



รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ

การศึกษาสารกึ่งตัวนำประกอบธาตุหมู่สาม-ห้า
เพื่อการวัดการแผ่รังสี และการใช้งานด้านโฟโตโวลตาอิก
(Investigation on Multi-Layer III-V Semiconductors for
Radiation Detections and Photovoltaic Applications)

โดย

ดร.พรรณี แสงแก้ว

มีนาคม 2561

รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ

การศึกษาสารกึ่งตัวนำประกอบธาตุหมู่สาม-ห้า
เพื่อการวัดการแผ่รังสี และการใช้งานด้านโฟโตโวลตาอิก
(Investigation on Multi-Layer III-V Semiconductors for
Radiation Detections and Photovoltaic Applications)

โดย

ดร.พรรณี แสงแก้ว

ภาควิชาวิศวกรรมนิวเคลียร์ คณะวิศวกรรมศาสตร์

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

สนับสนุนโดยสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัยและจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

(ความเห็นในรายงานนี้เป็นของผู้วิจัย สกว.และจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ไม่จำเป็นต้องเห็นด้วยเสมอไป)

สารบัญ

| | หน้า |
|--|------|
| Abstract | 4 |
| บทคัดย่อ | 5 |
| บทที่ 1 บทนำ | 6 |
| บทที่ 2 การดำเนินการวิจัย | 11 |
| บทที่ 3 ผลการวิจัยและอภิปรายผลการวิจัย | 14 |
| บทที่ 4 สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ | 33 |
| เอกสารอ้างอิง | 34 |
| ภาคผนวก | 37 |

Abstract (บทคัดย่อ)

Project Code (รหัสโครงการ) : TRG5880265

Project Title : Investigation on Multi-Layer III-V Semiconductors for Radiation Detections and Photovoltaic Applications

(ชื่อโครงการ) การศึกษาสารกึ่งตัวนำประกอบธาตุหมู่สาม-ห้า เพื่อการวัดการแผ่รังสีและการใช้งานด้านโฟโตโวลตาอิก

Investigator : Dr. Phannee Saengkaew

Department of Nuclear Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University

(ชื่อนักวิจัย) ดร.พรรณี แสงแก้ว

ภาควิชาวิศวกรรมนิวเคลียร์ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

E-mail Address : phannee.s@chula.ac.th, s_phannee@hotmail.com

Project Period : 2 years

(ระยะเวลาโครงการ) 2 ปี

Aluminium Antimonide (AlSb) with a good crystalline quality and suitable optical and electrical properties has been investigated in order to develop AlSb-based room-temperature optoelectronic devices on Si substrates. Firstly, ~400-nm-thick AlSb films were prepared by RF-magnetron sputtering process in argon atmosphere at a pressure of 10^{-2} mbar, a power of 250 W and the ratio of pure Al and Sb of 95:5. Cu and Si doping in AlSb films were performed to generate the n-type and p-type AlSb films by the ratio of Al, Sb and dopants of about 90:5:5. XRD measurements showed that AlSb films were achieved with (111) preferred orientation, a lattice constant of 6.1315 Å and a crystal size of 50.85 nm. For doped AlSb samples, the AlSb:Si films with a lattice constant of 6.1042 Å and the AlSb:Cu films with a lattice constant of 6.1402 Å were obtained. To analyze the crystal structure quality of the AlSb films, Raman spectroscopy indicated that all AlSb films with strains and lower crystal structure quality by Si and Cu doping. AFM measurements presented $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ surface morphology of AlSb having an rms roughness of 2.13 nm for undoped AlSb, 2.85 nm for AlSb:Si and 3.81 nm for AlSb:Cu with optimized contents of Cu and Si dopants of Cu content of 1% and Si content of 4%. From I-V measurements, in case of the optimized samples, the electrical resistivity of the AlSb:Cu, the AlSb:Si and the undoped AlSb were obtained as 2.55, 4.23 and 199.84 $\text{m}\Omega \cdot \text{cm}$, respectively. Moreover, Hall-Effect measurements showed n-type characteristics for AlSb films by Cu doping and p-type AlSb films by Si doping with quite high sheet carrier concentrations of about -2.7572×10^{17} and $2.4381 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$, respectively. However, for both cases, the carrier mobilities are still low. Nevertheless, PIN junction diode structure was designed and grown on Si substrate to develop the AlSb-based diode devices with quite good diode characteristics.

Keywords : Characterization, Doping, Physical vapor deposition processes, Semiconducting aluminum compounds, Semiconducting III-V materials, Radiation detector, Si substrate

บทคัดย่อ

การพัฒนาอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ทางแสงบนฐานรองซิลิกอนเพื่อใช้งานที่อุณหภูมิห้องได้ โดยการพัฒนาลักษณะโครงสร้างชั้นฟิล์มบางออลูมิเนียมแอนติโมนิโมโนไซด์ ให้มีคุณภาพโครงสร้างผลึกที่ดี มีสมบัติเชิงแสงและสมบัติทางไฟฟ้าที่เหมาะสม โดยเริ่มต้นจากการปลูกสังเคราะห์ฟิล์มออลูมิเนียมแอนติโมนิโมโนไซด์ด้วยเทคนิคสเปคโตรริงประเภทอาร์เอฟแมกนีตรอน ในสภาวะบรรยากาศก๊าซอาร์กอนที่มีความดัน 0.01 mbar ที่กำลังสเปคโตรริง 250 วัตต์ และกำหนดให้มีอัตราส่วนของสารตั้งต้นออลูมิเนียมบริสุทธิ์และแอนติโมนิที่อัตรา 95:5 สำหรับการปลูกฟิล์มบางออลูมิเนียมแอนติโมนิโมโนไซด์ที่สามารถนำไฟฟ้าชนิด n-type ได้โดยการเจือทองแดง และได้ p-type โดยซิลิกอน โดยเริ่มต้นกำหนดอัตราส่วนของสารตั้งต้นออลูมิเนียมบริสุทธิ์ต่อแอนติโมนิและต่อสารเจือที่อัตราประมาณ 90:5:5 และมีการเจือสารทองแดงและซิลิกอน โครงสร้างผลึกของฟิล์มออลูมิเนียมแอนติโมนิโมโนไซด์ที่ปลูกได้นั้นมีโครงสร้างผลึกแบบลูกบาศก์ที่มีลักษณะพหุผลึกแต่มีระนาบ(111) โดดเด่นที่สุด มีค่าคงที่แลตทิซ 6.1305 \AA และขนาดผลึกเฉลี่ย 50.85 nm และพบว่าฟิล์มที่มีการเจือซิลิกอนมีค่าคงที่แลตทิซขนาดเล็กกว่าคือ 6.1042 \AA และฟิล์มที่มีการเจือทองแดงมีค่าคงที่แลตทิซใหญ่ที่สุดคือ 6.1402 \AA เมื่อพิจารณาลักษณะพื้นผิวหน้าพบว่า พื้นผิวหน้าของฟิล์มออลูมิเนียมแอนติโมนิโมโนไซด์มีความขรุขระ 2.13 nm และฟิล์มที่เจือซิลิกอนมีความขรุขระมากขึ้นคือ 2.85 nm และฟิล์มที่เจือทองแดงนั้นมีความขรุขระมากที่สุดคือ 3.81 nm ซึ่งเป็นชั้นงานที่มีการเจือทองแดงด้วยปริมาณเหมาะสมอัตราส่วน 1% และเจือซิลิกอน 4% จากการศึกษาโดยเทคนิครามานสเปกโตรสโกปีทำให้พบว่า ฟิล์มบางได้รับผลจากการเจือสารจึงทำให้เกิดความเค้นและมีคุณภาพโครงสร้างผลึกลดน้อยลง โดยทองแดงส่งผลกระทบมากกว่า โดยเทคนิคการวัดหาความสัมพันธ์ของกระแสไฟฟ้ากับศักย์ไฟฟ้า พบว่าฟิล์มบางที่เจือทองแดงนั้นมีค่าความต้านทานไฟฟ้าน้อยที่สุด $2.55 \text{ m}\Omega\text{-cm}$ และฟิล์มที่เจือซิลิกอนมีค่า 4.23 และฟิล์มที่ไม่เจือมีค่ามากที่สุดคือ $199.84 \text{ m}\Omega\text{-cm}$ เมื่อทำการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคการตรวจวัดผลจากปรากฏการณ์ฮอลล์ ซึ่งได้ผลยืนยันถึงชนิดการนำไฟฟ้าของฟิล์มออลูมิเนียมแอนติโมนิชนิด n-type และ p-type ได้จากการเจือด้วยทองแดงและซิลิกอน โดยมีค่าความหนาแน่นของตัวนำประจุในฟิล์มเจือทองแดงมีค่า -2.7572×10^{17} และเจือด้วยซิลิกอนมีค่าสูงมากกว่าคือ $2.4381 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ ตามลำดับ แต่ว่าชั้นงานตัวอย่างฟิล์มนั้นยังคงมีค่าสภาพการเคลื่อนที่ได้ที่ค่อนข้างต่ำอาจเนื่องจากผลึกยังคุณภาพไม่ดี ดังนั้นเมื่อได้เงื่อนไขการปลูกฟิล์มที่นำไฟฟ้าได้แล้ว จึงพัฒนาทำการปลูกฟิล์มหลายชั้นเพื่อประดิษฐ์อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์โครงสร้างไดโอดบนแผ่นซิลิกอน และผลการศึกษาโดยเทคนิคการวัดกระแสไฟฟ้ากับศักย์ไฟฟ้าพบว่า มีการแสดงพฤติกรรมทางไฟฟ้าถึงอัตลักษณ์ของไดโอดชัดเจน ดังนั้นฟิล์มออลูมิเนียมแอนติโมนิโนนี้แนวโน้มที่จะสามารถพัฒนาต่อไปเพื่อการพัฒนาเป็นอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ทางแสงหรืออุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์สำหรับการตรวจวัดรังสีต่อไปในอนาคต

คำสำคัญ: การวิเคราะห์คุณลักษณะเฉพาะ การเจือสาร กระบวนการปลูกผลึกโดยวิธีการทางกายภาพ วัสดุสารกึ่งตัวนำหมู่สาม-ห้า, การวัดคุณสมบัติไฟฟ้าแบบ IV, การวัดทางไฟฟ้าจากปรากฏการณ์ฮอลล์, อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ทางแสง, สารประกอบออลูมิเนียม, วัสดุตรวจวัดรังสี, แผ่นฐานรองซิลิกอน

บทที่ 1

บทนำ

ในการพัฒนาเทคโนโลยีนิวเคลียร์เพื่อประยุกต์ใช้งานในด้านต่างๆ เช่น ด้านการแพทย์ ด้านงานอุตสาหกรรมระบบการตรวจวัดรังสีนั้นเป็นส่วนสำคัญอย่างยิ่งที่ต้องมีการพัฒนาอย่างต่อเนื่องเพื่อให้ใช้งานได้มีประสิทธิภาพและถูกต้องแม่นยำมากยิ่งขึ้น โดยเฉพาะหัววัดรังสีจัดเป็นอุปกรณ์ส่วนสำคัญมากลำดับต้นๆที่ต้องทำการพัฒนาอย่างต่อเนื่องเพื่อให้การตรวจวัดรังสีนั้นมีประสิทธิภาพสูงซึ่งวิวัฒนาการเกี่ยวกับสารวัสดุตั้งต้นสำหรับการประดิษฐ์หัววัดรังสีนั้นเป็นสิ่งสำคัญมากที่สุดเพราะเป็นส่วนที่จะทำอันตรกิริยากับรังสีที่มาจากกระทบหรือที่ต้องการตรวจวัดนั่นเอง ดังนั้นการคิดสังเคราะห์วัสดุสารที่มีคุณสมบัติตอบสนองต่อการวัดรังสี ต่อประเภทของรังสี และต่อระดับพลังงานของรังสีเหล่านั้น จึงมีการวิจัยศึกษาค้นคว้าและพัฒนากันมาอย่างต่อเนื่องโดยทั่วไป หัววัดรังสีสถานะของแข็ง(solid-state radiation detectors)แบ่งเป็น 2 กลุ่มใหญ่ คือ หัววัดรังสีแบบซินทิลเลชัน (scintillation detectors) และหัววัดรังสีแบบไดโอดสารกึ่งตัวนำ(semiconductor diodes) และเมื่อเทคโนโลยีการผลิตสารประกอบกึ่งตัวนำมีการพัฒนามากขึ้น ทำให้เกิดสามารถสังเคราะห์วัสดุสารประกอบกึ่งตัวนำชนิดใหม่ที่น่าสนใจมากขึ้น ซึ่งนี้ทำให้มีตัวเลือกมากขึ้นในการนำมาใช้งานในด้าน การตรวจวัดรังสี โดยมีการศึกษาถึงคุณสมบัติด้านต่างๆของวัสดุสารประกอบกึ่งตัวนำเหล่านั้น ที่มีผลกระทบต่อประสิทธิภาพการใช้งานด้านการตรวจวัดรังสีอย่างกว้างขวางมากขึ้น โดยเฉพาะเพื่อการใช้งานได้ดีที่อุณหภูมิห้องและยังคงมีคุณสมบัติด้านกำลังแยกระดับพลังงานได้ดี โดยหลักสำคัญเบื้องต้นคือ การสังเคราะห์หรือการปลูกผลึกสารประกอบกึ่งตัวนำเหล่านั้นด้วยเทคนิคหรือกระบวนการที่ทำให้เกิดข้อบกพร่องการเรียงตัวของอะตอมในโครงสร้างผลึกของวัสดุที่ระดับความหนาแน่นต่ำๆ

ผลึกของสารประกอบกึ่งตัวนำส่วนใหญ่แล้วมักมีการจัดเรียงโครงสร้างผลึกอยู่ 3 แบบ คือ โครงสร้างแบบซิงค์เบลนด์ (zincblende; ZB) แบบเวิร์ทไซท์(wurtzite) และแบบร็อกซอลต์ (rocksalt) โดยทั่วไปนอกจากธาตุสารกึ่งตัวนำ (elemental semiconductors) ซึ่งเป็นกลุ่มธาตุหมู่ 4 คือ คาร์บอน ซิลิกอน เจอร์มาเนียม และ ดีบุกชนิดแอลฟาซึ่งจัดเป็นกลุ่มวัสดุสารกึ่งตัวนำกลุ่มแรกที่นำมาใช้งานอย่างกว้างขวาง ส่วนสารประกอบสารกึ่งตัวนำ (Compound semiconductors) โดยทั่วไปได้จากการสังเคราะห์ขึ้นจากธาตุต่างตั้งแต่หมู่สองจนกระทั่งถึงหมู่หก และซึ่งนี้สามารถรวมถึงสารประกอบประเภทอัลคาไลฮาไลด์ (alkali halide) คือ สารประกอบที่ได้จากธาตุโลหะหมู่หนึ่งประกอบเข้ากับธาตุหมู่เจ็ดกลุ่มธาตุฮาโลเจนโดยการประกอบเข้ากันเป็นสารประกอบของแต่ละธาตุนั้นต้องสามารถละลายเข้ากันได้ดี (soluble) เพื่อฟอร์มตัวกันเป็นของแข็งที่มีเนื้อเดียวกันอย่างสม่ำเสมอ สารประกอบสุดท้ายที่ได้จากอะตอมของสารชนิดหนึ่งเข้าไปแทนที่ตำแหน่งของอะตอมของสารอีกชนิดหนึ่งที่มาประกอบกันโดยที่ไม่ทำให้โครงสร้างผลึกนั้นเกิดการเปลี่ยนแปลงไปโดยสิ้นเชิงสารกึ่งตัวนำและสารประกอบกึ่งตัวนำเพื่อเป็นวัสดุตั้งต้นของหัววัดรังสีนั้น มีหลายประเภท ดังนี้

1. กลุ่มธาตุหมู่สี่ (Group IV (B) elements)

คือเป็นกลุ่มธาตุสารกึ่งตัวนำ คือ Si, Ge, C (diamond)และ ดีบุกสีเทา (α -Sn) ธาตุหมู่สี่นั้นมีวงโคจรอิเล็กตรอนวงนอกสุดที่มีอิเล็กตรอนเพียงครึ่งเดียวเท่านั้น จึงทำให้มีการใช้อิเล็กตรอนร่วมกันกับอะตอมใกล้เคียงหรืออะตอมเพื่อนบ้าน ทั้ง 4 อะตอม ทำให้มีอิเล็กตรอนในวงโคจรครบ 8 ตัว ซึ่งนี้ทำให้โครงสร้างแลตทิซของผลึกสร้างขึ้นมาจากพันธะโควา

เลนซ์อย่างสมบูรณ์อย่างมีความสมมาตรกันไม่เกิดทิศทางเบี่ยงเบน (preferred direction) และมีการใช้งานในรูปสารประกอบของธาตุหมู่สี่ต่างชนิดด้วยตัวเอง เช่น SiC และ SiGe เป็นต้น

2. กลุ่มสารประกอบธาตุหมู่สามกับหมู่ห้า (Group III–V compounds)

คือสารประกอบสารกึ่งตัวนำที่ประกอบมาจากการรวมตัวกันของแอนไอออนจากอะตอมธาตุหมู่ห้า (คือ ธาตุ N, P, As, Sb, Bi) กับแคตไอออนจากธาตุกลุ่มสาม (ปกติ คือ Al, Ga และ In) อะตอมของธาตุหมู่สามแต่ละอะตอมจะยึดเหนี่ยวเข้ากันกับอะตอมของธาตุหมู่ห้าสี่อะตอมและก็จะเช่นเดียวกันกับแต่ละอะตอมของธาตุหมู่ห้าจะยึดเหนี่ยวกับอะตอมธาตุหมู่สามสี่อะตอม นั่นคือแต่ละอะตอมจะมีแถบพลังงานวาเลนซ์เต็มเต็มจำนวนไม่มีช่องว่าง (filled valence band)คือมีอิเล็กตรอนครบ 8 ตัว แม้ว่าพันธะยึดเหนี่ยวนั้นจะปรากฏเป็นพันธะโควาเลนซ์ แต่เนื่องด้วยอะตอมธาตุหมู่สามและหมู่ห้ามีวาเลนซ์เป็นประจุบวกและประจุลบจึงเกิดเป็นพันธะไอออนิกในโครงสร้างผลึกด้วย เช่น สารประกอบ AlN, GaN, InP, AlSb, GaSb เป็นต้นนอกจากนี้มีสารประกอบกึ่งตัวนำสามธาตุ (Ternary semiconductors) เช่น AlGaIn, GaInN, AlGaAs และ สารประกอบกึ่งตัวนำสี่ธาตุ (Quaternary semiconductors) เช่น AlGaInN, AlGaInAs เป็นต้น

