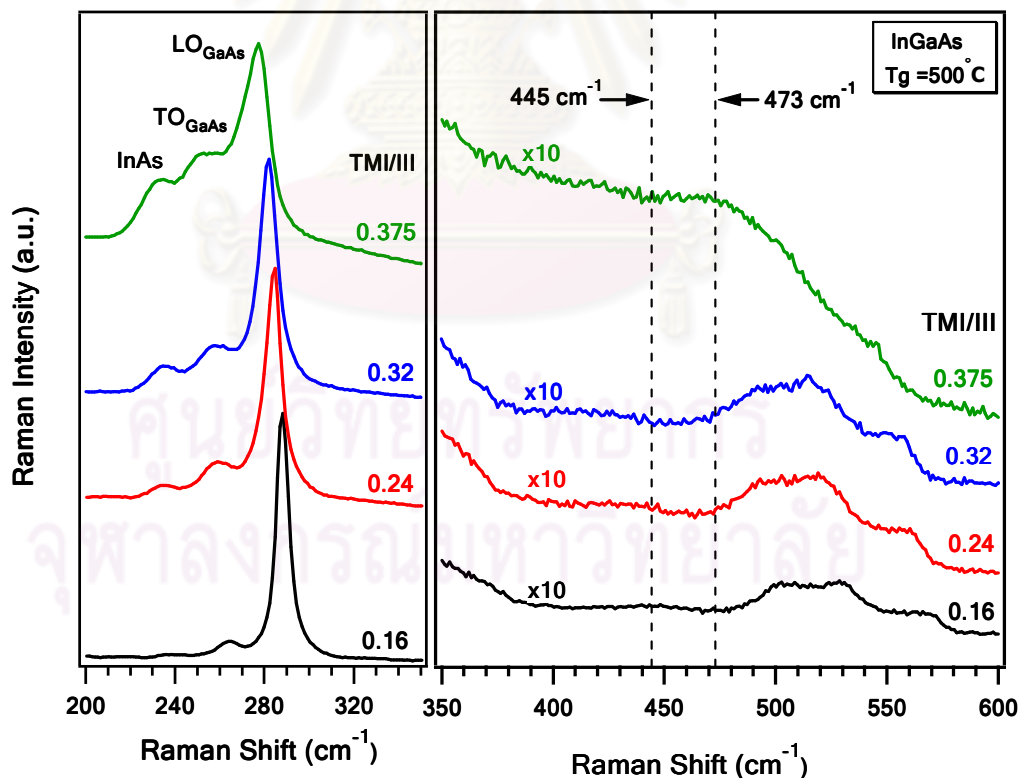
## 5.2 อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ In ต่อการก่อเกิดพันธะในฟิล์ม InGaAs และฟิล์ม InGaAsN

จากการศึกษาในหัวข้อ 5.1 คาดว่าความไม่สมบูรณ์ของโครงสร้างผลึก และการก่อเกิด ความเครียดในชั้นฟิล์มนั้น อาจเป็นผลจากความแตกต่างระหว่างขนาดอะตอม N และอะตอม As ดังนั้นจึงคาดว่า การเจืออะตอมที่มีขนาดใหญ่กว่าเข้าไปเพื่อปรับ โครงสร้างภายในให้ดีขึ้น ขณะที่ ยังคงรักษาสมบัติเชิงแสงให้สามารถไปประยุกต์งานดังที่ได้กล่าวมาในบทที่ 1 จึงได้ทำการศึกษา การเจืออะตอม In ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่าอะตอม N และ อะตอม As เข้าไปในโครงสร้างผลึก GaAsN ซึ่ง คาดว่าจะได้ฟิล์ม InGaAsN ที่มีโครงสร้างผลึกสมบูรณ์

จากรูปที่ 5.7 จะเห็นได้ว่า เมื่อปริมาณ In เริ่มต้นมีค่าเพิ่มขึ้น ตำแหน่งพีกจะมีการเลื่อน ไปทางด้านพลังงานน้อยลงจากตำแหน่ง  $473 \text{ cm}^{-1}$  [TMI/II = 0] ซึ่งเป็นพีกที่สอดคล้องกับโหมด การสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ Ga-N ( $\text{Ga}_4\text{N}$ ) ไปยังตำแหน่ง  $445 \text{ cm}^{-1}$  [TMI/II = 0.375] ซึ่งเป็น พีกที่สอดคล้องกับโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ In-N ( $\text{In}_4\text{N}$ ) และคาดว่าพีกที่ปรากฏ

ระหว่างโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่นี้เป็นพีกที่สอดคล้องกับโหมดการสั่นของพันธะแบบกลุ่ม (Clusters) คือ  $\text{In}_{4-x}\text{Ga}_x\text{N}$  ( $1 \leq x \leq 3$ ) จึงคาดว่า การเพิ่มปริมาณ In ในฟิล์ม InGaAsN ทำให้ก่อเกิดพันธะ In-N ในโครงผลึก และปรับปรุงความเครียดบริเวณรอบๆ อะตอม N ให้ลดลงได้ เช่นเดียวกับการเพิ่มปริมาณ N ในฟิล์ม InGaAsN โดยการเพิ่มปริมาณ N และ In ที่เหมาะสม