3. กลุ่มสารประกอบธาตุหมู่หนึ่งและหมู่สองกับหมู่ห้า (Group I–II–V compounds) สารประกอบกึ่งตัวนำกลุ่มนี้ในบางครั้งถือว่าเป็นสิ่งดัดแปลงมาจากกลุ่มสารประกอบกึ่งตัวนำธาตุหมู่สามกับหมู่ห้าที่เกิดจากการที่มีคู่วาเลนซ์เดี่ยวกับวาเลนซ์คู่จับตัวกันมาแทนที่ตำแหน่งอะตอมธาตุหมู่สามตัวอย่างเช่น LiZnAs

4. กลุ่มสารประกอบธาตุหมู่หนึ่งและหมู่สามกับหมู่ห้า (Group I–III–VI compounds)

สารที่โดดเด่นกลุ่มนี้ คือ ชาลโคไพไรต์ (Chalcopyrites; $CuInSe_2$) สารประกอบที่เกิดจากการแทนที่ของอะตอมสี่ตัวของธาตุหมู่สองในสารประกอบกึ่งตัวนำธาตุหมู่สองกับธาตุหมู่หก ด้วยการที่ธาตุหมู่หกจับยึดเหนี่ยวกับ สองตัวกับอะตอมธาตุหมู่หนึ่งและอีกสองตัวกับธาตุหมู่สาม ในรูปแบบสารประกอบสามธาตุแบบ I–III–VI2 โดยกลุ่มธาตุ Cu–In–Se นั้นได้รับความนิยมใช้งานมาก และ $CuIn_{1-x}Ga_xSe_2$ หรือ $Cu(In, Ga)Se_2$ โดยกลุ่มสารประกอบ I–III–VI นี้เป็นสารกึ่งตัวนำแบบช่องว่างพลังงานแบบตรงกัน (direct-gap semiconductors) ที่มีช่วงกว้างของค่าคงที่แลตทิซและพลังงานแถบช่องว่างกว้างเหมาะสมสำหรับเป็นวัสดุโฟโตโวลตาอิก

5. กลุ่มสารประกอบธาตุหมู่สองกับหมู่หก (Group II–VI compounds) สารประกอบกึ่งตัวนำนี้เกิดจากธาตุโลหะหมู่สองบี (IIb metal) คือ Zn, Cd และ Hg ในแถวที่ 4, 5, 6 ตามลำดับกับแคตไอออนของธาตุหมู่หกเอ (group VIa cation) คือ S, Se และ Te สารประกอบเหล่านี้ส่วนใหญ่มีโครงสร้างผลึกโดยธรรมชาติเป็นเฮกซะโกนอลหรือโครงสร้างแบบเกลือแกง และสามารถเกิดร่วมกับ Mn, Zn และ Se เช่น $Cd(1-x)Mn_xTe$, $Cd(1-x)Zn_xTe$ และ $Cd(1-x)Se_xTe$ สารประกอบกึ่งตัวนำ II–VI นั้นมีพันธะไอออนิกที่แข็งแรงและแข็งแรงมากกว่า สารประกอบกลุ่ม III–V ด้วย จุดน่าสนใจของสารประกอบกลุ่มนี้ คือ มีช่วงของพลังงานแถบช่องว่างกว้างตั้งแต่ 0.15eV ของ HgTe ถึง 4.4eV ของ MgS สารประกอบกลุ่มนี้สามารถพบได้ในรูปแบบสารประกอบสามธาตุและสารประกอบสี่ธาตุด้วยเช่นกัน

6. กลุ่มสารประกอบธาตุหมู่หนึ่งกับหมู่เจ็ด (Group I–VII compounds)

เป็นสารประกอบประเภทอัลคาไลฮาไลด์ ซึ่งมีความเป็นไอออนประจุไฟฟ้าสูงและมีช่องว่างแถบพลังงานกว้างมากกว่า สารประกอบ III–V โดยพันธะยึดเหนี่ยวในโครงสร้างผลึกเป็นพันธะไอออนิกมีคุณสมบัติที่โดดเด่นคือคุณสมบัติทางแสง เช่น silver halides, AgCl และ AgBr ซึ่งนี้เป็นสารประกอบกลุ่มแรกนำมาใช้งานด้านการแตกตัวเป็นไอออนโดยรังสี และ NaI, CsI เป็นต้น

7. กลุ่มสารประกอบธาตุหมู่หนึ่งกับหมู่สี่, หมู่หนึ่งกับหมู่สี่และหมู่ห้า และ สารประกอบอินทรีย์อื่นๆ (Group I-IV, I-V-VI and other organic (polymer, oligomers) derivatives)

บางครั้งถูกเรียกว่า สารกึ่งตัวนำแบบพลาสติก (“plastic” semiconductors) โดยมักเป็นวัสดุโพลิเมอร์เกิดพันธะแบบอ่อน คือ weak pz-pz bonding ซึ่งนี้จะเทียบได้กับพลังงานแถบช่องว่างราว 2.5eV โดยวัสดุอินทรีย์เหล่านี้ที่น่าสนใจในการพัฒนาหน้าจอแสดงที่โค้งงอได้ราคาถูก (low-cost flexible displays) และอุปกรณ์จัดเก็บข้อมูลจำนวนมากอีกทั้งมีกระบวนการผลิตที่ค่อนข้างง่ายและใช้งานได้ดีกับวัสดุฐานรองได้หลากหลาย

โดยภาพรวมของสารประกอบกึ่งตัวนำเหล่านี้ พบว่า เมื่อพลังงานแถบช่องว่าง (band-gap energy) และจุดหลอมเหลว (melting point) ของสารเหล่านี้มีค่าสูง จะมีความสัมพันธ์กับสถานะความเป็นอไอออนความเป็นประจุไฟฟ้า (ionicity) สูงด้วย แต่ค่าความแข็งแรงระดับจุลภาค (micro-hardness) นั้นลดลง และความสัมพันธ์ของพลังงานแถบช่องว่างลดลงเมื่อเทียบกับค่าคงที่แลตทิซ (lattice constant) โดยมีค่าอัตรา 2 Å

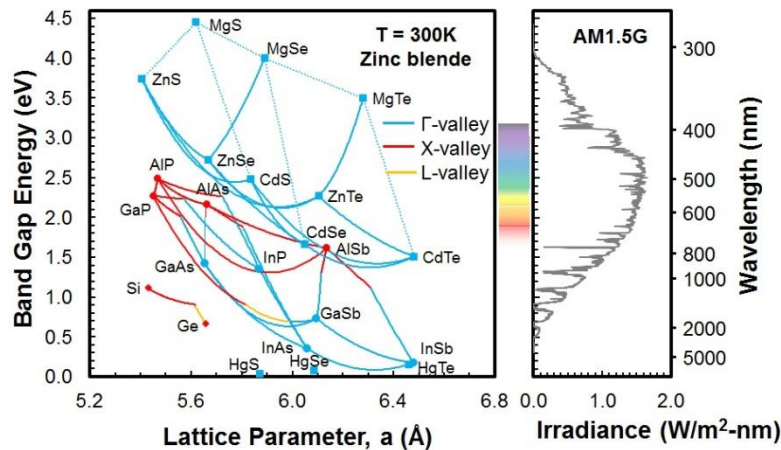
ปัญหาที่พบมากที่สุดในการสังเคราะห์สารประกอบเหล่านี้ คือ การปลูกผลึกให้มีความบริสุทธิ์เชิงเคมีและโครงสร้างผลึกที่มีการเรียงตัวอย่างสมบูรณ์ ซึ่งจะมีข้อจำกัดในส่วนของความแตกต่างกันของขนาดแลตทิซ (lattice-mismatch) หรือค่าความเครียดระหว่างชั้นเลเยอร์ผลึก การเปลี่ยนแปลงส่วนประกอบของอัลลอยหรือสารประกอบ ทำให้เกิดการเป็นขนาดค่าคงที่แลตทิซโดยเฉลี่ย ซึ่งเป็นผลมาจากขนาดรัศมี อะตอมที่แตกต่างกันของธาตุที่เข้าไปแทนที่นั้นเพื่อสร้างพันธะยึดเหนี่ยวกันสารประกอบที่มีความเสถียรนั้นจะถูกสร้างขึ้นมาโดยที่ทำการเปลี่ยนแปลงของค่าคงที่แลตทิซของโครงสร้างผลึกน้อยกว่า 15%

การเลือกใช้งานสารประกอบกึ่งตัวนำชนิดนี้ในการทำเป็นวัสดุหัววัดรังสีนั้นขึ้นกับช่วงระดับพลังงานของรังสีที่สนใจตรวจวัด อีกปัจจัยหนึ่งที่ต้องคำนึงถึงคือ ค่า Z หรือ ค่าเลขอะตอม ของธาตุที่เป็นสารประกอบ ซึ่งมีผลกระทบมากกว่าค่า Z เฉลี่ยรวมของสารประกอบ โดยเมื่อมีค่าสูงจะสามารถช่วยเพิ่มโอกาสครอบคลุมการเกิดอันตรกิริยาการเกิดโฟโตอิเล็กทริก (photoelectric effect) ได้จึงทำให้รับถ่ายเทพลังงานมาได้ทั้งหมดของรังสีที่เข้ามาตกกระทบ โดยค่าภาคตัดขวางของการเกิดอันตรกิริยา (interaction cross-sections) สำหรับปรากฏการณ์โฟโตอิเล็กทริก มีค่าเท่ากับ NZ^5 เมื่อ N คือ จำนวนอะตอมต่อหน่วยปริมาตร (number of atoms per unit volume) หรือ ความหนาแน่นอะตอมต่อหน่วยปริมาตร ทั้งนี้โดยไม่ว่าหัววัดรังสีนั้นพัฒนาขึ้นมาจากวัสดุตั้งต้นชนิดใดประเภทใดก็ตาม สิ่งสำคัญมากที่สุดสำหรับหัววัดรังสีนั้นคือประสิทธิภาพการตรวจวัดรังสี โดยมีหลักเกณฑ์พื้นฐานที่ใช้ในการประเมินประสิทธิภาพการทำงานของหัววัดรังสี ดังนี้

1. ความไวในการตรวจวัดของหัววัดรังสี(The sensitivity of the detector) เป็นข้อมูลของหัววัดรังสีในด้าน ประเภทของรังสีชนิดใดที่หัววัดรังสีนี้สามารถตรวจวัดได้ด้วยอย่างเช่น หัววัดรังสีแบบซินทิลเลชันที่ใช้งานทั่วไปไม่ได้ใช้สำหรับในการตรวจวัดอนุภาคแอลฟาที่เกิดจากการสลายของสารกัมมันตรังสีเพราอนุภาคแอลฟาไม่สามารถทะลุผ่านวัสดุครอบหัววัดรังสีได้ หรือเช่น หัววัดรังสีสามารถตรวจวัดรังสีแกมมาได้ดีในช่วงระดับพลังงานเท่าใด
2. กำลังแยกระดับพลังงานของหัววัดรังสี(The energy resolution of the detector) เป็นข้อมูลของหัววัดรังสีในด้าน หัววัดรังสีจะสามารถตรวจวัดระดับพลังงานของรังสีที่ตกกระทบกับหัววัดได้หรือไม่ และถ้าวัดระดับพลังงานได้แล้วหัววัดรังสีนี้จะมีวิธีวัดที่แน่นอนเพียงใด ถ้ามีรังสีแกมมาเข้ามาตกกระทบหัววัดรังสีพร้อมกันสองตัว โดยรังสีแกมมามีพลังงาน 1.10MeV และ 1.15 MeV หัววัดรังสีนี้จะสามารถแยกความแตกต่างระหว่างรังสีแกมมาทั้งสองได้หรือไม่
3. กำลังแยกช่วงระยะเวลาของหัววัดรังสี หรือ ช่วงระยะเวลาฟื้นคืนสภาพการวัด (The time resolution of the detector or its pulse-resolving time) เป็นข้อมูลของหัววัดรังสีในด้านอัตราการตรวจวัดสูงมากเท่าไรที่หัววัดรังสี

สามารถตรวจวัดได้โดยไม่มีความคลาดเคลื่อน และมีความถูกต้องและแม่นยำมากเพียงใดสำหรับการตรวจจับเวลาของการมาถึงของอนุภาคที่เข้าตกระทบกับหัววัดรังสีนั้น

4. ประสิทธิภาพการทำงานของหัววัดรังสี(The detector efficiency) เป็นข้อมูลของหัววัดรังสีในกรณีเช่น ถ้ามีรังสีแกมมาจำนวน 100 ตัวเข้ามาตกระทบกับหัววัดรังสี จะมีรังสีแกมมานั้นจำนวนเท่าไรที่จะถูกตรวจวัดได้อย่างถูกต้อง



รูปที่ 1. ค่าพลังงานแถบช่องว่างและค่าคงที่แลตทิซของสารกึ่งตัวนำประกอบชนิดต่างๆ เปรียบเทียบกับ ค่ากำลังการแผ่รังสีของแสงอาทิตย์ของแต่ละย่านความยาวคลื่น [21]

เนื่องจากสมบัติทางกายภาพและทางเคมีที่น่าโดดเด่นและเหมาะสมของสารประกอบกึ่งตัวนำของธาตุหมู่สาม-ห้า นั้นจึงมีบทบาทสำคัญอย่างมากในการประยุกต์ใช้งานได้หลากหลายสาขาทั้งอุปกรณ์ไมโครอิเล็กทรอนิกส์ นาโนอิเล็กทรอนิกส์ และออปโตอิเล็กทรอนิกส์ โดยที่มีการพัฒนาประสิทธิภาพมากขึ้นและพยายามลดต้นทุนการผลิตให้ต่ำลง ตัวอย่างเช่น ไดโอดเปล่งแสง เลเซอร์ไดโอด ทรานซิสเตอร์ เซลล์แสงอาทิตย์ อุปกรณ์โฟโตโวลตาอิก การตรวจหาสารเคมีและการวินิจฉัยทางการแพทย์ [1-10] โดยที่ถือว่าวัสดุกึ่งตัวนำกลุ่มอาร์เซไนด์เป็นสารประกอบกึ่งตัวนำของกลุ่มแรกๆ ที่พัฒนาสังเคราะห์เพื่อสำหรับการพัฒนาประดิษฐ์อุปกรณ์ไมโครอิเล็กทรอนิกส์และวงจรรวมหรือวงจรรวมหรือวงจรรวม [3,11] และกลุ่มวัสดุกึ่งตัวนำตระกูลสารประกอบหมู่สาม-ห้า ที่พัฒนาต่อมาคือ วัสดุกึ่งตัวนำกลุ่มตระกูลไนไตรด์ถูกพัฒนาเพื่อสำหรับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ทางแสง แถบย่านที่ความยาวคลื่นสั้นและอุปกรณ์พวกกลุ่มกำลังไฟฟ้าสูง ส่วนหนึ่งนั้นเนื่องจากว่า มีโครงสร้างอิเล็กทรอนิกส์ที่ทำให้มีความแข็งแรงและมีทั้งเสถียรภาพทางความร้อนและทางเคมีด้วย [12,13] โดยที่วัสดุกึ่งตัวนำกลุ่มตระกูลฟอสไฟด์และกลุ่มแอนติโมนไรต์มีความสำคัญในการพัฒนาอุปกรณ์หรือหัววัดรังสีอินฟราเรด รวมไปถึงอุปกรณ์การสื่อสารดาวเทียม เรดาร์อวกาศ ที่เกี่ยวข้องกับ ความยาวคลื่นยาว เครื่องตรวจวัดคลื่นอินฟราเรดหรือโฟตอน อินฟราเรดเลเซอร์ ควอนตัมเลเซอร์ อุปกรณ์สื่อสารผ่านดาวเทียม เรดาร์ และอุปกรณ์อื่น ๆ [14-17] ข้อสังเกตที่น่าสนใจ คือ การตรวจวัดรังสีด้วยสารประกอบกึ่งตัวนำของธาตุหมู่สาม-ห้า ดังเช่น GaAs, InP, AsSb และ AlSb ซึ่งจะมีความทนทานต่อความเสียหายทางรังสีได้สูง และมีความสามารถจำแนกระดับพลังงานได้ดี เวลาสำหรับการเกิดสัญญาณรวดเร็ว ต้นทุนการผลิตและต้นทุนการปฏิบัติงานต่ำ ขณะใช้งานที่อุณหภูมิห้องหรือใกล้เคียงกับอุณหภูมิห้อง ซึ่งประเด็นนี้ถือว่าเป็นสิ่งจำเป็นสำหรับการประยุกต์ใช้งานที่หลากหลายด้าน ทั้ง การไม่แพร่ขยายและการตรวจติดตามของการแผ่