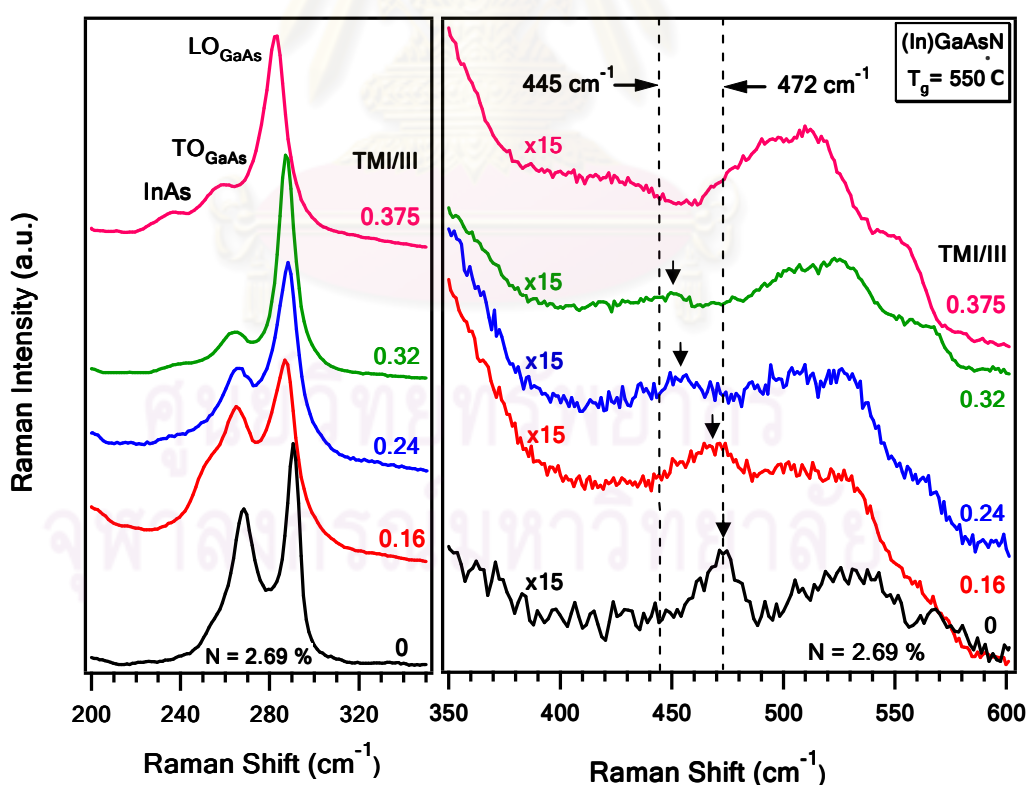
ในงานวิจัยนี้ได้ทำการยืนยันการก่อเกิดพันธะที่สัมพันธ์กับพันธะ In-N ด้วยการตรวจสอบฟิล์ม InGaAs ที่มีเงื่อนไขการปลูกฟิล์มเช่นเดียวกับฟิล์ม InGaAsN ผลการตรวจสอบแสดงดังรูปที่ 5.8 จะเห็นได้ว่าเมื่อปริมาณ In เริ่มต้นเพิ่มขึ้น สเปกตรัมจากการกระเจิงแบบรามานไม่ปรากฏพีกที่สัมพันธ์กับโหมดการสั่นของพันธะ In-N อย่างไรก็ตามมีการปรากฏพีกที่ตำแหน่ง  $240 \text{ cm}^{-1}$  ซึ่งสอดคล้องกับโหมดการสั่นของพันธะ In-As โดยความเข้มสัญญาณรามานที่สอดคล้องกับโหมดการสั่นของพันธะ In-As จะมีค่าเพิ่มขึ้น ขณะที่ความเข้มสัญญาณรามานที่สอดคล้องกับโหมดการสั่นของพันธะ Ga-As จะมีค่าลดลง