รังสีพลังงานนิวเคลียร์ การพิทักษ์ความมั่นคงของประเทศชาติ การสร้างภาพถ่ายทางการแพทย์ และการสร้างภาพถ่ายของอวกาศ [18-22] โดยหลักการทั่วไปหัววัดรังสีทำงานบนหลักการของการนับจำนวนคู่อิเล็กตรอนโฮลที่สร้างขึ้นจากรังสีแกมมาที่มาจากกระทบในวัสดุกึ่งตัวนำที่ถือว่าเป็นวัสดุที่ตอบสนองกับรังสี โดยจำนวนของตัวนำไฟฟ้าที่สร้างขึ้นนั้นจะมีสัดส่วนกับอัตราส่วนของพลังงานรังสีแกมมากับพลังงานแถบช่องว่างของวัสดุ (the ratio of the gamma ray energy to the band gap energy) โดยทั่วไปแล้วจำนวนตัวนำไฟฟ้าที่สร้างขึ้นต้องการให้ได้จำนวนมากที่สุดคือการลดเรื่องรบกวนในการนับเชิงสถิติ ข้อกำหนดนี้กำหนดขอบเขตบนของแถบช่องว่างที่ต้องการและทำให้พลังงานแถบช่องว่างที่เหมาะสมของเซมิคอนดักเตอร์อยู่ในช่วง $\sim 1.4-2.2$ eV [18,23-24] อลูมิเนียมแอนติโมนด์ ถือว่าเป็นหนึ่งในวัสดุที่มีแนวโน้มมากที่สุดชนิดหนึ่งสำหรับการตรวจวัดรังสีแกมมาที่อุณหภูมิห้อง เนื่องจากการตอบสนองประจำตัวนั้นที่มีต่อโฟตอนพลังงานสูงที่อุณหภูมิห้องได้ดีกว่าของ CdTe, Si และ Ge [18,25] Vaughan และกลุ่มวิจัย [20,21] ได้ศึกษาถึงการปลูกฟิล์มบาง ALSb เพื่อสำหรับการประดิษฐ์หัววัดรังสีแกมมาที่ใช้งานอุณหภูมิห้อง และ หัววัดอนุภาค มีประจุโดยเฉพาะอนุภาคแอลฟา และสำหรับ Zheng และกลุ่มวิจัย [26] ผลิตฟิล์มบาง ALSb แบบพหุผลึกโดยไม่ต้องผ่านมีการอบร้อนภายหลังการปลูกด้วยเทคนิค magnetron co-sputtering ซึ่งนอกจากนี้แล้ว ALSb นั้นเป็นวัสดุกึ่งตัวนำที่สามารถตอบสนองการผลิตแบบเป็นผลึกเดี่ยวที่มีขนาดใหญ่คุณภาพสม่ำเสมอได้ ซึ่งนี้ช่วยส่งเสริมทำให้ประดิษฐ์วัสดุหัววัดรังสีที่ใช้งานที่อุณหภูมิห้องมีราคาถูก และมีกำลังจำแนกพลังงานได้ดี [11] โครงการนี้เดิมนอกจากมุ่งเน้นการปลูกฟิล์มอลูมิเนียมแอนติโมนด์หลายชั้นบนแผ่นฐานรองซิลิกอน แล้วยังสนใจจะปลูกฟิล์มชั้นวัสดุพอลิเมอร์ และฐานรองแกลเลียมอาร์เซไนด์ (GaAs) โดยที่ทำการประยุกต์รวมเทคนิควิธีการปลูกผลึกหลาย ๆ แบบเข้าด้วยกัน เพื่อหาสภาวะเงื่อนไขการปลูกที่เหมาะสมสำหรับการปลูกเพื่อให้ได้ฟิล์มบางที่มีคุณภาพผลึกที่ดีเพียงพอ มีสมบัติเชิงแสงและทางไฟฟ้าที่เหมาะสม ต่อการนำไปพัฒนาต่อเป็นอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์โครงสร้าง P-N และ P-I-N เพื่อสำหรับการประดิษฐ์เป็นเครื่องตรวจวัดรังสีหรือโฟตอน หรือเป็นเซลล์แสงอาทิตย์ต่อไปได้ ซึ่งถือว่าเป็นวัตถุประสงค์หลักหรือเป้าหมายหลักของโครงการนี้ โดยมีภารกิจวิเคราะห์หาประสิทธิภาพการทำงานของอุปกรณ์ด้วยเพื่อการพัฒนาให้ได้อุปกรณ์ที่มีประสิทธิภาพการทำงานที่ดีมากขึ้นต่อไปเรื่อยๆ

วัตถุประสงค์

1. เพื่อพัฒนาฟิล์มสารกึ่งตัวนำประกอบของธาตุหมู่สาม-ห้า หลายชั้น ที่มีคุณภาพผลึกที่ดี มีสมบัติเชิงแสงและสมบัติทางไฟฟ้าที่ดี และมีความไวในการตอบสนองต่อรังสีที่มีประสิทธิภาพเพียงพอ สำหรับประดิษฐ์อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ เช่น อุปกรณ์การตรวจวัดรังสี โดยใช้เทคนิคการปลูกผลึกรวมกันหลายวิธีในการปลูกผลึกให้ได้สมบัติดังกล่าวตามวัตถุประสงค์การใช้งาน
2. เพื่อพัฒนาและสาธิตอุปกรณ์ต้นแบบของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์โครงสร้าง P-N และ P-I-N ที่สร้างขึ้นมาจากวัสดุสารกึ่งตัวนำประกอบของธาตุหมู่สาม-ห้าหลายชั้น ที่ได้จากการรวมกันของเทคนิคการปลูกแบบหลายวิธี เช่น อุปกรณ์ตรวจวัดรังสี เป็นต้น

บทที่ 2

การดำเนินการวิจัย

2.1. การปลูกแผ่นฟิล์มผลึก และ ก้อนผลึกอลูมิเนียมแอนติโมนีไดไซด์

- **วิธีการและเครื่องมือ**
 - Leybold-Heraeus RF-magnetron sputtering system
 - เต้าปรีตซ์แมน-สต็อกบาร์เกอร์
- **การดำเนินการ**
 - ทำการปลูกแผ่นฟิล์มผลึก AlSb หนาประมาณ 400 nm บนฐานรองแผ่นแก้ว โดยเทคนิคสเปตเตอร์ริงชนิดอาร์เอฟแมกนีตรอน โดยที่มีการปั๊มอากาศในห้องแชมเบอร์สำหรับการปลูกฟิล์มนั้นมีความดันบรรยากาศอยู่ที่ระดับ 0.01 mbar และเป่าสเปตเตอร์ริงของสารตั้งต้นอลูมิเนียมและแอนติโมนีบริสุทธิ์นั้นที่มีอัตราส่วนของ Al:Sb เท่ากับ 95:5 ในกรณีการปลูกแผ่นฟิล์ม AlSb ที่ไม่มีการเจือสาร
 - ทำการปลูกแผ่นฟิล์ม AlSb ที่มีการเจือสารด้วยซิลิกอนและทองแดง โดยในกรณีที่มีการเจือสารนั้นอัตราส่วนของสารตั้งต้นของ Al:Sb:Cu และของสำหรับ Al:Sb:Si มีอัตราส่วนเท่ากันคือประมาณเท่ากับ 90:5:5 ซึ่งนี่ถือเป็นอัตราส่วนเชิงพื้นที่ผิวหน้า โดยใช้แผ่นวัสดุสารเจือแผ่นบางวางบนผิวหน้าเป้าอลูมิเนียม โดยเป่ามีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเท่ากับ 76.2 mm และระยะห่างระหว่างเป้ากับตำแหน่งวางฐานรองคือ 50 mm
 - ทำการปลูกแผ่นฟิล์มผลึก AlSb โดยมีการปรับเปลี่ยนกำลังการสเปตเตอร์ริงตั้งแต่ค่า 150-250 วัตต์ เพื่อหาค่ากำลังสเปตเตอร์ริงที่เหมาะสมในการปลูกแผ่นฟิล์ม AlSb ที่มีคุณภาพดี
 - ก่อนที่จะนำแผ่นแก้วเข้าในห้องแชมเบอร์ปลูกฟิล์มนั้น แผ่นแก้วต้องได้รับการทำความสะอาดโดยจุ่มแช่แผ่นแก้วในอะซิโตนและใช้คลื่นอัลตราโซนิคทำความสะอาดแผ่นแก้ว
 - การปลูกแผ่นฟิล์มบนแผ่นซิลิกอน แผ่นซิลิกอนนั้นจะต้องมีผ่านกระบวนการกัดผิวหน้าซิลิกอนด้วยกรดเข้มข้นตามกระบวนการทางเคมี คือ แผ่นซิลิกอนนี้จะถูกทำความสะอาดด้วยโพรพานอล (Propanol) ในเครื่องอัลตราโซนิคเป็นเวลา 2 นาที เพื่อกำจัดฝุ่นอนุภาคเล็กๆที่อยู่บนผิวหน้า หลังจากนั้นกำจัดสารอินทรีย์ด้วยสารละลาย $H_2SO_4+H_2O+H_2O_2$ ในอัตราส่วน 3:1:1 เป็นเวลา 1 นาที และสุดท้ายกำจัดชั้นฟิล์มออกไซด์หรือพันธะไฮโดรเจนที่เกิดบนผิวหน้า ด้วยสารละลาย HF ที่ความเข้มข้น 5% เป็นเวลา 30 วินาที เพื่อเป็นการเปิดผิวหน้าซิลิกอน

2.2. การวิเคราะห์สมบัติเชิงโครงสร้างของแผ่นฟิล์มผลึก AlSb ที่ปลูกสังเคราะห์ได้

- **วิธีการและเครื่องมือ**
 - Rigakuttrax iii X-ray diffraction (XRD)
 - Renishawin Via Raman Spectroscopy
 - JEOL JSM-7800F Scanning Electron Microscopy (SEM)
 - JEOL JEM-2010 transmission electron microscope (TEM)
- **การดำเนินการ**

- นำแผ่นฟิล์ม ALSb ที่ปลูกสังเคราะห์ได้มาจากทุกกรณีของสภาวะเงื่อนไขการปลูกที่ต่างกัันนั้น มาทำการวิเคราะห์สมบัติเชิงโครงสร้างผลึกและคุณภาพความเป็นผลึก (structural characteristics and the crystalline quality) โดยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (X-ray diffraction: XRD)
- ทำการวิเคราะห์สมบัติเชิงโครงสร้างผลึกและคุณภาพของแผ่นฟิล์ม ALSb ที่นำไฟฟ้าได้ชนิดพีและเอ็นที่ได้จากการปลูกฟิล์มแบบเจือสารเล็กน้อยนั้น เพิ่มเติมมากขึ้นโดยใช้เทคนิครามานสเปกโตรสโคปี (Raman Spectroscopy) ระบบมีแสงกระตุ้น (excitation light) ที่ความยาวคลื่น 473 nm ในกรณีนี้ศึกษาถึงการเพิ่มขึ้นของปริมาณการสารเจือซิลิกอนหรือทองแดงเข้าไปในแผ่นฟิล์ม ALSb มากขึ้นจะมีการส่งผลกระทบต่อหรือทำให้มีการเปลี่ยนแปลงคุณภาพโครงสร้างผลึกของแผ่นฟิล์มได้อย่างไร
- ทำการวัดความหนาของฟิล์มด้วยการถ่ายภาพตัดขวางโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscopy: SEM)
- ทำการวิเคราะห์โครงสร้างฟิล์มบางหลายชั้นเพื่อศึกษาคุณภาพรอยต่อระหว่างชั้น และคุณภาพการจัดเรียงอะตอมของแต่ละชั้นฟิล์ม โดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องทะลุผ่าน (Transmission Electron Microscope; TEM)

2.3. การวิเคราะห์ลักษณะพื้นฐานผิวหน้าของแผ่นฟิล์มผลึก ALSb ที่ปลูกสังเคราะห์ได้

- วิธีการและเครื่องมือ
 - AR MFP-3D (Bio) Atomic Force Microscopy (AFM)
- การดำเนินการ
 - ทำการวิเคราะห์ลักษณะพื้นฐานของผิวหน้าโดยเทคนิคการถ่ายภาพด้วยกล้องประเภทแรงอะตอมหรือ Atomic Force Microscopy (AFM) เพื่อศึกษาถึงผลกระทบของปริมาณสารเจือ (doping contents) ที่ส่งผลกระทบต่อความราบเรียบของผิวหน้าฟิล์ม (surface roughness)

2.4. การวิเคราะห์สมบัติทางแสงของแผ่นฟิล์มผลึก ALSb ที่ปลูกสังเคราะห์ได้

- วิธีการและเครื่องมือ
 - Jasco V-530 UV-VIS spectrophotometer
- การดำเนินการ
 - ทำการศึกษาสมบัติทางแสงของแผ่นฟิล์ม ALSb โดยเทคนิคการวัดสเปกตรัมแสงที่ส่องทะลุผ่านปรับไปตามแสงย่านความยาวคลื่นช่วงต่างๆ (UV-VIS spectrophotometer) เพื่อสุดท้ายนั้นเพื่อให้ได้ทราบถึงค่าพลังงานช่องว่างเชิงแสง (the optical energy gap) ของวัสดุฟิล์มที่ปลูกได้นี้

2.5. การวิเคราะห์สมบัติทางไฟฟ้าของแผ่นฟิล์มผลึก ALSb ที่ปลูกสังเคราะห์ได้

- วิธีการและเครื่องมือ
 - HMS-3000 Ecopia Hall-Effect measurements and I-V characteristics
- การดำเนินการ
 - ทำการศึกษาสมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มบาง ALSb ทั้งที่ไม่มีการเจือสาร ฟิล์มที่มีการเจือทองแดง และฟิล์มที่มีการเจือซิลิกอน เพื่อวัดหาค่าสภาพการต้านทานไฟฟ้า สภาพการนำไฟฟ้า สภาพการเคลื่อนที่ของตัวนำไฟฟ้า และค่าความหนาแน่นของตัวอย่างฟิล์มบางดังกล่าวทั้งสามกรณี เพื่อได้เงื่อนไขการปลูกฟิล์มบาง ALSb ให้ได้มีคุณภาพ

ผลึกที่ดีและมีสมบัติเชิงแสงและทางไฟฟ้าที่เหมาะสมตามต้องการเพื่อการพัฒนาอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ด้วยวัสดุประสมงค์

2.6. การวิเคราะห์สมบัติและคุณภาพของไดโอดแผ่นฟิล์มผลึก ALSb ที่ปลูกสังเคราะห์บนฐานรองซิลิกอน

- **วิธีการและเครื่องมือ**
 - HMS-3000 Ecopia Hall-Effect measurements and I-V characteristics
- **การดำเนินการ**
 - เมื่อทราบถึงสถานะเงื่อนไขการปลูกฟิล์มบาง ALSb ที่เหมาะสม ในการปลูกเพื่อให้ได้สมบัติการนำไฟฟ้าที่ดีจากการเจือทองแดงและซิลิกอนตามอัตราส่วนปริมาณที่เหมาะสมแล้วนั้น จึงทำการปลูกฟิล์มบาง ALSb หลายชั้นโครงสร้างไดโอด บนแผ่นฐานรองซิลิกอน (Si) ทั้งบนฐานรองซิลิกอนทั้งสองระนาบ คือ Si(100) และ Si(111)
 - ทำการวิเคราะห์สมบัติไฟฟ้าและคุณลักษณะทางไฟฟ้าของฟิล์มบางหลายชั้นโครงสร้างอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่ออกแบบประดิษฐ์ได้นี้ ด้วยเทคนิคการวัดทางไฟฟ้าโดยการวัด I-V ศึกษาถึงการสนองทางไฟฟ้า เพื่อให้ได้กราฟความสัมพันธ์ I-V characteristics curve ของอุปกรณ์ไดโอดที่ปลูกได้นั้น

บทที่ 3

ผลการวิจัยและอภิปรายผลการวิจัย

3.1. การเตรียมเตาบริดจ์แมน-สต็อกบาร์เกอร์สำหรับการปลูกผลึกแบบก้อนผลึกและเครื่องสปัตเตอร์ริงสำหรับการปลูกฟิล์มบาง

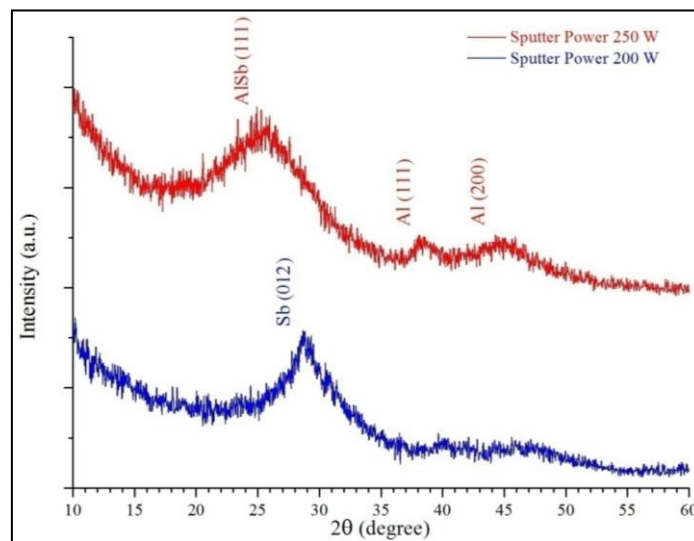
- เนื่องด้วยต้องทำการพัฒนาเตาบริดจ์แมน-สต็อกบาร์เกอร์ เพื่อสำหรับการปลูกผลึกแบบก้อนผลึกสำหรับนำมาเป็นวัสดุตั้งต้นหรือเป้าสำหรับการปลูกฟิล์มบางด้วยเทคนิคสปัตเตอร์ริง
- เตาบริดจ์แมน-สต็อกบาร์เกอร์นี้สามารถปลูกก้อนผลึกแอนติโมนีบริสุทธิ์ได้ โดยตั้งอุณหภูมิการปลูกที่ 1200°C ซึ่งก้อนผลึกนี้นำไปเป็นวัสดุตั้งต้นในการปลูกฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนีด้วยเทคนิคสปัตเตอร์ริงในขั้นตอนต่อไปได้ดี
- เตาลอมนี้ได้ใช้ในการปลูกผลึกชนิดอื่นด้วย คือ ผลึก CsI ซึ่งผลึกที่ได้นี้สามารถนำมาประกอบกับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์โครงสร้างพินไดโอดวัสดุอลูมิเนียมแอนติโมนี (AlSb-based PIN diodes) ที่พัฒนาขึ้นได้ และผลึกที่ปลูกได้มีคุณภาพดีเพียงพอในการพัฒนาเป็นหัวตรวจรังสีได้ รายละเอียดดังผลการวิจัยที่ได้ตีพิมพ์เผยแพร่ในวารสารวิชาการแล้วนั้น

3.2. การวิเคราะห์สมบัติเชิงโครงสร้างของแผ่นฟิล์มผลึก โดยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์และเทคนิครามานสเปกโตรสโคปี (Crystal Structure and Crystalline Quality by XRD measurements and Raman spectroscopy)

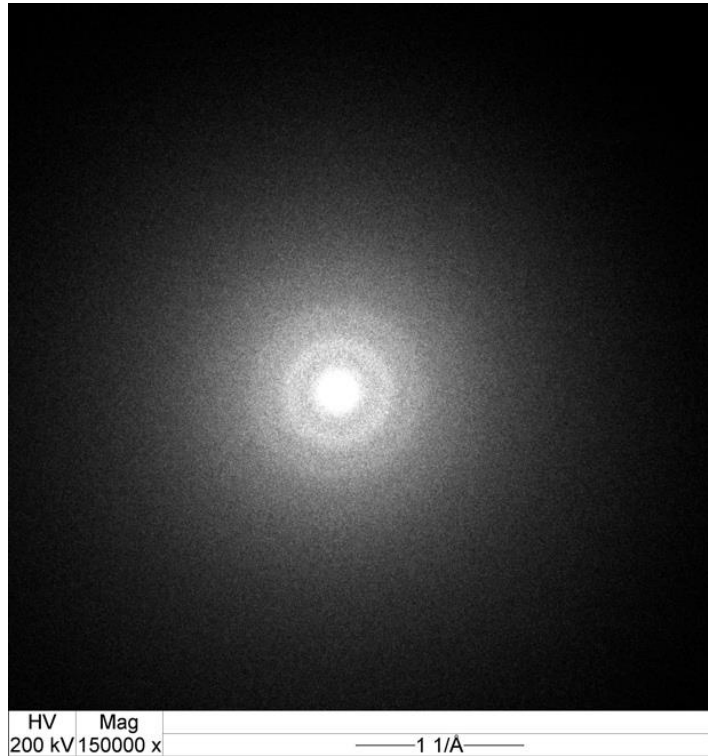
- แผ่นฟิล์มผลึกอลูมิเนียมแอนติโมนี (Aluminium antimonide: AlSb) ที่ปลูกสังเคราะห์โดยวิธีการสปัตเตอร์ โดยไม่ได้ทำการอบร้อนขึ้นงานใดๆเพิ่มเติมหลังจากการปลูก เพื่อทำการทดลองหาค่ากำลังของเครื่องสปัตเตอร์ที่จะกำหนดให้เหมาะสมในการปลูกแผ่นฟิล์มผลึก AlSb นี้ จึงทำการปรับเปลี่ยนกำลังการสปัตเตอร์ของเครื่องแมกนีตรอน (the power of RF-magnetron sputtering machine) ที่ค่า 150 200 และ 250 วัตต์ ดังกล่าวแล้วในวิธีการดำเนินงาน
- เมื่อตั้งกำลังเครื่องสปัตเตอร์ไว้ที่ 150 วัตต์ ผลจากการสังเกตด้วยตาเปล่า พบว่า ชิ้นงานที่ได้ ไม่ได้เป็นลักษณะแผ่นฟิล์ม เป็นลักษณะหมอกผงละเอียดสีเทาเกาะที่แผ่นแก้วค่อนข้างบางมากไม่สม่ำเสมอ มีบางพื้นที่ทะลุโปร่งกระจายไปทั่วแผ่น สำหรับที่กำลัง 200 วัตต์ ชิ้นงานที่ได้มีลักษณะเป็นแผ่นฟิล์มมัวๆออกสีดำ และเมื่อเพิ่มกำลังสปัตเตอร์เป็น 250 วัตต์ ชิ้นงานที่ได้เป็นลักษณะแผ่นฟิล์มเคลือบติดบนแผ่นแก้ว มีผิวหน้าเรียบสะท้อนแสงแวววาวเสมือนกระจก
- เมื่อนำชิ้นงานแผ่นฟิล์มผลึกที่ปลูกสังเคราะห์ที่กำลังเครื่อง 250 วัตต์ นี้ มาตรวจวิเคราะห์สมบัติเชิงโครงสร้างและคุณภาพความเป็นผลึกโดยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (XRD) ด้วยโหมดสแกน $\theta/2\theta$ ผลการสแกนแสดงให้เห็นว่า แผ่นฟิล์มที่ปลูกสังเคราะห์ได้ที่กำลังเครื่อง 250 วัตต์ นี้เป็นแผ่นฟิล์มผลึกของสารประกอบอลูมิเนียมแอนติโมนี (AlSb) โดยมีโครงสร้างการเรียงตัวของผลึกที่มีระนาบที่เด่นชัดคือ AlSb(111) และมีพีค 2θ ที่แสดงถึงผลึกรวมหรือพหุผลึกของอลูมิเนียม คือ Al(111) และ Al(200) ทั้งนี้เบื้องต้นแสดงให้เห็นว่า ประสบความสำเร็จในการปลูกสังเคราะห์แผ่นฟิล์มผลึก AlSb ด้วยเทคนิคการปลูกวิธีการสปัตเตอร์เครื่องนี้ RF-magnetron sputtering system แต่ว่า ผลการวิเคราะห์ของชิ้นงานแผ่นฟิล์มที่ปลูกสังเคราะห์ที่กำลังเครื่อง 200 วัตต์ นั้น ไม่แสดงพีค 2θ ของ AlSb หรือพีค 2θ ของอลูมิเนียมใดๆ มีแต่เพียงพีคของแอนติโมนีที่มีโครงสร้างเด่น คือ Sb(012) ดังแสดงในรูปที่ 2
- สาเหตุที่เป็นเช่นนี้ อาจเนื่องด้วย กรณีการตั้งกำลังการสปัตเตอร์ต่ำนั้นส่งผลให้อะตอมก๊าซอาร์กอนมีพลังงานจลน์การเคลื่อนที่ต่ำ รวมทั้งอะตอมของสารตั้งต้นนั้นมีพลังงานจลน์ต่ำด้วย พลังงานดังกล่าวนี้เพื่อสำหรับการเคลื่อนที่เพื่อให้เกิดการชนกระแทกเป้าสารตั้งต้น การเคลื่อนที่ไปเกาะยังฐานรอง การยึดเหนี่ยวหรือก่อรวมตัวกันเป็นสารประกอบและอย่างสุดท้ายเพื่อให้เกิดการเกาะฝังตัวเชิงกายภาพบนแผ่นฐานรอง เนื่องด้วยว่า ปกติทั่วไปแล้วอลูมิเนียมเป็นธาตุโลหะมีพันธะยึดเหนี่ยวของโครงสร้างอะตอมพลังงานสูงและแข็งแรงกว่าของแอนติโมนี ดังนั้นอลูมิเนียมจึงมีความต้องการพลังงานที่ใช้

ในการชนกระแทกออกมานั้นสูงกว่า จึงทำให้ไม่สามารถปลูกสังเคราะห์ฟิล์ม Al ได้ที่กำลังเครื่องต่ำกว่า 250 วัตต์ และพบแต่ฟิล์มหรือฝุ่นผงของแอนติโมนีเท่านั้น แต่อย่างไรก็ตาม เมื่อตั้งกำลังเครื่องมีค่าสูงมากเกินไปก็ไม่เหมาะสมต่อการปลูกแผ่นฟิล์มผลึก ALSb เนื่องด้วยว่าเป็นสาเหตุส่งเสริมสนับสนุนให้เกิดการฝังเกาะของผลึกอลูมิเนียมบริสุทธิ์เท่านั้นมากขึ้น ทำให้อัตราส่วนในการปลูกสังเคราะห์แผ่นฟิล์ม ALSb ไม่เหมาะสม ลดน้อยลง ดังจากผลของ XRD ที่แสดงพีก 2 θ ของพหุผลึกของอลูมิเนียมเด่นมากขึ้นเมื่อค่ากำลังการสปัตเตอร์สูงมากขึ้น ซึ่งนี้อาจเนื่องมาจากการที่อลูมิเนียมมีค่าการนำไฟฟ้าได้ดีกว่าจึงส่งผลให้มีอัตราการฝังเกาะหรือปลูกผลึกได้ดีกว่าของแอนติโมนี

- เพราะฉะนั้น สรุปได้ว่าจากการทดลองหาค่ากำลังการสปัตเตอร์ที่เหมาะสมสำหรับระบบนี้ในการปลูกสังเคราะห์ฟิล์ม ALSb นั้นคือ ที่กำลัง 250 วัตต์
- ผลการวิเคราะห์ถึงรายละเอียดเพิ่มเติมของข้อมูลที่ได้จากเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ โดยใช้วิธีการคำนวณด้วยกฎของแบรกก์และสูตรของเชียร์เรอร์ (Bragg's law and Scherrer's formula) พบได้ว่า แผ่นฟิล์ม ALSb นี้มีโครงสร้างผลึกแบบลูกบาศก์ที่มีขนาดแลตทิซผลึกมีค่าเท่ากับ 6.1305 Å และมีขนาดผลึกเฉลี่ยประมาณ 50.85 nm ซึ่งโครงสร้างผลึกมีลักษณะบีบตัวเล็กน้อย โดยมีค่าคลาดเคลื่อนไปจากค่าทางทฤษฎีเพียงเล็กน้อยเท่านั้น คือ 0.081% ซึ่งมีค่าเท่ากับ 6.1355 Å และนี่หมายถึงว่า แผ่นฟิล์มนี้มีสภาวะความเครียดแบบบีบอัด (a compressive strain) เล็กน้อย โดยพบว่าข้อมูลที่ได้จากการทดลองนี้มีความสอดคล้องกันกับแผนภาพรูปแบบการเลี้ยวเบนแบบภาคตัดขวาง (a cross-sectional diffraction pattern) ของแผ่นฟิล์ม ALSb ที่ได้จากการวิเคราะห์ชิ้นงานด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission electron microscope: TEM) ดังแสดงในรูปที่ 3 ซึ่งเป็นภาพส่วนหนึ่งที่ได้มาจากการวิเคราะห์ชิ้นงานแผ่นฟิล์มที่แสดงในรูปที่ 21 ในตอนท้ายของบทนี้



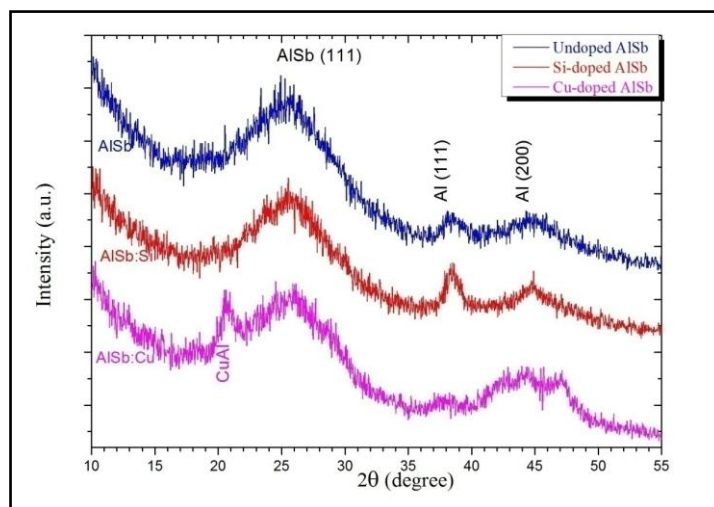
รูปที่ 2 ผลการสแกน $\theta/2\theta$ ของเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ของฟิล์มบาง ALSb ที่ปลูกได้เมื่อใช้กำลังสปัตเตอร์ที่ 250 W



รูปที่ 3 รูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์ที่เกิดขึ้นจากพื้นที่บริเวณบางส่วนของฟิล์มบาง cubic AlSb

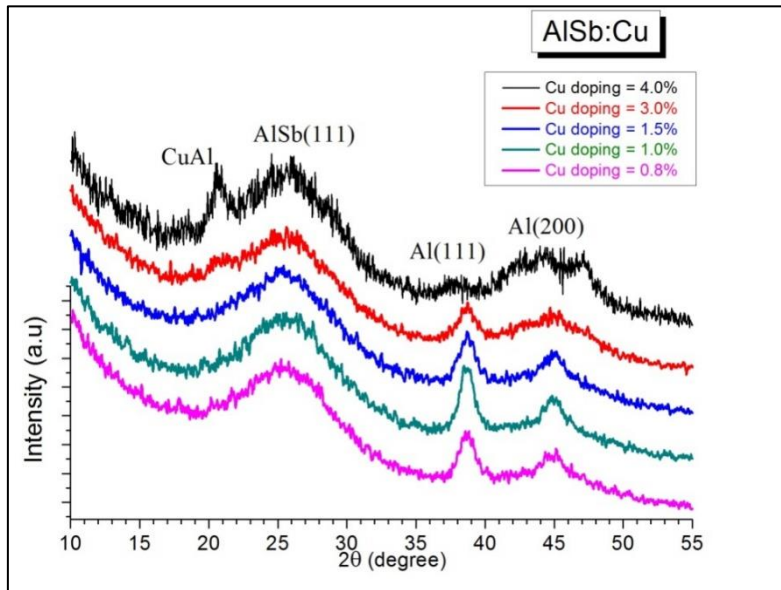
- โดยกระบวนการเจือสารด้วยสารเจือที่เหมาะสมเพื่อให้ได้แผ่นฟิล์มผลึก AlSb ที่นำไฟฟ้าได้โดยมีตัวประจุนำไฟฟ้าที่มีค่าโมบิลิตีสูงที่เคลื่อนที่ในแผ่นฟิล์ม โดยที่การสังเคราะห์ฟิล์มนำไฟฟ้าชนิดพีสามารถปลูกได้โดยการเจือสารด้วยซิลิกอนและชนิดเอ็นทำการเจือสารด้วยทองแดงเข้าในแผ่นฟิล์ม AlSb เป็นผลมาจากที่ว่า โครงสร้างการเรียงตัวของอเล็กตรอนของธาตุกลุ่มสี่ตั่งเช่นซิลิกอนนี้ จึงทำซิลิกอนเป็นธาตุที่มีความเป็นไปได้อย่างดีสำหรับการเจือสารเข้าในวัสดุชนิดกลุ่มสามห้าเพื่อทำการผลิตฟิล์มนำไฟฟ้าได้ทั้งสองชนิดคือ p-type และ n-type
- ในกรณี การปลูกสังเคราะห์แผ่นฟิล์มนำไฟฟ้า p-type AlSb นั้น อะตอมซิลิกอนจะแทนที่ในตำแหน่งแลตทิซไซด์ของอะตอมแอนติโมนี ซึ่งนี้ส่งผลให้เกิดการขาดอเล็กตรอน จึงเกิดเป็นสภาวะบวก สำหรับกรณีการเจือด้วยทองแดง โยที่ทองแดงนั้นมีโครงสร้างอเล็กตรอนกับวาเลนซ์อเล็กตรอนจำนวน 1 หรือ 2 ตัว เมื่อตำแหน่งแลตทิซไซด์ของอะตอมแอนติโมนีหรืออะตอมอลูมิเนียมซึ่งต้องการจำนวนอเล็กตรอนมากกว่า จึงทำให้เกิดเป็นสภาวะบวก แต่เนื่องด้วยว่า ทองแดงนั้นมีความเป็นโลหะจึงมีสภาพการนำไฟฟ้าได้ด้วยจำนวนอเล็กตรอนอิสระจำนวนมาก ซึ่งนี้ส่งผลทำให้เกิด ฟิล์มบาง n-type AlSb
- โดยการเจือซิลิกอนหรือทองแดงเข้าร่วมในโครงสร้างผลึกอลูมิเนียมแอนติโมนีไนด์เพื่อให้ได้ฟิล์มบางนำไฟฟ้าชนิด p-type หรือ n-type ซึ่งนี้ส่งผลทำให้ต่อคุณภาพความเป็นผลึกของอลูมิเนียมแอนติโมนีไนด์นั้นแยลงเล็กน้อย ผลการทดลองพบว่าการเจือซิลิกอนที่อัตราส่วน 3% นั้น ส่งผลให้ค่าคงที่แลตทิซของอลูมิเนียมแอนติโมนีไนด์มีขนาดถูกบีบอัดเล็กน้อยเป็น 6.1042 Å และมีค่าความคลาดเคลื่อน 0.509% และสำหรับกรณีการเจือทองแดงที่อัตราส่วน 4% พบว่าค่าคงที่แลตทิซของอลูมิเนียมแอนติโมนีไนด์มีขนาดถูกยืดขยายใหญ่ขึ้นเป็น 6.1402 Å โดยมีค่าความคลาดเคลื่อน -0.076% แต่เมื่อพิจารณาถึงขนาดคริสตัล พบว่าทั้งสองกรณีไม่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงที่แตกต่างมากนัก
- โดยสรุปแล้วการเจือทองแดงสู่ผลกระทบต่อโครงสร้างผลึกมากกว่าการเจือด้วยซิลิกอน ผลนี้อาจเนื่องมาจากว่าขนาดรัศมีอะตอมของสารเจือกับวัสดุหลักที่แตกต่างกัน ส่งผลให้เกิดความคั่นค่างในเนื้อฟิล์มเนื่องจากการไม่เท่ากันของขนาดอะตอม (mismatched atomic sizes)

- เมื่อเปรียบเทียบขนาดรัศมีอะตอมของทองแดง ซิลิกอน กับของอลูมิเนียมและแอนติโมนี โดยที่ซิลิกอนนั้นมีขนาดรัศมีอะตอมเล็กที่สุด 111 pm และ แอนติโมนีมีขนาด 133 pm เมื่อแทนที่ตำแหน่งอะตอมของแอนติโมนี จึงทำให้มีค่าคงที่แลตทิซเล็กลง จึงทำให้เกิดสภาวะความเค้นแบบการหดตัว a compressive strain เมื่อเทียบกับฟิล์มที่ไม่มีสารเจือปน
- และในกรณีการเจือด้วยทองแดง เนื่องจากว่า ทองแดงมีขนาดรัศมีอะตอมขนาดใหญ่ที่สุด 145 pm ซึ่งใหญ่กว่าขนาดของแอนติโมนี 133 pm และขนาดของอลูมิเนียม 118 pm เมื่อเป็นเช่นนี้จึงส่งผลทำให้ว่าผลึกอลูมิเนียมที่เจือด้วยทองแดงนั้นมีสภาวะการเค้นแบบขยายตัว (a tensile strain) คงค้างในเนื้อฟิล์มที่ปลูกภายใต้เงื่อนไขนี้
- ข้อสังเกตที่น่าสนใจคือ สารประกอบอลูมิเนียมทองแดงนั้นเกิดขึ้นเมื่อมีการเจือด้วยทองแดงมากเกินไป ดังแสดงให้เห็นในรูปที่ 4 โดยแสดงให้เห็นว่ามีความชอบจับตัวกับอลูมิเนียมมากกว่าดังนั้นก็แทนที่ตำแหน่งแอนติโมนีมากกว่า และส่งผลให้เกิดการเกาะตัวของอลูมิเนียมบริสุทธิ์ลดลง ไม่เหมือนดังที่เกิดขึ้นในกรณีการเจือด้วยซิลิกอนที่ส่งเสริมให้เกิดฟิสิกของ Al(111) ชัดเจนขึ้น เมื่อเจือซิลิกอนปริมาณมากขึ้น