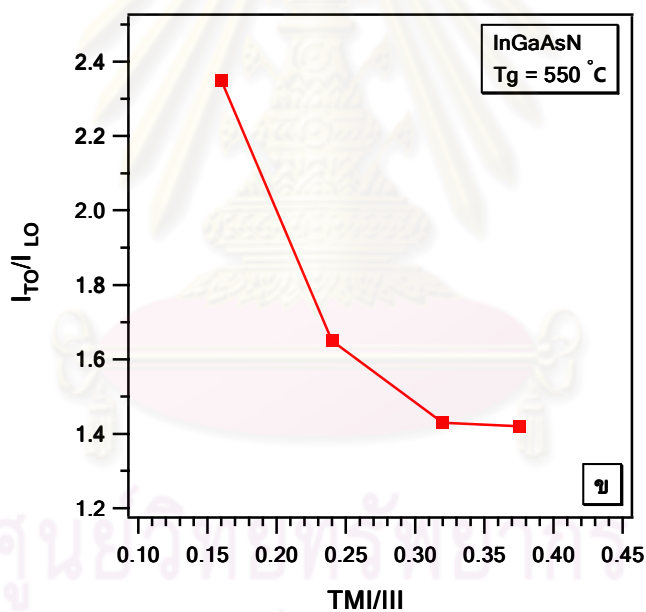
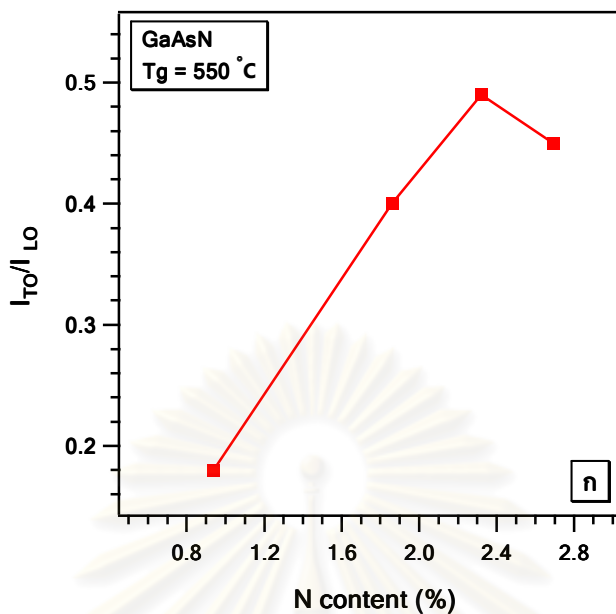
รูปที่ 5.8 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามานและรามานชิฟท์ของฟิล์มบาง InGaAs ที่มีปริมาณ In เริ่มต้นต่างกัน อุณหภูมิขณะปลูก 500 องศาเซลเซียส

เนื่องจากอะตอม In ที่เพิ่มขึ้นได้เข้าไปแทนที่ในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม Ga ซึ่งเป็นธาตุหมู่ 3A เหมือนกันและอะตอม In ได้สร้างพันธะกับอะตอม As ซึ่งเป็นอะตอมข้างเคียงมากขึ้นด้วย ดังนั้นในฟิล์ม InGaAsN ซึ่งจะมีบางบริเวณที่อะตอม N อยู่ในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม As เนื่องจากเป็นธาตุหมู่ 5A เหมือนกัน จึงมีการสร้างพันธะระหว่างอะตอม In และอะตอม N

ผลการศึกษาการเพิ่มปริมาณ In ในฟิล์ม InGaAsN ที่มีอุณหภูมิขณะปลูกต่างกันคือ 550 องศาเซลเซียส แสดงดังรูปที่ 5.9 ได้ผลการตรวจสอบที่มีแนวโน้มเช่นเดียวกันกับฟิล์มที่มีอุณหภูมิขณะปลูก 500 องศาเซลเซียส ดังรูปที่ 5.7 และพบว่าการเพิ่มปริมาณ In ในฟิล์ม InGaAsN ส่งผลให้อัตราส่วนความเข้มสัญญาณรามานของโหมดการสั่น  $TO_{GaAs}/LO_{GaAs}$  ลดลง ขณะที่อัตราส่วนความเข้มสัญญาณรามานของโหมดการสั่น  $TO_{GaAs}/LO_{GaAs}$  ของฟิล์ม GaAsN จะมียค่าเพิ่มขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 5.10 จึงคาดว่า การเพิ่มปริมาณ In เข้าไปในฟิล์ม InGaAsN สามารถปรับลดการบิดเบี้ยวของแลตทิซในโครงสร้างได้



รูปที่ 5.9 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มสัญญาณรามานและรามานชิฟท์ของฟิล์มบาง (In)GaAsN ที่มีปริมาณ In เริ่มต้นต่างกัน อุณหภูมิขณะปลูก 550 องศาเซลเซียส



รูปที่ 5.10 (ก) ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วนความเข้มสัญญาณรามานของโหมดการสั่น  $TO_{GaAs}/LO_{GaAs}$  และปริมาณ N (ร้อยละ 0.94 ถึง ร้อยละ 2.69) ของฟิล์ม GaAsN (ข) ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วนความเข้มสัญญาณรามานของโหมดการสั่น  $TO_{GaAs}/LO_{GaAs}$  และปริมาณ In เริ่มต้น  $0.16 \leq [TMI/III] \leq 0.375$  ของฟิล์ม InGaAsN



### 5.3 อภิปรายผลการทดลอง

ผลการตรวจสอบฟิล์ม (In,Ga)(As,N) ด้วยเทคนิคการกระเจิงแบบรามาน สามารถใช้เป็นข้อมูลในการวิเคราะห์การก่อเกิดพันธะในฟิล์ม (In,Ga)(As,N) เนื่องจากอิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N และ In ได้ดังนี้

1. อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ N ในฟิล์ม GaAsN ส่งผลให้มีการก่อเกิดพันธะแบบไนโตรเจนโดดเดี่ยว (isolated nitrogen:  $Ga_4N$ ) เพิ่มมากขึ้น ซึ่งทำให้ฟิล์มมีความเครียดแบบเฉพาะที่บริเวณรอบอะตอม N มากขึ้นด้วย เนื่องจากการแทนที่ของอะตอม N ซึ่งมีขนาดเล็กกว่าในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม As ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่า นอกจากนี้พบว่าฟิล์มที่มีปริมาณ N สูง จะมีการบิดเบี้ยวของแลตทิซในโครงผลึกมากขึ้น

2. อิทธิพลของการเพิ่มปริมาณ In เริ่มต้นในฟิล์ม GaAsN หรือ การเพิ่มปริมาณ N เริ่มต้นในฟิล์ม InGaAs โดยมีปริมาณ N และ In เริ่มต้นที่เหมาะสม จะมีการก่อเกิดพันธะใหม่ในชั้นฟิล์ม InGaAsN คือ พันธะ  $In_{4-x}Ga_xN$  ( $0 \leq x \leq 4$ ) และจะส่งผลให้ฟิล์ม InGaAsN มีความเครียดแบบเฉพาะที่บริเวณรอบๆ อะตอม N ลดลง เนื่องจากการแทนที่ของอะตอม In ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่าในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม Ga ซึ่งมีขนาดเล็กกว่า และการแทนที่ของอะตอม N ซึ่งมีขนาดเล็กกว่าในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม As ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่าได้มีการสร้างพันธะ In-N ที่มีความยาวพันธะมากกว่าพันธะ Ga-N จึงทำให้รอบอะตอม N มีการผ่อนคลายความเครียดและมีการบิดเบี้ยวของแลตทิซในโครงผลึกลดลง และคาดว่า การก่อเกิดพันธะแบบทรงสี่หน้ามีสมมาตรมากขึ้น

## บทที่ 6

### สรุปผลการทดลอง

การวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์จากระนาบผลึก พบว่าการเพิ่มปริมาณ N เข้าไปในชั้นฟิล์ม GaAsN ทำให้ชั้นฟิล์มมีความเครียดแบบดึง (tensile strain) เพิ่มขึ้น ขณะที่การเพิ่มปริมาณ In เข้าไปใน InGaAs ทำให้ชั้นฟิล์มมีความเครียดแบบอัด (compressive strain) เพิ่มขึ้น ทั้งนี้การเพิ่มปริมาณ N เข้าไปใน InGaAs และการเพิ่มปริมาณ In เข้าไปใน GaAsN สามารถลดความเครียดแบบอัดและแบบดึงให้ชั้นฟิล์มได้ ตามลำดับ และสามารถปรับค่าคงที่โครงสร้างของฟิล์มให้มีค่าเท่ากับวัสดุฐานรอง (lattice matching) ทำให้ได้ฟิล์มที่มีความเครียดบริเวณรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรองน้อยมาก ส่งผลให้ฟิล์มที่ปลูกได้มีความสมบูรณ์ของโครงสร้างสูง ยืนยันได้จากพื้นผิวของฟิล์มที่เรียบที่ตรวจสอบด้วยการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กำลังแยกสูงและกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงระหว่างอะตอม

การวิเคราะห์สเปกตรัมจากการกระเจิงแบบรามานของฟิล์ม GaAsN พบว่าการเพิ่มปริมาณ N เข้าไปในฟิล์ม GaAsN อะตอม N จะเข้าไปแทนที่ในตำแหน่งแลตทิซของอะตอม As มากขึ้น สังเกตได้จากความเข้มสัญญาณรามานของโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ Ga-N มีค่าเพิ่มขึ้น และตำแหน่งพีคของโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ Ga-N ( $\text{Ga}_4\text{N}$ ) ได้ถูกเลื่อนไปทางด้านพลังงานสูงขึ้นจาก  $468 \text{ cm}^{-1}$  ไปยัง  $473 \text{ cm}^{-1}$  เมื่อปริมาณ N เพิ่มจากร้อยละ 0.94 เป็นร้อยละ 4.94 จากผลดังกล่าวแสดงให้เห็นว่าการเพิ่มปริมาณ N ในชั้นฟิล์มจะก่อให้เกิดความเครียดบริเวณรอบๆ อะตอม N มากขึ้น ซึ่งเรียกว่า ความเครียดแบบเฉพาะที่ (local strain) นอกจากนี้ อัตราส่วนความเข้มสัญญาณรามาน  $\text{TO}_{\text{GaAs}}/\text{LO}_{\text{GaAs}}$  ที่มีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อปริมาณ N เพิ่มขึ้น ยังแสดงให้เห็นว่าได้เกิดการบิดเบี้ยวของแลตทิซเพิ่มขึ้น เนื่องจากการแทนที่ของอะตอม N ซึ่งมีขนาดเล็กกว่าในตำแหน่งแลตทิซของ As ซึ่งมีขนาดใหญ่กว่า

ผลการวิเคราะห์สเปกตรัมจากการกระเจิงแบบรามานของฟิล์มบาง InGaAsN พบว่าการเพิ่มปริมาณ In เริ่มต้นในฟิล์ม InGaAsN สามารถลดความเครียดบริเวณรอบๆ อะตอม N ได้ โดยตำแหน่งพีคของโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ Ga-N ( $\text{Ga}_4\text{N}$ ) ที่บริเวณ  $473 \text{ cm}^{-1}$  ( $[\text{TMI}]/\text{III} = 0$ ) ได้ถูกเลื่อนไปทางด้านพลังงานน้อยลงที่บริเวณ  $445 \text{ cm}^{-1}$  ( $[\text{TMI}]/\text{III} = 0.375$ ) ซึ่ง

เป็นฟิสิกส์ที่สอดคล้องกับโหมดการสั่นแบบเฉพาะที่ของพันธะ In-N ( $\text{In}_4\text{N}$ ) และคาดว่ามีการก่อเกิดพันธะแบบกลุ่ม (clusters) ( $\text{In}_{4-x}\text{Ga}_x\text{N}$  เมื่อ  $0 \leq x \leq 4$ ) ที่บริเวณ  $458 \text{ cm}^{-1}$  เนื่องจากพันธะ In-N มีความยาวมากกว่าพันธะ Ga-N จึงคาดว่าเกิดการผ่อนคลายความเครียด (strain relaxation) บริเวณรอบๆ อะตอม N นอกจากนี้พบว่า การเพิ่มปริมาณ In เข้าไปในฟิล์มบาง InGaAsN ได้ส่งผลให้อัตราส่วนความเข้มสัญญาณรามาน  $\text{TO}_{\text{GaAs}}/\text{LO}_{\text{GaAs}}$  ลดลง ซึ่งแสดงให้เห็นถึงการลดการบิดเบี้ยวของแลตทิซอย่างชัดเจน

ในงานวิจัยนี้เราสามารถพบการก่อเกิดพันธะ In-N ในฟิล์ม InGaAsN ที่ถูกปลูกด้วยวิธีเอ็มโอวีพีโอได้เช่นเดียวกับฟิล์มที่ปลูกด้วยวิธีเอ็มบีอี ดังผลงานวิจัยของ Wagner และคณะ [6, 7] และ Hashimoto และคณะ [8] โดยเราสามารถพบการก่อเกิดพันธะ In-N ในฟิล์ม InGaAsN ที่ไม่ผ่านการอบด้วยความร้อน ซึ่งแตกต่างจากผลงานวิจัยของ Kurtz และคณะ [9] ที่จะพบการก่อเกิดพันธะ In-N ในฟิล์ม InGaAsN ที่ถูกปลูกด้วยวิธีเอ็มโอวีพีโอ หลังการอบฟิล์มด้วยความร้อนแล้วเท่านั้น จึงคาดว่าฟิล์มที่ปลูกได้นี้มีความสมบูรณ์สูง สามารถนำไปประยุกต์ใช้งานได้โดยไม่ต้องผ่านการอบฟิล์มด้วยความร้อน

## รายการอ้างอิง

- [1] Sanorpim, S. Structural and Optical Properties of III-III-V-N Type Alloy Films and Their Quantum Wells. Doctoral dissertation, Graduate School of Engineering, The University of Tokyo, 2003.
- [2] Kondow, M., et al. GaInAsN: A Novel Material for Long –Wavelength Semiconductor Laser. IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics 3 (June 1997): 719.
- [3] Wayers, M., Sato, M., and Ando, H. Red shift of photoluminescence and absorption in dilute GaAsN alloy layers. Japanese Journal of Applied Physics 31 (1992): L853.
- [4] Alt, H. Ch. et al. Local vibrational mode absorption of nitrogen in GaAsN and InGaAsN layers grown by molecular beam epitaxy. Physica B 302-303 (2001): 282-290.
- [5] Chafi, A., et al. Combined Raman study of InGaAsN from the N-impurity and InGaAs-matrix sides. Applied Physics Letters 91 (August 2007): 051910.
- [6] Wagner, J., Geppert, T., Köhler, K., Ganser, P., and Herres, N. N-induced vibrational modes in GaAsN and GaInAsN studied by resonant Raman scattering. Journal of Applied Physics 90 (November 2001): 5030.
- [7] Wagner, J., Geppert, T., Köhler, K., Ganser, P., and Maier, M. Bonding of nitrogen in dilute GaInAsN and AlGaAsN studied by Raman spectroscopy. Solid-State Electronics 47 (2003): 461-465.
- [8] Hashimoto, A., Uchida, M., Suzuki, T., Yamamoto, K., and Yamamoto, A. In-N Bond Formation Mechanism in GaInAsN Layers Grown on GaAs (001) Substrates. 3<sup>rd</sup> World Conference on Photovoltaic Energy Conversion (May 2003): 749-752.
- [9] Kurtz, S., et al. Structural changes during annealing of GaInAsN. Applied Physics Letters 78 (February 2001): 749.
- [10] Vijarnwannaluk, S. Optical studied of GaAs:C grown at low temperature and of localized vibrations in normal GaAs:C Doctoral dissertation, Physics, Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, 2002.
- [11] Siegle, H., et al. Quantitative determination of hexagonal minority phase in cubic GaN using Raman Spectroscopy. Solid State Communications 12 (August 1995): 946.