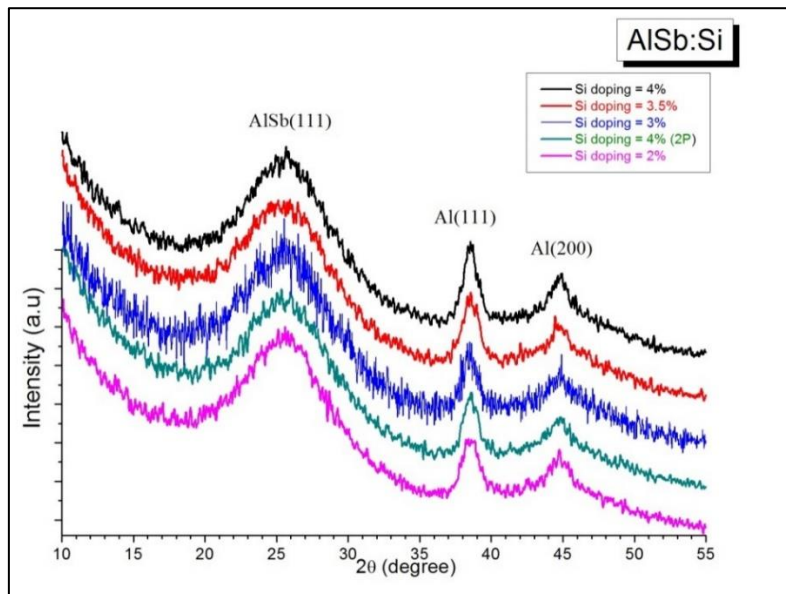


รูปที่ 4 ผลการสแกน $\theta/2\theta$ ของเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์ของฟิล์มบาง undoped AlSb, AlSb:Si และ AlSb:Cu

- ลำดับต่อมา ทำการหาปริมาณการเจือทองแดงและซิลิกอนที่เหมาะสมโดยการกำหนดปรับปริมาณทองแดงที่อัตราส่วนตั้งต้นที่เข้าสปีดเตอร์จากอัตราส่วนเจือทองแดงที่อัตราส่วน 0.5% ถึง 4% และสำหรับการเจือซิลิกอนที่อัตราส่วน 2% ถึง 4%
- และเมื่อนำไปวิเคราะห์โครงสร้างผลึกด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์ได้ผลแสดงดังรูปที่ 5 และพบว่า เมื่อเจือทองแดงที่อัตราส่วนสูงกว่า 3% จะทำให้เกิดสารประกอบอลูมิเนียมทองแดง และการเจือนี้ส่งผลกระทบต่อโครงสร้างอะตอมโดยมีค่าแลตทิซแปรเปลี่ยนไปบ้างเล็กน้อยตั้งแต่ขนาด 6.12574 Å ถึง 6.1619 Å โดยที่ไม่ส่งผลกระทบต่อเปลี่ยนแปลงขนาดผลึกเท่าไรนัก อย่างไรก็ตาม ในกรณีที่มีปริมาณการเจือทองแดงมากขึ้น การเกิดฟิล์มอลูมิเนียมบริสุทธิ์ลดน้อยลงอย่างเด่นชัด นี้คงเนื่องด้วยมีการจับตัวกันกับทองแดงเป็นสารประกอบอลูมิเนียมทองแดง อัตราส่วนประกอบและอัตราส่วนเกินของอลูมิเนียมก็ลดน้อยลงด้วย



รูปที่ 5 ผลการสแกน $\theta/2\theta$ ของเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์ของฟิล์มบาง n-type AlSb:Cu ที่มีปริมาณการเจือทองแดงต่างกัน



รูปที่ 6 ผลการสแกน $\theta/2\theta$ ของเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์ของฟิล์มบาง p-type AlSb:Si มีปริมาณการเจือซิลิกอนต่างกัน

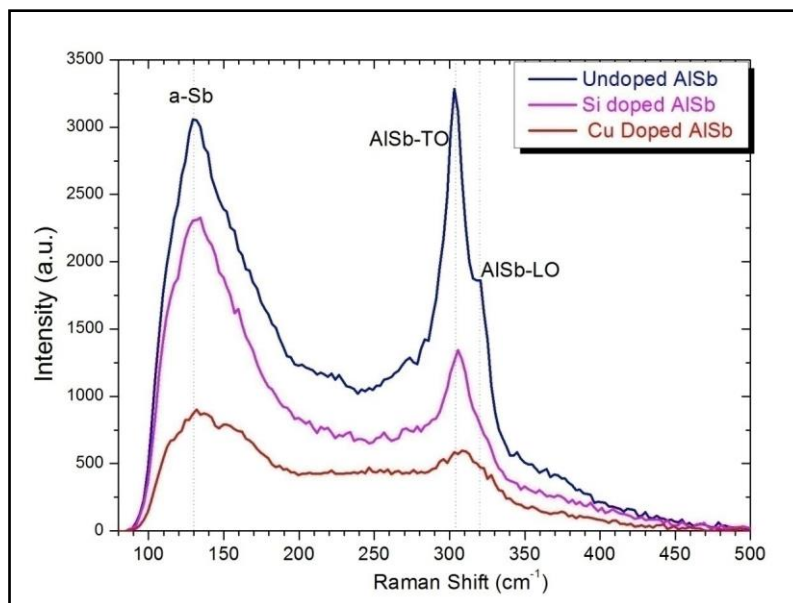
- และเมื่อทำการวิเคราะห์โครงสร้างฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนิไซด์ที่มีการเจือซิลิกอนปริมาณตั้งแต่อัตราส่วนตั้งแต่ 2% ถึง 4% ผล XRD แสดงให้เห็นว่าการเจือด้วยสารซิลิกอนนั้นไม่ส่งผลกระทบต่อคุณภาพโครงสร้างผลึกที่แตกต่างเห็นได้ชัดเจน ดังแสดงในรูปที่ 6 โดยพบว่าค่าคงที่แลตทิซนั้นมีเปลี่ยนแปลงตั้งแต่ 6.1042 Å to 6.1595 Å และไม่ส่งผลกระทบต่อเปลี่ยนแปลงของขนาดผลึกมากนัก

ผลการวิเคราะห์โครงสร้างการจัดเรียงอะตอมโดยเทคนิครามานสเปกโทรสโคปี
(Raman spectroscopy)

- สำหรับผลการวิเคราะห์คุณภาพโครงสร้างผลึกและการจัดเรียงอะตอมของผลึกโดยเทคนิครามานสเปกโทรสโคปี โดยทำการสแกนวัดสเปกตรัมของชิ้นงานแต่ละชิ้นจำนวน 5 ตำแหน่ง แล้วจึงนำมาเฉลี่ยเพื่อให้เกิดความน่าเชื่อถือของผล

วิเคราะห์มากขึ้น ผลได้ผลการวัดแสดงดังรูปที่ 7 โดยเมื่อเปรียบเทียบลักษณะสเปกตรัมที่วัดได้จากชั้นงานของฟิล์มบาง ทั้งสามกรณีคือ แบบไม่เจือสาร แบบเจือด้วยซิลิกอน และแบบเจือด้วยทองแดง โดยการวัดทั้งสามชิ้นงาน ได้สเปกตรัมรามานที่ปรากฏ พีครามานชิฟที่ตำแหน่งค่าตัวเลข 307 cm^{-1} และ 320 cm^{-1} ของโครงสร้าง AISb-TO และ AISb-LO ตามลำดับ ซึ่งโครงสร้างทั้งสองนี้แสดงถึงการจัดเรียงอะตอมที่มีแบบแผนมีช่วงระยะระเบียบชัดเจนดีมาก กับแบบที่มีโครงสร้างที่มีรูปแบบแผนไม่ค่อยดีเท่าไร ซึ่งนี้สืบเนื่องจากการเกิดความเค้นค้ำในฟิล์ม และยังคงแสดงถึงพีคที่ตำแหน่งตัวเลข 130 cm^{-1} ซึ่งสื่อถึงพีคของแอนติโมนีที่มีโครงสร้างอสัณฐาน

- เมื่อทำการเปรียบเทียบผลวิเคราะห์ของชิ้นงานทั้งสามกรณี คือ ชิ้นงานที่ไม่มีการเจือสาร ชิ้นงานที่เจือด้วยซิลิกอน และชิ้นงานที่เจือด้วยทองแดง จะเห็นได้ว่าการปลูกฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนีที่มีการเจือสารนั้นแสดงสเปกตรัมของพีครามานชิฟที่มาจากโครงสร้างผลึกอลูมิเนียมแอนติโมนีนั้นลดต่ำลงอย่างเด่นชัด โดยเฉพาะกรณีที่เจือด้วยทองแดง ส่งผลกระทบมากกว่า ดังแสดงในรูปที่ 7 และสำหรับพีคของโครงสร้างอสัณฐานของแอนติโมนีจะเห็นว่าเมื่อมีการเจือสารนั้นสเปกตรัมลดลงชัดเจนเช่นกัน โดยที่ทองแดงส่งผลกระทบมากกว่าผลจากซิลิกอน อันนี้อาจเนื่องมาจากการที่อัตราส่วนสารตั้งต้นของแอนติโมนีลดน้อยลงเมื่อมีการเพิ่มอัตราส่วนของสารเจือเข้ามาในสารตั้งต้นทั้งหมด โอกาสการก่อสร้างตัวบนฐานรองน้อยลงไปด้วย

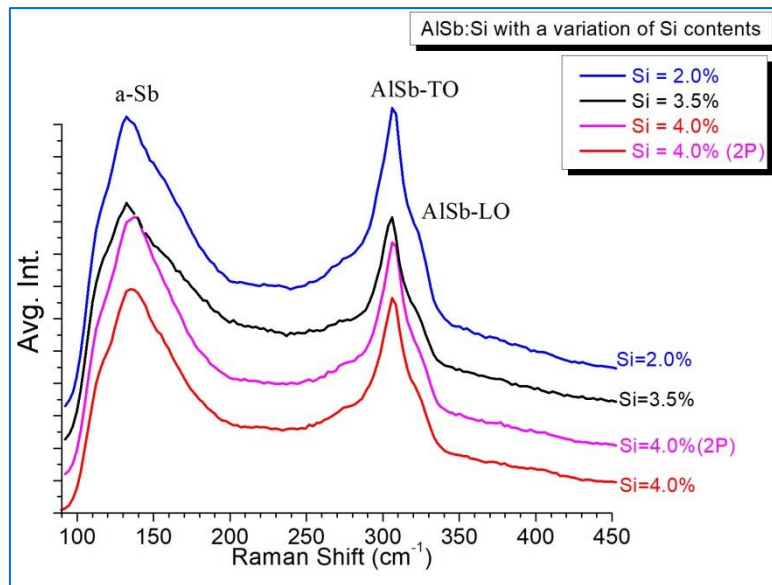


รูปที่ 7 สเปกตรัมของการวัดด้วยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปีของฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนีที่มีการเจือสารและไม่เจือสาร

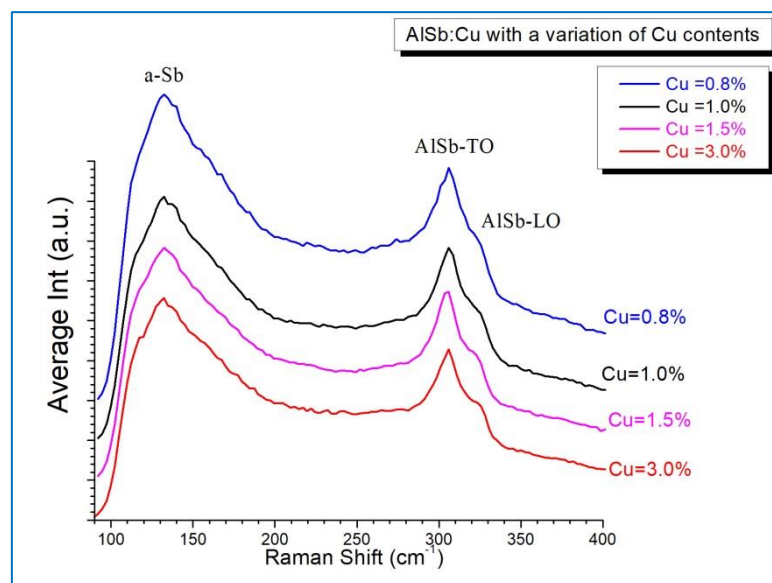
- เมื่อดูรายละเอียดผลกระทบจากปริมาณสารเจือที่เพิ่มมากขึ้นต่อโครงสร้างผลึกของฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนีมากขึ้นน้อยเช่นไร ในกรณีที่มีการเปลี่ยนแปลงปริมาณการเจือซิลิกอนเพิ่มมากขึ้นจากอัตราส่วนตั้งแต่ 2% ถึง 4% โดยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปี
- ซึ่งเห็นได้ว่า พีครามานชิฟของโครงสร้างการเรียงตัวของอะตอมของทั้งสองแบบของอลูมิเนียมแอนติโมนี AISb-TO และ AISb-LO ไม่มีการเปลี่ยนแปลงตำแหน่งของพีคมากนัก และพีคมีความเข้มต่ำลงมีความเด่นชัดน้อยลงเล็กน้อย ซึ่งแสดงถึงมีคุณภาพผลึกต่ำลงเล็กน้อย ซึ่งนี้แสดงผลถึงโครงสร้างผลึกของฟิล์มที่มีการเจือซิลิกอน ดังแสดงในรูปที่ 8
- ส่วนในกรณีการเจือด้วยทองแดง โดยเมื่อเพิ่มปริมาณการเจือทองแดงอัตราส่วนตั้งแต่ 0.8% ถึง 3% จะเห็นได้ว่า ตำแหน่งพีครามานชิฟที่วัดได้นั้นไม่มีการเปลี่ยนแปลงมากนัก แต่พบข้อสังเกตว่า โครงสร้างผลึกฟิล์มที่มีการเจือทองแดงนั้นมี

คุณภาพความเป็นผลึกแย่งลงเนื่องจากเห็นได้ชัดในการลดลงของพีค AISb-TO ที่ลดลงและเด่นชัดน้อยลง โดยที่พีค AISb-LO นั้นสูงขึ้นและเด่นชัดขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 9

- ในกรณีของโครงสร้างออสถุณฐานของแอนติโมนีนั้นลดลงเล็กน้อยสำหรับการปลูกแบบเจือสารเมื่อเทียบกับการปลูกแบบไม่มีการเจือสาร แต่สำหรับกรณีการเปลี่ยนแปลงตามปริมาณสารเจือนั้นไม่แสดงผลเด่นชัด
- โดยสรุปแล้ว ผลการวิเคราะห์ที่ได้จากเทคนิครามานสเปกโตรสโคปีคือผลกระทบต่อคุณภาพโครงสร้างผลึกลดน้อยลงเล็กน้อยจากการเจือสารโดยเฉพาะจากการเจือด้วยทองแดงส่งผลมากกว่า และส่งผลต่อสัดส่วนสารตั้งต้นที่ส่งผลต่อการเกิดแอนติโมนีออสถุณฐานน้อยลงด้วย
- ผลที่ได้จากการวิเคราะห์โดยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปีนี้มีความสอดคล้องกันดีกับผลการวิเคราะห์ที่ได้จากการวัดด้วยเทคนิค XRD



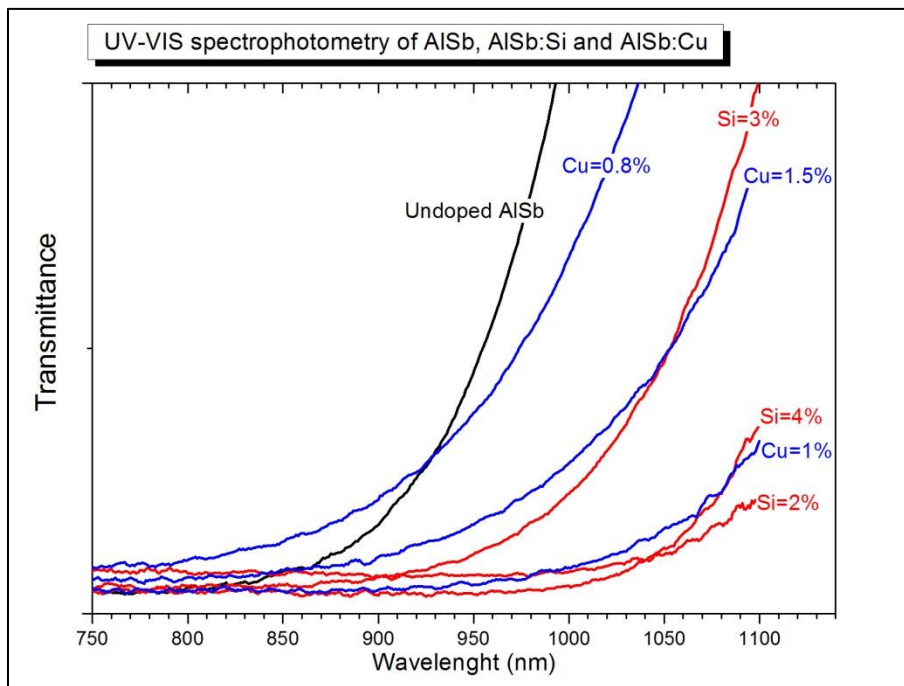
รูปที่ 8 สเปกตรัมการวัดด้วยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปีของฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนีไนด์ที่มีการเจือซิลิกอนที่ปริมาณต่างๆ



รูปที่ 9 สเปกตรัมการวัดด้วยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปีของฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนีไนด์ที่มีการเจือทองแดงที่ปริมาณต่างๆ

3.3. การวิเคราะห์สมบัติทางแสงของฟิล์มโดยเทคนิคสเปกโตรโฟโตมิเตอร์ของแสงย่านยูวีและช่วงตามองเห็น (Optical properties by UV-VIS spectrophotometer)

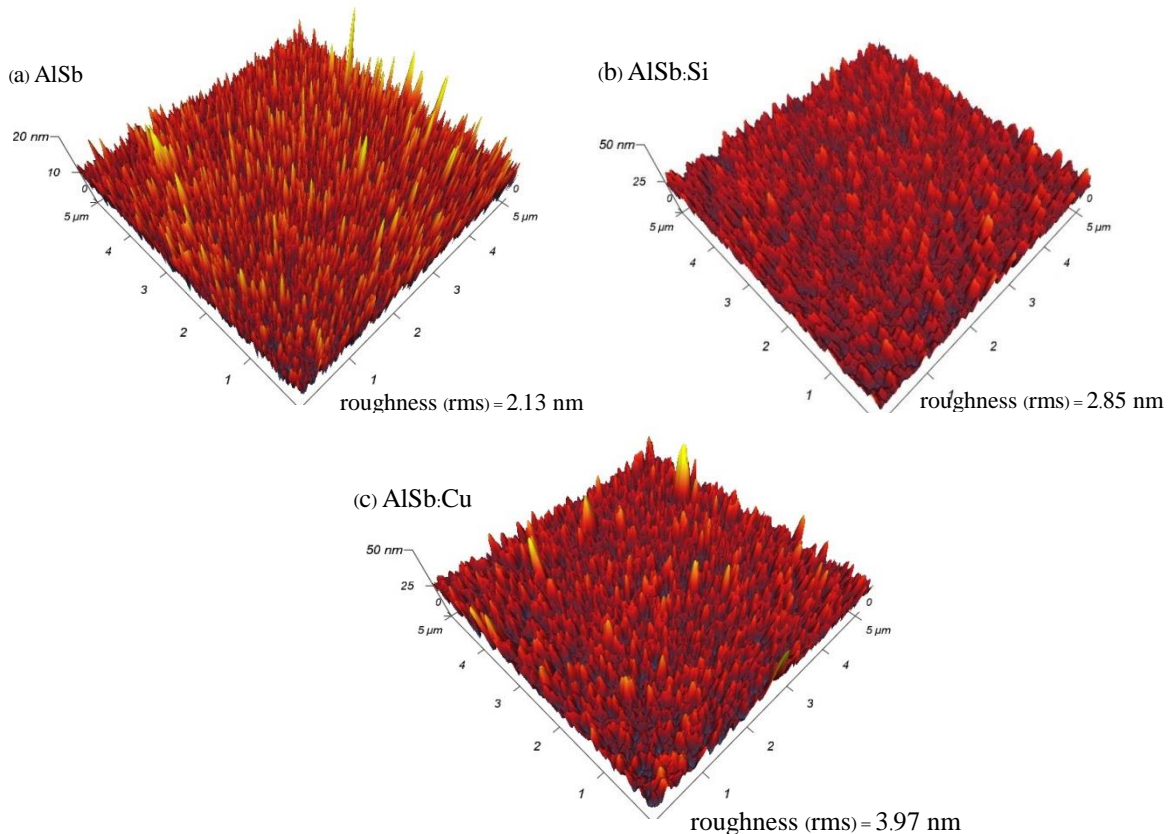
- การวิเคราะห์สมบัติทางแสงและค่าแถบพลังงานเชิงแสงของฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนีโดยเทคนิคการวัดสเปกตรัมแสงส่องผ่านของแสงย่านยูวีและช่วงตามองเห็น ได้ผลดังแสดงในรูปที่ 10 ซึ่งผลแสดงให้เห็นว่า ฟิล์มบางที่ไม่มีการเจือสาร เริ่มต้นโปร่งแสงสำหรับแสงย่านอินฟราเรด ที่ตำแหน่งความยาวคลื่นประมาณ 850 nm or 1.459 eV โดยที่มีการดูดกลืนแสงในย่านตามองเห็นคือช่วง 400-800 nm ซึ่งที่ตำแหน่งจุดเริ่มต้นนี้สามารถสัมพันธ์ถึงค่าแถบพลังงานเชิงแสงของฟิล์มบางราว 1.615 eV ตามค่าทางทฤษฎีของสารประกอบอลูมิเนียมแอนติโมนีที่อุณหภูมิห้อง
- สำหรับกรณีที่มีการเจือสาร จุดเริ่มต้นการโปร่งแสงนั้นขยับไปตำแหน่งที่ความยาวคลื่นยาวมากขึ้น อยู่ในช่วงความยาวคลื่น 850-1100 nm ซึ่งแสดงถึงว่า มีค่าแถบพลังงานเชิงแสงลดน้อยลงของฟิล์มบางที่มีการเจือสารทั้งสองกรณี และสำหรับการพล็อตโดยวิธีเทาค์ (tauc's plot) นั้นไม่สามารถดำเนินการจนประมาณได้จุดตัดแกนหรือค่าแถบพลังงานเชิงแสงได้เนื่องจากว่าการวัดด้วยเทคนิคนี้มีความยาวคลื่นที่สั้นกว่าความยาวคลื่นที่จะแสดงครอบคลุมถึงช่วงที่มีการโปร่งแสงแบบเต็มที่



รูปที่ 10 ผลการวัดด้วยเทคนิค UV-VIS spectrophotometer แสดงถึงตำแหน่งความยาวคลื่นของจุดเริ่มต้นการเป็นฟิล์มโปร่งแสง

3.4. การวิเคราะห์ลักษณะพื้นผิวหน้าของฟิล์มโดยเทคนิคการส่องกล้องจุลทรรศน์แบบแรงอะตอม (Surface Morphology by AFM measurements)

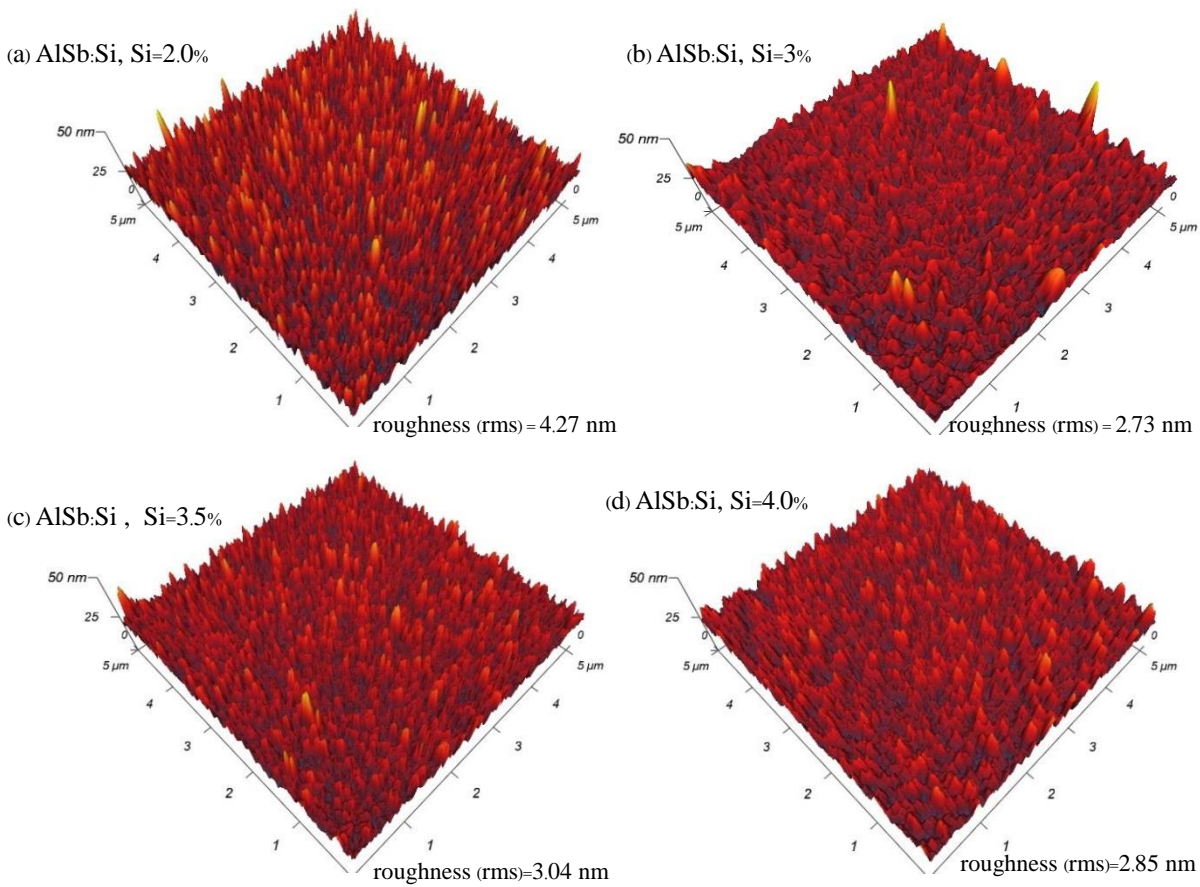
- ผลการพิจารณาลักษณะพื้นผิวหน้าของฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนีโดยเทคนิคการส่องกล้องจุลทรรศน์แบบแรงอะตอมพบว่า มีลักษณะเกรนผลึกเล็กที่มีขนาดเกรนประมาณ 136.98 ± 32.396 nm ที่มีค่าความเบี่ยงเบนต่ำ แต่ว่ายังคงมีบางเกรนที่มีขนาดใหญ่และสูงกว่าทั่วไปให้สังเกตเห็นบ้าง
- เมื่อเทียบกับลักษณะพื้นผิวหน้าขนาดสแกน 5×5 - μm^2 ของฟิล์มไม่มีการเจือสารมีความหยาบที่ค่า 2.13 nm และสำหรับฟิล์มที่เจือทองแดงและเจือซิลิกอนนั้นมีความหยาบ 2.85 nm ของ AlSb:Si และค่า 3.97 nm สำหรับ AlSb:Cu ซึ่งนี่เป็นกรณีการที่มีการเจือสารที่อัตราส่วน 4% เท่ากัน
- ขนาดเกรนเฉลี่ยของอลูมิเนียมของอลูมิเนียมแอนติโมนีเจือซิลิกอนมีค่าในช่วง 156.789 ± 50.289 nm และขนาดเกรนเฉลี่ยของอลูมิเนียมแอนติโมนีเจือทองแดงมีขนาดใหญ่กว่า 176.922 ± 46.28 nm ซึ่งจะเห็นว่ามีความเบี่ยงเบนค่อนข้างสูงกว่าเล็กน้อยเมื่อเทียบกับไม่มีการเจือสารดังแสดงรูปที่ 11 ซึ่งทั้งสองกรณีแสดงให้เห็นว่า ขนาดเกรนของผลึกที่ได้รับผลจากการเจือสารส่งผลให้มีขนาดใหญ่ขึ้นกว่าการที่ไม่มีการเจือสาร โดยที่การเจือด้วยทองแดงส่งผลกระทบต่อผลมากกว่าการเจือด้วยซิลิกอน ซึ่งนี่มีผลสอดคล้องกันกับผลกระทบต่อคุณภาพโครงสร้างผลึกไปในทิศทางเดียวกันที่ได้ผลวิเคราะห์จากเทคนิครามานสเปกโตรสโคปี



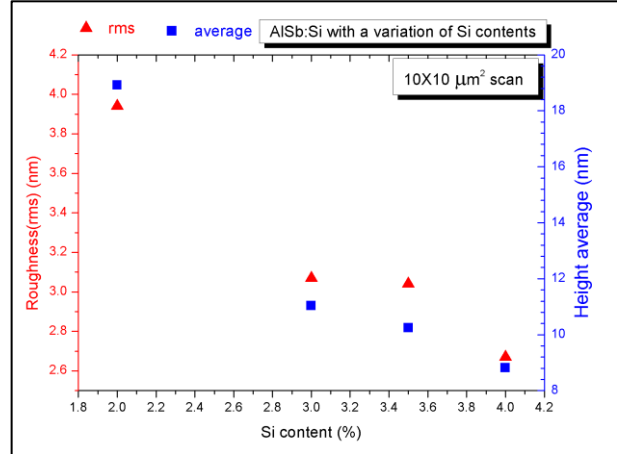
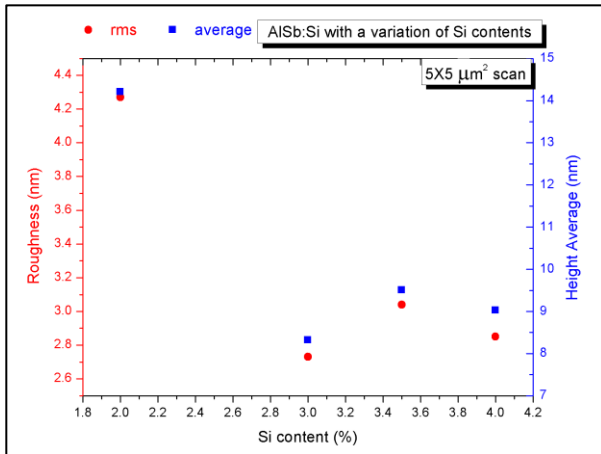
รูปที่ 11 ลักษณะพื้นผิวหน้าขนาดสแกน 5×5 - μm^2 ด้วยกล้อง AFM ของฟิล์มบาง AlSb ที่ไม่มีการเจือสารและที่มีการเจือสาร

- เมื่อมีการเพิ่มขึ้นของปริมาณการเจือซิลิกอนจากอัตราส่วน 2% ถึง 4% ลักษณะพื้นผิวหน้าของฟิล์มที่มีการเจือซิลิกอนเหล่านี้มีการเปลี่ยนแปลงดังแสดงในรูปที่ 12 ซึ่งปรากฏว่ามีแนวโน้มการลดลงของค่าความขรุขระ (rms) จากค่า 4.27 nm ถึง 2.85 nm โดยที่มีการแกว่งของข้อมูลที่อัตราส่วนการเจือ 3% ที่ปรากฏค่าต่ำสุดที่ 2.73 nm ดังแสดงในรูปที่ 13

- ค่าความสูงเฉลี่ยของผลึกเมื่อมีการเจือด้วยซิลิกอนมีแนวโน้มไปทางเดียวกับค่าความขรุขระของลักษณะพื้นผิวหน้า ผลการวิเคราะห์ลักษณะผิวหน้าของฟิล์มเมื่อมีขนาดพื้นที่สแกนเป็น $10 \times 10\text{-}\mu\text{m}^2$ พบว่า ลักษณะพื้นที่ผิวหน้าของฟิล์มเจือซิลิกอนมีค่าความขรุขระนั้นลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อปริมาณการเจือซิลิกอนเพิ่มมากขึ้น
- ซึ่งนี่เมื่อพิจารณาจากขนาดรัศมีอะตอมของสารเจือซิลิกอนกับธาตุประกอบอื่นๆที่มีขนาดเล็กมากที่สุดน่าจะนำผลให้เกิดลักษณะผิวหน้าที่ราบเรียบมากที่สุด เนื่องจากอะตอมซิลิกอนอาจจะประกอบเข้ากันได้ง่ายกับโครงสร้างของอลูมิเนียมแอนติโมไนต์ไม่ว่าจะเป็นกรณีเข้าแทนที่ในตำแหน่งแลตทิซอะตอมแอนติโมนีหรือแม้แต่การแทรกระหว่างตำแหน่งอะตอมต่างๆโดยที่มีค่าความต่างกันไม่เข้ากันของขนาดอะตอมที่แตกต่างกันไม่มากระหว่างขนาดของสารเหล่านี้
- ซึ่งหมายถึงมีขนาดใกล้เคียงกัน มีสมบัติทางเคมีไม่ต่างกันมาก จึงทำให้เข้ากันได้ง่ายมากกว่าของซิลิกอนเมื่อเทียบกับกรณีของทองแดง ซึ่งนี่จึงเป็นสาเหตุที่ส่งผลให้ลักษณะผิวหน้าของฟิล์มที่เจือด้วยซิลิกอนมีความราบเรียบมากขึ้นเมื่อมีการเพิ่มปริมาณการเจือมากขึ้น



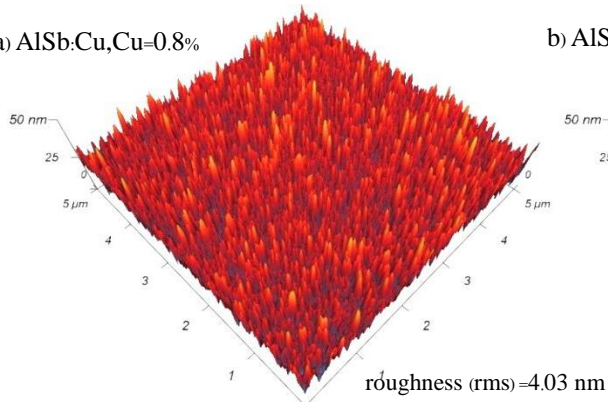
รูปที่ 12 ลักษณะพื้นผิวหน้าขนาดสแกน $5 \times 5\text{-}\mu\text{m}^2$ ด้วยกล้อง AFM ของฟิล์มบาง AISb ที่มีการเจือซิลิกอนที่ปริมาณต่างกัน



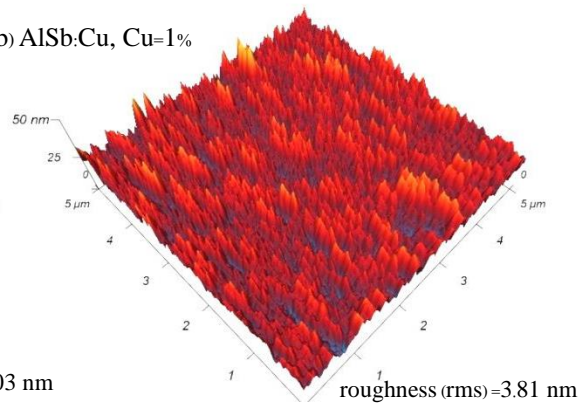
รูปที่ 13 ความสัมพันธ์ของ Si contents (%) กับค่าความขรุขระ (rms) ของฟิล์ม AlSb:Si ที่ขนาดพื้นที่สแกน $5 \times 5\text{-}\mu\text{m}^2$ (a) และขนาดพื้นที่สแกน $10 \times 10\text{-}\mu\text{m}^2$

- สำหรับกรณีฟิล์มที่มีการเจือทองแดง และเมื่อมีปริมาณการเจือทองแดงเพิ่มมากขึ้นจากอัตราส่วน 0.8% ถึง 4% ลักษณะพื้นผิวหน้าขนาดพื้นที่สแกน $5 \times 5\text{-}\mu\text{m}^2$ พบว่า ลักษณะพื้นผิวหน้าของฟิล์มที่เจือทองแดงนี้มีลักษณะแย่งโดยมีแนวโน้มที่มีความขรุขระสูงมากขึ้นจาก 3.81 nm ถึง 4.47 nm โดยมีความกว้างของข้อมูลบ้างเล็กน้อย
- โดยที่ค่าแนวโน้มของความสูงเฉลี่ยของผลึกมีแนวการเปลี่ยนแปลงไปในทิศทางเดียวกันกับการเปลี่ยนแปลงค่าความขรุขระ คือเพิ่มมากขึ้นตามปริมาณการเจือทองแดงที่มากขึ้น
- เมื่อทำการสแกนในขนาดพื้นที่ $10 \times 10\text{-}\mu\text{m}^2$ s เมื่อมีการเพิ่มปริมาณการเจือทองแดงมากขึ้นทำให้ลักษณะพื้นผิวหน้าขรุขระมากขึ้นโดยมีค่าความขรุขระเพิ่มมากขึ้นจาก 3.72 nm ถึง 5.70 nm โดยที่มีค่าเบี่ยงเบนไปเมื่อมีปริมาณเจือที่อัตราส่วน 0.8% ซึ่งมีค่าความขรุขระ 5.3 nm แสดงดังในรูปที่ 14
- จากผลการวิเคราะห์ทั้งหมดดังกล่าวนี้จะได้ว่าลักษณะพื้นผิวหน้าที่ดีที่สุดด้วยค่าความขรุขระที่น้อยที่สุด นั่นคือ กรณีที่มีการเจือด้วยซิลิกอนที่อัตราส่วน 4% และสำหรับการเจือด้วยทองแดงที่อัตราส่วน 1% เป็นเงื่อนไขการปลูกผลึกที่เหมาะสมในการเจือซิลิกอนและการเจือทองแดง ซึ่งผลข้อสรุปนี้ก็สอดคล้องกันดีกับผลที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค XRD และเทคนิครามานสเปกโตรสโคปี