- [12] Kuntharin, S., et al. High Resolution X-ray Diffraction and Raman Scattering Studies of Cubic-phase InN Films Grown by MBE. Advanced Materials Research 55-57 (August 2008): 776.
- [13] Milekhin, A. G., Kalagin, A. K., Vasilenko, A. P., Toropov, A. I., Surovtsev, N. V., and Zahn, D. R. T. Vibrational spectroscopy of InAlAs epitaxial layers. Journal of Applied Physics 104 (October 2008): 073516-2.
- [14] Thomas, S., White, S., Chalker, P. R., Bullough, T. J., and Joyce, T. B. Nitrogen incorporation in GaInNAs and GaAsN near the solubility limit. Journal of Materials Science: Materail in Electronics 13 (2002): 528.
- [15] Wagner, J., Köhler, K., Ganser, P., and Maier, M. Bonding of nitrogen in dilute InAsN and high In-content GaInAsN. Applied Physics Letters 87 (July 2005): 051913-2.
- [16] Prokofyeva, T., Sauncy, T., Seon, M., and Holtz, M. Raman studies of nitrogen incorporation in GaAs<sub>1-x</sub>N<sub>x</sub>. Applied Physics Letters 73 (September 1998): 1409.
- [17] Shirakata, S., Kondow, M., and Kitatani, T. Raman studies of lattice and local vibrational modes of GaInNAs prepared by molecular beam epitaxy. Journal of Physics and Chemistry of Solids 66 (2005): 2121
- [18] Ibáñez, J., et al. Dilute (In,Ga)(As,N) thin films grown by molecular beam epitaxy on (001) and non-(100) GaAs substrates: a Raman-scattering study. Journal of Materials Science (October 2007)
- [19] Klangtakai, P., Sanorpim, S., Katayama, R., and Onabe, K. Growth condition and luminescence property of high N-content GaAsN alloy semiconductor. 34<sup>th</sup> Congress on Science and Technology of Thailand (2008): 1.
- [20] Mintairov, A. M., Blagnov, P. A., Melehin, V. G., and Faleev, N. N. Ordering effects in Raman spectra of coherently strained GaAs<sub>1-x</sub>N<sub>x</sub>. Physical Review B 56 (December 1997): 15836.
- [21] Klangtakai, P., et al. Post-growth thermal annealing of high N-content GaAsN by MOVPE and its effect on strain relaxation. Journal of Crystal Growth 298 (2007): 143.
- [22] Chihiro Hamaguchi. Basic Semiconductor Physics. Second Edition. Heidelberg : Springer, 2010.

- [23] Akasaki, I., and Amano, H. Crystal growth and conductivity control of group III nitride semiconductors and their application to short wavelength light emitters. Japanese Journal of Applied Physics 36 (1997): 5393.
- [24] Sakai, S., Ueta, Y., and Terauchi, Y. Epitaxial growth of Electronic structure of  $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$  alloys. Japanese Journal of Applied Physics 32 (1993): 4413.
- [25] Bateman, T. B., McSkimin, H. J., and Whelan, J. M. Elastic Moduli of Single Crystal Gallium Arsenide. Journal of Applied Physics 30 (1959): 544.
- [26] Willardson, R. K., and Beer, A. C. Semiconductors and semimetal. New York : Academic, 1966.
- [27] Sherwin, M. E., and Drummond, T. J. Predicted elastic constants and critical layer thicknesses for cubic phase AlN, GaN, and InN on  $\beta$ -SiC. Journal of Applied Physics 69 (1991): 8423.



ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย





ภาคผนวก

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

### การคำนวณหาความเข้มข้นของ N ในฟิล์มบาง $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$

การคำนวณหาปริมาณ N ที่เป็นองค์ประกอบในสารกึ่งตัวนำ  $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$  แสดงดังรูปที่ 1 คือ เริ่มจากการคำนวณหาค่าคงที่โครงผลึกในแนวตั้งฉาก ( $a_{\perp}$ ) และค่าคงที่โครงผลึกในแนวขนาน ( $a_{\parallel}$ ) กับพิวรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มและวัสดุฐานรอง โดยมีขั้นตอนการคำนวณดังที่ได้กล่าวในหัวข้อ 3.2.1 ซึ่งจะเห็นได้ว่าทั้งค่า  $a_{\perp}$  และ  $a_{\parallel}$  ของชั้นฟิล์มเป็นสมบัติของฟิล์มบางที่อยู่ภายใต้อิทธิพลของความเครียด เพื่อหาค่าคงที่โครงผลึกที่ผ่อนคลายสมบูรณ์ ซึ่งแทนด้วย  $a_0$  หรือ  $a_{\text{GaAsN}}$  ให้แทนค่า  $a_{\perp}$  และ  $a_{\parallel}$  ลงในสมการที่ 1