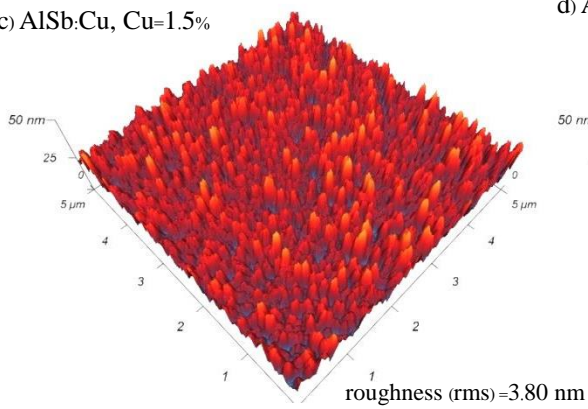
a) AlSb:Cu, Cu=0.8%



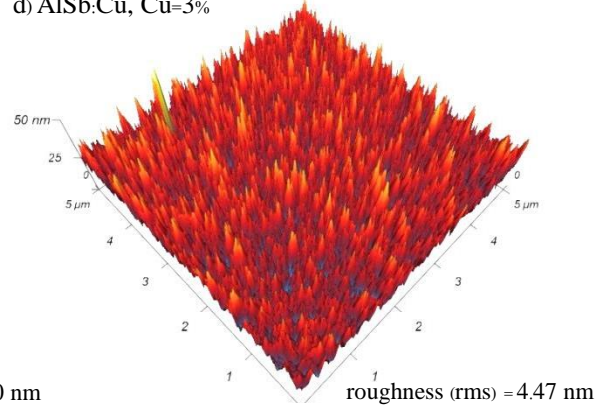
b) AlSb:Cu, Cu=1%



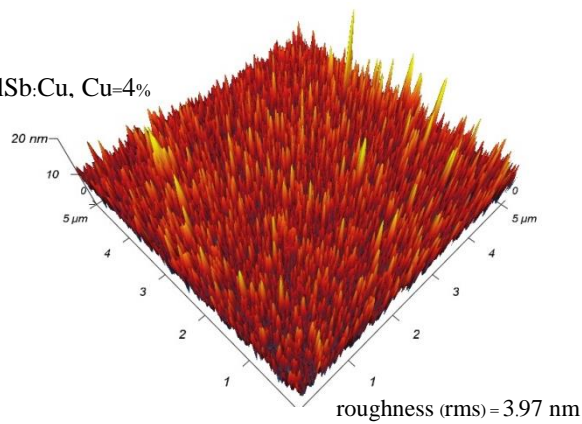
c) AlSb:Cu, Cu=1.5%



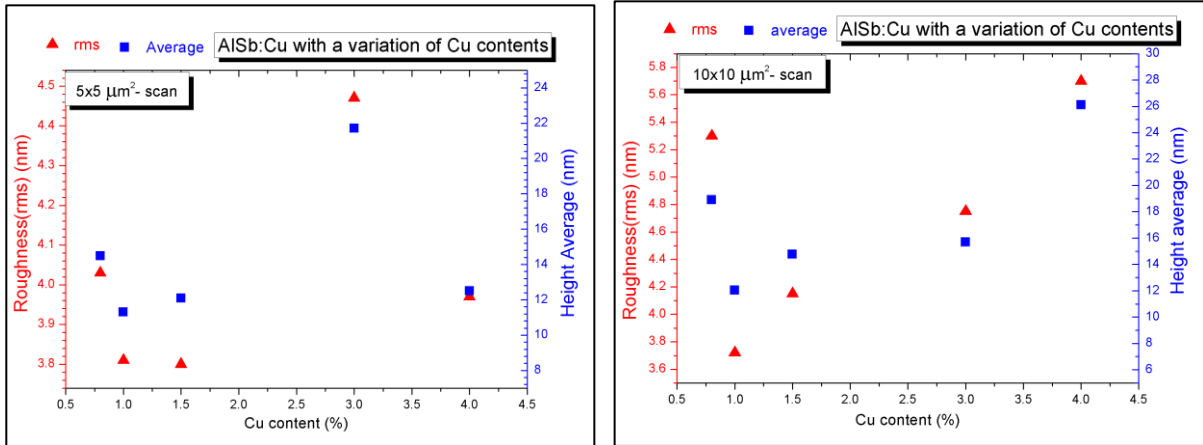
d) AlSb:Cu, Cu=3%



(e) AlSb:Cu, Cu=4%



รูปที่ 14 ลักษณะพื้นผิวหน้าขนาดสแกน $5 \times 5 \text{-}\mu\text{m}^2$ ด้วยกล้อง AFM ของฟิล์มบาง AlSb ที่มีการเจือทองแดงที่ปริมาณต่างกัน

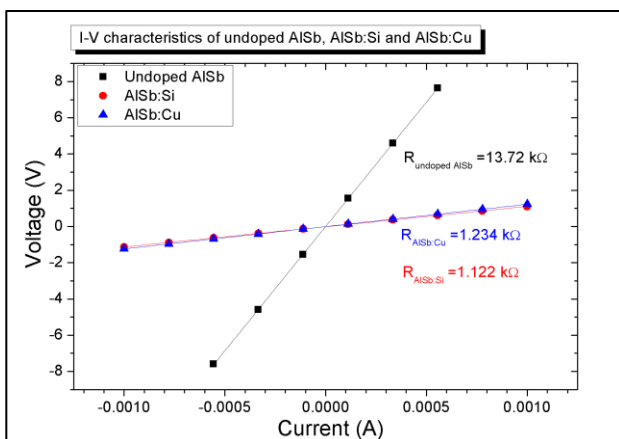


รูปที่ 15 ความสัมพันธ์ของ Cu contents (%) กับค่าความขรุขระ (rms) ของฟิล์ม ALSb:Cu ที่ขนาดพื้นที่สแกน $5 \times 5\text{-}\mu\text{m}^2$ (a) และ ขนาดพื้นที่สแกน $10 \times 10\text{-}\mu\text{m}^2$

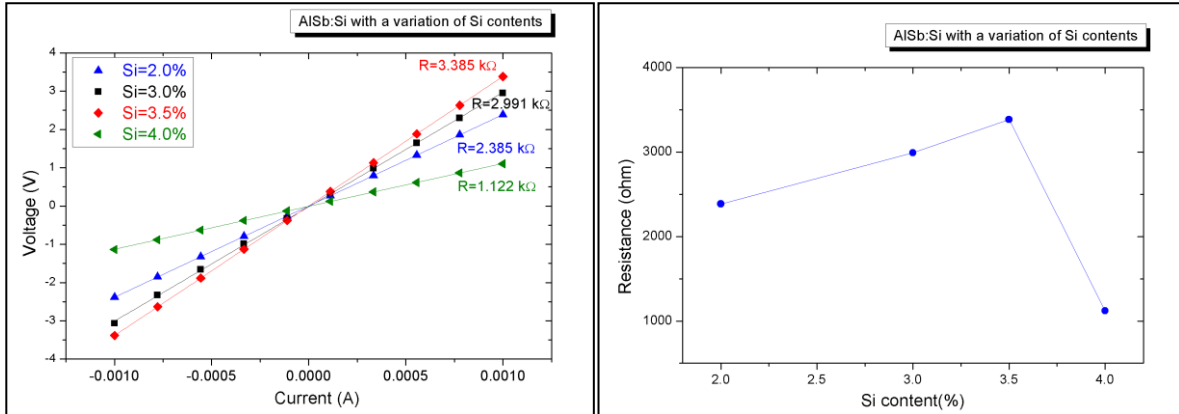
- สาเหตุเริ่มต้นที่ทำให้ลักษณะพื้นผิวหน้ามีความขรุขระของฟิล์มที่มากขึ้นเนื่องจากการที่อะตอมของทองแดงเจือปนอยู่นั้น เนื่องมาจากอะตอมทองแดงมีขนาดใหญ่มากที่สุดเมื่อเทียบกับอะตอมธาตุประกอบอื่นๆ ซึ่งนี้ย่อมทำให้เกิดการแตกต่างกันไม่เข้ากันในการประกอบเข้ากันนั้นมีค่าสูง ซึ่งก็มีผลทำให้มีความขรุขระมากขึ้นนั่นเอง

3.5. ผลการวิเคราะห์สมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มโดยเทคนิคการวัดความสัมพันธ์กระแสไฟฟ้ากับค่าศักย์ไฟฟ้าและเทคนิคการวัดสัญญาณไฟฟ้าจากปรากฏการณ์ฮอลล์เอฟเฟกต์ (Electrical properties by I-V measurements and Hall-Effect measurements)

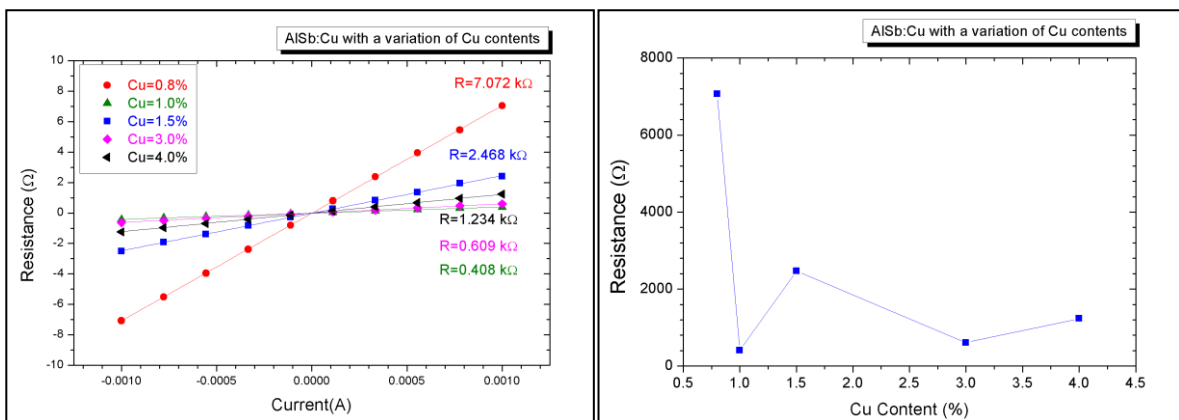
- ผลการวิเคราะห์สมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มโดยเทคนิคการวัดความสัมพันธ์ของกระแสไฟฟ้ากับค่าศักย์ไฟฟ้า และเทคนิคการวัดสัญญาณไฟฟ้าโดยปรากฏการณ์ฮอลล์เอฟเฟกต์ เพื่อหาค่าความหนาแน่นของตัวนำไฟฟ้าในฟิล์มที่มีการเจือซิลิกอนและทองแดง โดยพบว่า ฟิล์มที่มีการเจือซิลิกอนและทองแดงช่วยส่งเสริมให้มีคุณสมบัติทางไฟฟ้าที่ดีขึ้นโดยมีผลการวัดที่มีค่าความต้านทานไฟฟ้า (resistance) ต่ำลง เมื่อเทียบกับฟิล์มที่ไม่มีการเจือสาร โดยมีค่าดังนี้ $13.72\text{ k}\Omega$, $1.122\text{ k}\Omega$ และ $1.234\text{ k}\Omega$ ซึ่งเป็นค่าของฟิล์มที่ไม่มีการเจือสาร ฟิล์มที่มีการเจือซิลิกอน และฟิล์มที่มีทองแดงเจือ ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 15



รูปที่ 16 ผลการวัด I-V characteristics ของฟิล์มบาง ALSb, ALSb:Si และ ALSb:Cu

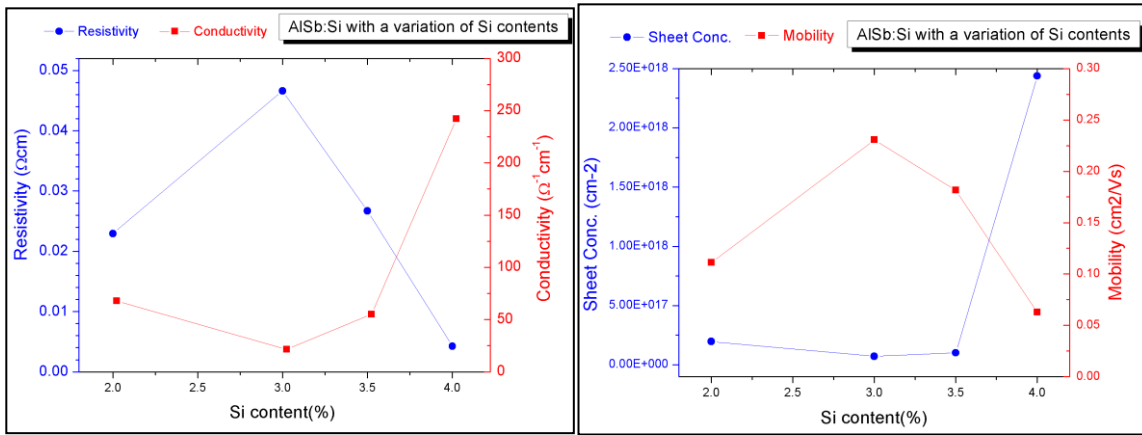


รูปที่ 17 ผลการวัด I-V characteristics ของฟิล์มบาง AlSb:Si ที่มีปริมาณการเจือซิลิกอนที่ต่างกัน



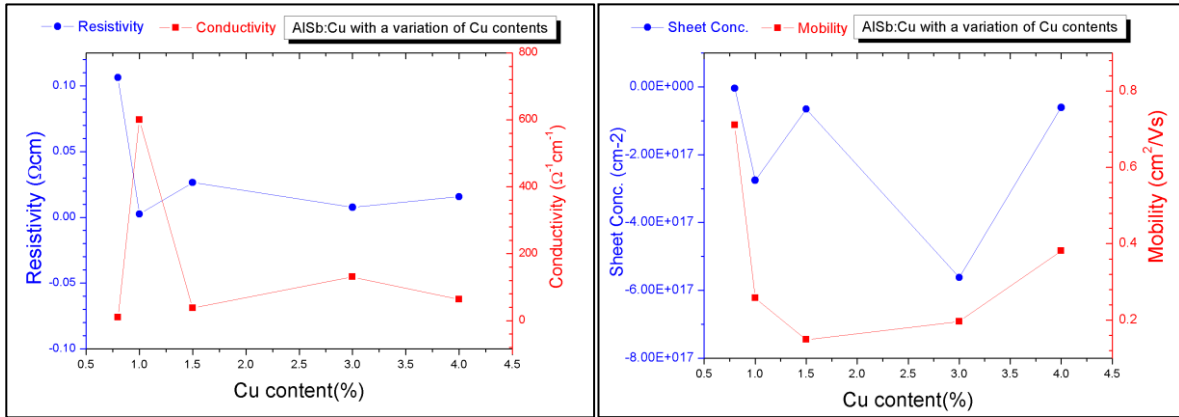
รูปที่ 18 ผลการวัด I-V characteristics ของฟิล์มบาง AlSb:Cu ที่มีปริมาณการเจือทองแดงที่ต่างกัน

- เพื่อหาปริมาณการเจือซิลิกอนที่เหมาะสมส่งผลต่อการทำให้มีสมบัติทางไฟฟ้าดีที่สุด โดยการเพิ่มปริมาณการเจือซิลิกอนเพิ่มมากขึ้นจาก 2% ถึง 4% ผลวัดแสดงให้เห็นว่า ค่าความต้านทานไฟฟ้ามีค่าเพิ่มขึ้นเล็กน้อยจาก 2.385 kΩ ถึง 3.385 kΩ สำหรับการเจือที่อัตรา 3.5% และลดลงต่ำสุดได้ค่าความต้านทานไฟฟ้าน้อยที่สุด 1.122 kΩ สำหรับการเจือด้วยซิลิกอนที่อัตรา 4% ดังแสดงในรูปที่ 16 เมื่อพิจารณาถึงผลการวิเคราะห์ลักษณะพื้นผิวหน้า ชิ้นงานที่มีการเจือซิลิกอนปริมาณ 4% นั้นมีพื้นผิวนราบเรียบที่สุด ซึ่งหมายถึงมีคุณภาพผลึกดีที่สุดโดยมีโครงสร้างบกพร่องน้อยกว่าจึงทำให้เกิดการกระเจิงหรือดักจับอิเล็กตรอนหรือตัวนำไฟฟ้าในเนื้อฟิล์มจํานวนน้อยกว่า
- สำหรับกรณีฟิล์มที่มีการเจือด้วยทองแดง โดยที่มีปริมาณการเจือจาก 0.8% ถึง 4% ผลการวัดเห็นชัดเจนว่าความต้านทานลดลงทันทีทันใดจากค่า 7.072 kΩ ถึง 0.609 kΩ นั่นคือค่าความนำไฟฟ้าที่ดีมากขึ้น โดยที่มีการแกว่งเบนเบี่ยงของข้อมูลที่ให้ค่าต่ำสุดที่ปริมาณการเจืออัตรา 1% โดยมีค่าความต้านทานไฟฟ้าต่ำที่สุด คือ 0.408 kΩ ดังแสดงในรูปที่ 17 เฉกเช่นเดียวกัน ชิ้นงานที่มีการเจือทองแดงปริมาณอัตรา 1% นั้นมีพื้นผิวนราบเรียบที่สุดซึ่งผลมาจากการที่มีโครงสร้างผลึกดีที่มีโครงสร้างบกพร่องน้อยสุด ดังนั้นตัวนำไฟฟ้าสามารถเคลื่อนที่ในฟิล์มได้ดีที่สุดนั่นเอง
- โดยสรุปแล้ว โดยเทคนิคการวัดหาความสัมพันธ์กระแสไฟฟ้ากับศักย์ไฟฟ้า หรือ I-V characteristics แสดงให้เห็นว่าปริมาณการเจือซิลิกอนและทองแดงที่เหมาะสมที่ทำให้ได้สมบัติทางไฟฟ้าดีที่สุดคือปริมาณการเจือซิลิกอนที่อัตรา 4% และปริมาณการเจือทองแดงที่อัตรา 1%