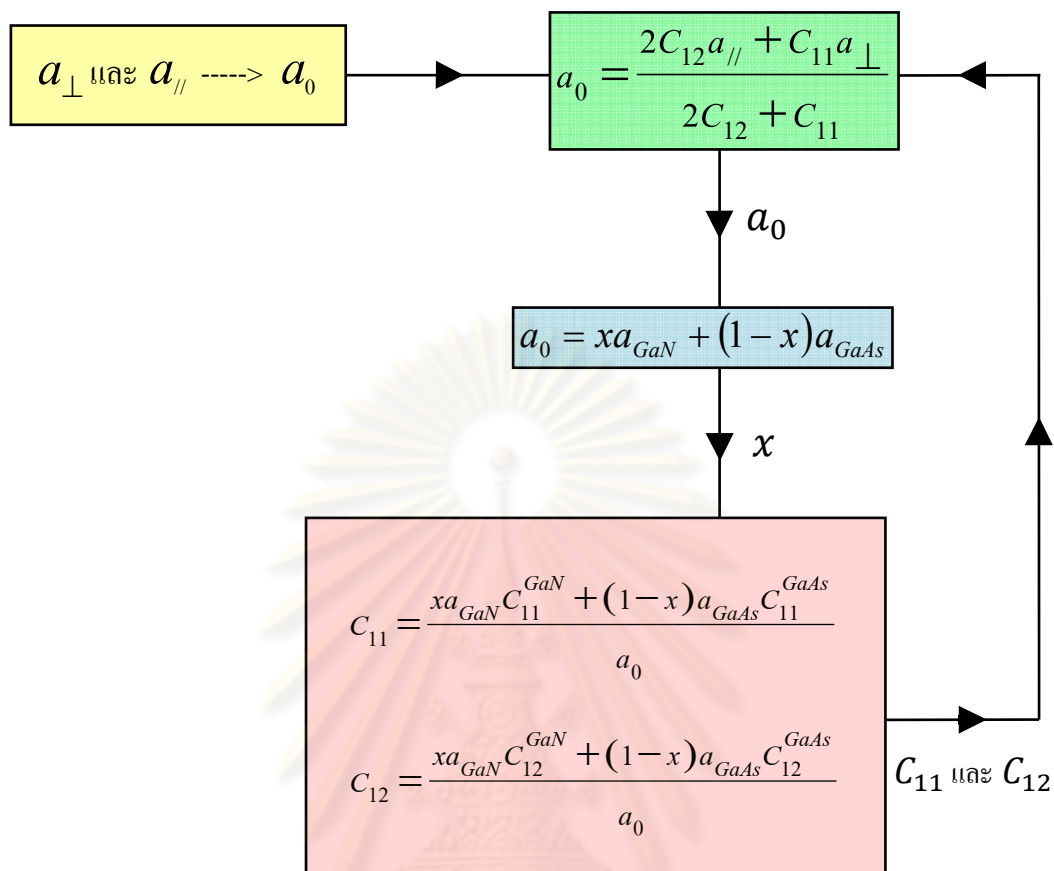
$$a_0 = \frac{2C_{12}a_{\parallel} + C_{11}a_{\perp}}{2C_{12} + C_{11}} \quad (1)$$

เมื่อ  $C_{11}$  และ  $C_{12}$  คือ ค่าคงที่ความยืดหยุ่นของวัสดุ (elastic constant) โดยกำหนดให้ค่าเริ่มต้นของ  $C_{11}$  และ  $C_{12}$  แทนด้วยค่า  $C_{11}$  และ  $C_{12}$  ของ GaAs

จากนั้นให้แทน  $a_0$  ลงในสมการ 2 ซึ่งถูกเรียกว่า กฎของเวอการ์ด (Verard's law) ซึ่งเป็นสมการที่ใช้ในการคำนวณค่าพารามิเตอร์ต่างๆ ที่มีความสัมพันธ์อย่างเป็นเชิงเส้นกับสัดส่วนธาตุที่เป็นองค์ประกอบในสารประกอบนั้นๆ เช่น การเติมธาตุ C เข้าไปในสารประกอบ AB ซึ่งเกิดสารประกอบใหม่ คือ  $\text{AB}_{1-x}\text{C}_x$  สมบัติต่างๆ ของ  $\text{AB}_{1-x}\text{C}_x$  จะค่อยๆ เปลี่ยนแปลงจากค่าสมบัติของ AB ไปเป็นสมบัติของ AC เช่น ค่าคงที่โครงผลึก ค่าช่องว่างแถบพลังงาน เป็นต้น ดังนั้นการเติม N เข้าไปใน GaAs ค่าคงที่โครงผลึก ( $a_0$ ) ของ GaAsN จะค่อยๆ เปลี่ยนแปลงจากค่าคงที่โครงผลึกของ GaAs ไปเป็นค่าคงที่โครงผลึก GaN ตามปริมาณ N ที่เพิ่มขึ้น

$$a_{\text{GaAsN}} = a_0 = xa_{\text{GaN}} + (1-x)a_{\text{GaAs}} \quad (2)$$

เมื่อ  $a_{\text{GaN}}$  และ  $a_{\text{GaAs}}$  คือ ค่าคงที่โครงผลึกของ GaN และ GaAs ตามลำดับ มีค่าแสดงดังตารางที่ 1



รูปที่ 1 แสดงแผนภาพการหาค่า  $x$  ของ  $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$

ตารางที่ 1 แสดงค่าพารามิเตอร์ของ GaAs GaN InAs และ InN

Parameters	GaAs	cubic-GaN	InAs	cubic-InN
$a$ (Å)	5.653 [24]	4.503 [23]	6.058 [24]	4.980 [23]
$C_{11}$ ( $10^{11}$ dyn/cm <sup>2</sup> )	11.88 [25]	26.4 [23]	8.329 [26]	17.2 [27]
$C_{12}$ ( $10^{11}$ dyn/cm <sup>2</sup> )	5.38 [25]	15.3 [23]	4.529 [26]	11.9 [27]

การคำนวณหาความเครียดในชั้นฟิล์มบาง:  $\varepsilon_{\perp, //}$

$$\varepsilon_{\perp, //} = \frac{a_{\perp, //} - a_0}{a_0} \times 100\% \quad (3)$$

เมื่อ  $a_{\perp, //}$  คือ ค่าคงที่โครงสร้างผลึกในแนวตั้งฉากและขนานของฟิล์ม

$a_0$  คือ ค่าคงที่โครงสร้างผลึกที่ผ่อนคลายสมบูรณ์ของฟิล์ม

การคำนวณหาค่าความแตกต่างของค่าคงที่โครงสร้างผลึกระหว่างฟิล์มบางและวัสดุฐานรอง:  $f_{\perp, //}$

$$f_{\perp, //} = \frac{a_{\perp, //} - a_s}{a_s} \times 100\% \quad (4)$$

เมื่อ  $a_{\perp, //}$  คือ ค่าคงที่โครงสร้างผลึกแนวตั้งฉากและขนานของฟิล์ม

$a_s$  คือ ค่าคงที่โครงสร้างผลึกของวัสดุฐานรอง

ศูนย์วิทยทรัพยากร  
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

## ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

นางสาว วรณวีร์ เหมือนประยูร เกิดเมื่อวันที่ 4 สิงหาคม 2526 สำเร็จการศึกษาระดับมัธยมศึกษาจากโรงเรียนสตรีประเสริฐศิลป์ จังหวัดตราด และรับทุนในโครงการส่งเสริมการผลิตครูที่มีความสามารถพิเศษทางวิทยาศาสตร์และคณิตศาสตร์ (สควค.) เข้าศึกษาใน ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ และสำเร็จการศึกษาวិทยาสตรบัณฑิต (วท.บ.) สาขาฟิสิกส์ เกียรตินิยมอันดับหนึ่ง ในปีการศึกษา 2549 และเข้าศึกษาต่อในหลักสูตรประกาศนียบัตรวิชาชีพครู (ป.บัณฑิต) คณะศึกษาศาสตร์ มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ โดยฝึกสอน ณ โรงเรียนสาธิตปทุมวัน เป็นระยะเวลา 1 ภาคการศึกษา หลังจากสำเร็จการศึกษา ป.บัณฑิต ได้เข้าศึกษาต่อหลักสูตรวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาฟิสิกส์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ในปีการศึกษา 2550 โดยได้เข้าร่วมงานประชุมและเสนอผลงานทางวิชาการ ดังนี้

1. เสนอผลงานแบบบรรยายในหัวข้อ Raman study of high-N-content GaAsN Films grown by MOVPE ในการประชุมวิชาการ The Science Forum 2009 ณ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
2. เสนอผลงานแบบบรรยายในหัวข้อ Temperature dependence of band gap of  $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$  ( $x \leq 0.055$ ) films grown on GaAs (001) substrates by MOVPE ในการประชุมวิชาการ The 16<sup>th</sup> international conference on crystal growth (ICCG-16) ณ Beijing International Convention Center เมืองปักกิ่ง สาธารณรัฐประชาชนจีน
3. เสนอผลงานแบบบรรยายและตีพิมพ์ผลงาน ในหัวข้อ Effects of Nitrogen Incorporation on temperature dependence of band gap of  $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$  ( $x \leq 0.05$ ) grown on GaAs (001) substrates by metalorganic vapor phase epitaxy ในการประชุมบัณฑิตแห่งชาติ ครั้งที่ 19 ณ มหาวิทยาลัยราชภัฏราชนครินทร์
4. เสนอผลงานแบบบรรยายในหัวข้อ Effect of N and In incorporation on Vibrational properties of (In,Ga)(As,N) films grown by MOVPE ในการประชุมวิชาการ The Science Forum 2011 ณ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
5. เสนอผลงานแบบโปสเตอร์ในหัวข้อ Impact of N and In-additions on vibrational property of (In,Ga)(As,N) films grown by MOVPE ในการประชุมวิชาการ Siam Physics Congress 2011 ณ โรงแรมแอมบาสเดอร์ ซิตี้ จอมเทียน จังหวัดชลบุรี