รูปที่ 19 ความสัมพันธ์ของ Si contents (%) กับค่าสภาพการต้านทานไฟฟ้า ความหนาแน่นตัวนำไฟฟ้าเชิงพื้นที่ และค่าสภาพการเคลื่อนที่ของตัวนำไฟฟ้า ของฟิล์มบาง AlSb:Si โดยเทคนิคการวัด Hall-Effect measurements

- ผลการวิเคราะห์เพื่อยืนยันประเภทหรือชนิดการนำไฟฟ้าที่ได้จากการเจือซิลิกอนและการเจือทองแดงในการปลูกฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนีไดโนดโดยเทคนิคการวัดสัญญาณไฟฟ้าจากปรากฏการณ์ฮอลล์เอฟเฟกต์ ซึ่งผลการวัดแสดงให้เห็นว่า ฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนีไดโนดชนิดประเภทตัวนำบวกหรือ p-type AlSb ได้จากการปลูกฟิล์มที่มีการเจือด้วยซิลิกอน และได้ผลลัพธ์ของฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนีไดโนดชนิดประเภทตัวนำลบหรือ n-type AlSb ได้จากการปลูกฟิล์มที่มีการเจือด้วยทองแดง
- สมบัติทางไฟฟ้าที่วิเคราะห์จากเครื่องวัดนี้ พบว่า ฟิล์มบางที่ไม่มีการเจือสารนั้นมีสภาพการนำไฟฟ้าชนิด p-type โดยมีค่าความหนาแน่นของตัวนำไฟฟ้าเชิงพื้นที่หรือ sheet carrier concentration คือ $1.266 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, ค่าสภาพการต้านทาน resistivity $0.19984 \text{ } \Omega\text{cm}$ ค่าสภาพการนำไฟฟ้า conductivity $5.0044 \text{ } \Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$ และค่าความสามารถการเคลื่อนที่ mobility $2.7339 \text{ cm}^2/\text{Vs}$
- ดังแสดงในภาพ 18(a) ค่าสภาพการต้านทานไฟฟ้าของชั้นงานอลูมิเนียมแอนติโมนีไดโนดที่มีการเจือซิลิกอนปริมาณอัตราส่วน 2% คือ $0.02293 \text{ } \Omega\text{cm}$ โดยมีแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงลดลงจาก 0.04661 ถึง $0.00423 \text{ } \Omega\text{cm}$ จากนั้นจึงเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณการเจือเพิ่มขึ้นจาก 3% เป็น 4% ค่าสภาพการนำไฟฟ้าของฟิล์มเจือซิลิกอนมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจาก 67.8 ถึง $242.12 \text{ } \Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$ ส่วนสำหรับค่าความหนาแน่นตัวนำไฟฟ้าเชิงพื้นที่ดังที่แสดงในรูปที่ 19(b) นั้น ที่อัตราการเจือ 2% มีค่าเท่ากับ $1.967 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ แล้วมีแนวโน้มเพิ่มมากขึ้นจาก $7.1622 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ ถึง $2.4381 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ เมื่อปริมาณการเจือเพิ่มขึ้นจาก 3% ถึง 4% อย่างไรก็ตามค่าความสามารถของการเคลื่อนที่นั้นมีแนวโน้มลดลงจากค่า 0.23049 ไปเป็น $0.0627 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ยกเว้นมีการเบี่ยงเบนไปที่การเจือซิลิกอนอัตรา 2% คือมีค่าเท่ากับ $0.11114 \text{ cm}^2/\text{Vs}$.

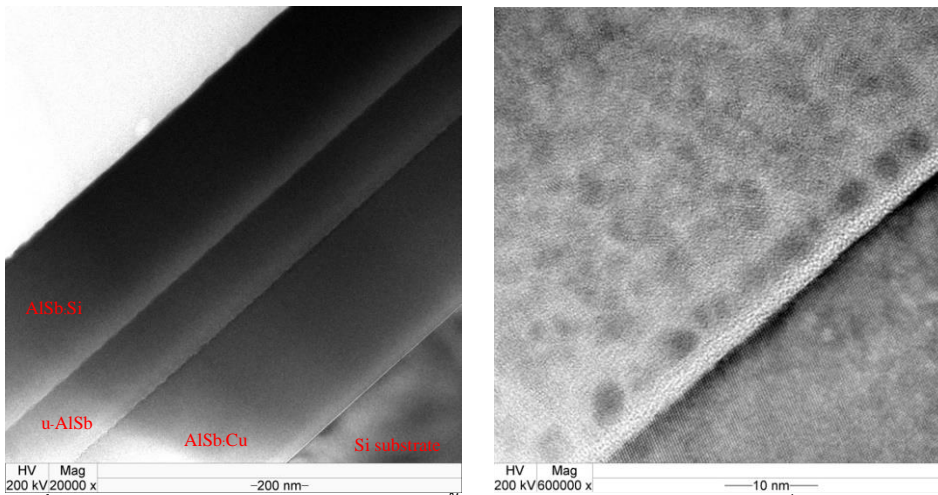


รูปที่ 20 ความสัมพันธ์ของ Cu contents (%) กับค่าสภาพการต้านทานไฟฟ้า ความหนาแน่นตัวนำไฟฟ้าเชิงพื้นที่ และค่าสภาพการเคลื่อนที่ของตัวนำไฟฟ้า ของฟิล์มบาง AlSb:Cu โดยเทคนิคการวัด Hall-Effect measurements

- สำหรับการเพิ่มขึ้นของปริมาณการเจือทองแดงที่เพิ่มขึ้นจาก 0.8% ถึง 4% ส่งผลให้ค่าสภาพการต้านทานไฟฟ้ามีค่าลดลงจาก 0.10623 ไปถึง 0.01572 Ωcm ซึ่งสัมพันธ์กันกับสภาพการนำไฟฟ้าที่เพิ่มขึ้นจาก 9.4060 ถึง 63.6175 Ω⁻¹cm⁻¹ โดยมีค่าการแปรปรวนของข้อมูลที่อัตราการเจือ 1% ที่ให้ค่าสภาพการต้านทานไฟฟ้าต่ำที่สุด 0.0255 Ωcm และสภาพการนำไฟฟ้าสูงที่สุด 600.325 Ω⁻¹cm⁻¹ ดังแสดงในรูปที่ 20(a) และสำหรับภาพ 19(b) แสดงผลการวัดของค่าความหนาแน่นของตัวนำไฟฟ้าที่มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจาก -4.2135×10¹⁵ ถึง -5.6229×10¹⁷ cm⁻² ซึ่งมีการแปรปรวนของข้อมูลที่มีปริมาณเจืออัตรา 1.5 % และ 4% โดยที่มีค่าความหนาแน่นต่ำกว่าค่าอื่นๆ และกระนั้นค่าความสามารถในการเคลื่อนที่มีค่าลดน้อยลงอย่างรวดเร็วจาก 0.7105 ถึง 0.14849 cm²/Vs ที่เป็นค่าต่ำสุดของการเจือที่อัตรา 1.5% และจากนั้นเพิ่มขึ้นเป็น 0.38122 cm²/Vs
- การวิเคราะห์ด้วยเทคนิคฮอลล์เอฟเฟกต์นั้นให้ผลที่สอดคล้องไปทางเดียวกันกับการที่วัดด้วยเทคนิคการวัดความสัมพันธ์กระแสไฟฟ้ากับศักย์ไฟฟ้า ซึ่งได้พบว่าเงื่อนไขปริมาณการเจือซิลิกอนและทองแดงที่เหมาะสมเพื่อให้ได้ฟิล์มที่ปลูกนั้นมีสมบัติไฟฟ้าที่ดี คือปริมาณซิลิกอนที่อัตรา 4% และทองแดงที่อัตรา 1%
- โดยสรุปแล้วผลการวิเคราะห์สมบัติทางไฟฟ้าทั้งสองเทคนิคสอดคล้องกันดีได้ว่า การปลูกฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนีชนิด p-type และ n-type นั้นได้จากการเจือซิลิกอนและทองแดงในการปลูกฟิล์ม โดยมีอัตราส่วนในการเจือปริมาณซิลิกอนหรือการเจือทองแดงในอัตราส่วนดังนี้ 91:5:4 สำหรับ Al:Sb:Si และ 94:5:1 สำหรับ Al:Sb:Cu

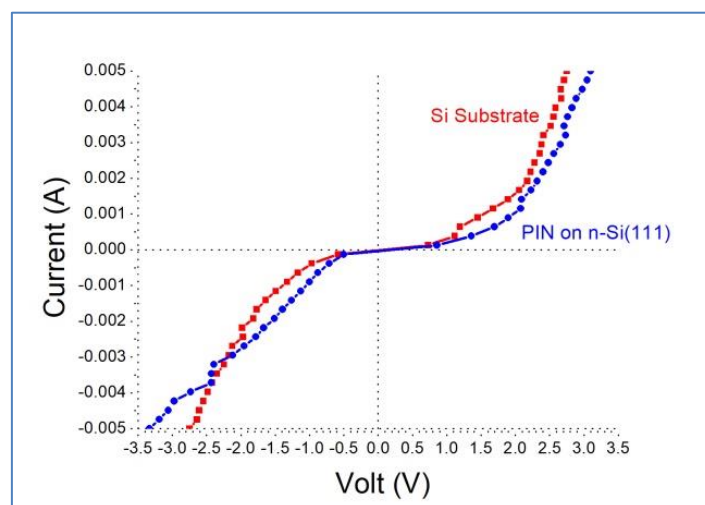
3.6. फिल्मบางหลายชั้นโครงสร้างไดโอดบนฐานรองซิลิกอน (PIN devices on Si substrates)

3.6.1. ผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของฟิล์มบางหลายชั้นโครงสร้างไดโอดบนฐานรองซิลิกอน



รูปที่ 21 (a) ภาพภาคตัดขวางของ STEM ของชั้นงาน ALSb:Si/u-ALSb/ALSb:Cu ที่ปลูกบนฐานรองซิลิกอน และ (b) ภาพกำลังขยายสูง HREM ตรงตำแหน่งรอยต่อของชั้นฟิล์มกับฐานรอง คือ ALSb:Cu/Si interfaces

3.6.2. ผลการวิเคราะห์สมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มบางหลายชั้นโครงสร้างไดโอดบนฐานรองซิลิกอน

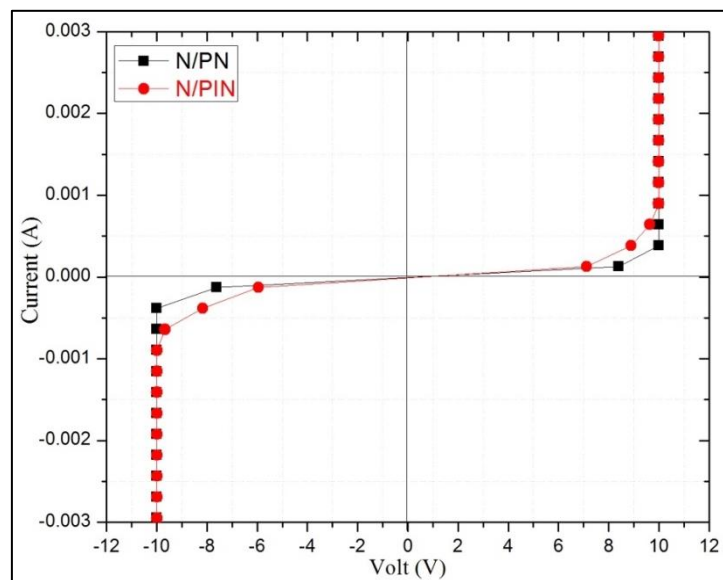


รูปที่ 22 ผลการวัดทางไฟฟ้า IV characteristics ของโครงสร้าง PIN ที่ปลูกบนฐานรองซิลิกอนที่แสดงถึงกราฟความสัมพันธ์ I-V ของการตอบสนองทางไฟฟ้าแบบอุปกรณ์ไดโอด โดยที่ทำการเปรียบเทียบกับฐานรองซิลิกอน

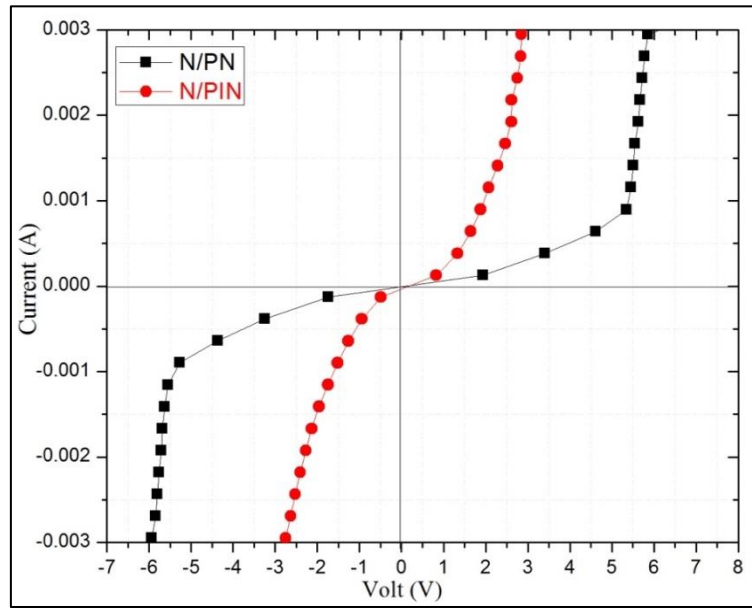
- เมื่อได้เงื่อนไขการปลูกฟิล์มอะลูมิเนียมแอนติโมนีไดโนดที่นำไฟฟ้าชนิด n-type และ p-type ดัแล้วนั้น จึงทำการออกแบบการปลูกชั้นงานที่มีโครงสร้างไดโอดชนิด PIN บนแผ่นฐานรองซิลิกอน ซึ่งสามารถปลูกชั้นงานโครงสร้างอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ได้โดยไม่ร้อนออกจากแผ่นฐานรอง และมีผิวค่อนข้างราบเรียบเงาวาวดังกระจก ดังนั้นเพื่อศึกษาถึงรอยต่อระหว่างชั้นของแต่ละชั้นฟิล์มโดยเทคนิคการถ่ายภาพตัดขวางด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องทะลุผ่านหรือ Cross-sectional STEM measurements ได้ภาพกำลังขยายสูงมาก ดังแสดงในรูปที่ 21(a) ซึ่งภาพแสดงรอยต่อแต่ละชั้นของฟิล์มค่อนข้างเรียบดีรวมไปถึงรอยต่อระหว่างชั้นฟิล์มกับแผ่นฐานรองซิลิกอนด้วย ซึ่งสามารถตรวจวัดได้ค่าประมาณความหนาได้เท่ากับ

1.6 μm โดยที่เป็นความหนาของชั้น n-type layer หนา 600-nm ชั้นฟิล์มแบบ undoped layer หนา 300-nm และชั้นบนสุดของชั้น p-type หนา 500-nm และรูปที่ 21 (b) แสดงเกรนผลึกขนาดนาโนเมตรในชั้นฟิล์ม ALSb นี้ด้วย

- และเมื่อทำการวิเคราะห์สมบัติไฟฟ้าด้วยเทคนิค I-V measurements ของชิ้นงานโครงสร้างไดโอด PIN นี้ โดยที่มีการเคลือบผิวหน้าด้วยทองคำบางๆหนาเพียง 5 nm บนผิวหน้าชิ้นงานนี้ ได้ผลสัญญาณทางไฟฟ้าดังแสดงในรูปที่ 22 ซึ่งผลที่ได้แสดงคุณลักษณะความเป็นไดโอดทั้งการจ่ายไฟด้านบวกและการจ่ายไฟด้านลบ การตอบสนองถึงแม้ว่าจะไม่ราบเรียบสม่ำเสมอไม่เป็นการตอบสนองแบบทั้งที่ทันใด โดยมีค่าศักย์ไฟฟ้า turn-on voltage ของไฟด้านบวกเป็น 1.5 V และเป็น -1.0 V ของไฟด้านลบ ซึ่งนี้แสดงให้เห็นว่า อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ไดโอดชนิดวัสดุออลูมิเนียมแอนติโมนีนั้นสามารถประดิษฐ์ได้ด้วยเทคนิคการสเปคเตอร์ที่ปลูกภายใต้เงื่อนไขที่เหมาะสม ซึ่งนี้จะถือว่าเป็นวัสดุอิเล็กทรอนิกส์ตั้งต้นของการที่จะพัฒนาอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์ในขั้นตอนต่อไป โดยเฉพาะอย่างยิ่งในการนำมาประยุกต์ใช้ในการการตรวจวัดรังสี
- ตัวอย่างฟิล์มบาง ALSb หลายชั้นนั้นได้ทำการปลูกบนแผ่นฐานรองซิลิกอน (Si) บนฐานรองทั้งสองระนาบ คือ Si(100) และ Si(111) โดยออกแบบปลูกฟิล์มหลายชั้นให้มีโครงสร้างรอยต่อ PN และPIN และ NP และ NIP เมื่อทำการทดสอบสมบัติไฟฟ้าเบื้องต้นของตัวชิ้นงานที่มีโครงสร้างรอยต่อ PIN นั้นมีการแสดงลักษณะของสมบัติเฉพาะของอุปกรณ์ไดโอด คือ มีทิศทางกระแสไหลของกระแสที่ทางเดียวค่อนข้างชัดเจน ดังแสดงในรูปที่ 23 โดยฟิล์มที่มีโครงสร้างไดโอดชนิด PIN มีค่า turn on Voltage อยู่ที่ประมาณ 9.0 eV เมื่อจ่ายไฟแบบ Forward Bias และ -9.0 eV เมื่อจ่ายไฟแบบ Reverse Bias รูปที่ 24 แสดงการเปรียบเทียบลักษณะเฉพาะทางไฟฟ้าที่ตอบสนองสำหรับกรณีที่มีโครงสร้างไดโอดรอยต่อ PN และPIN นั้น โดยที่มีการทำขั้วไฟฟ้าบนผิวหน้าโดยการเคลือบทองคำบางๆหนา 5 nm
- ดังนั้นเห็นได้ว่าขั้วไฟฟ้าและระบบการวัดประสิทธิภาพการใช้งานของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่ประดิษฐ์ได้นี้ ถือว่าเป็นเรื่องสำคัญเช่นกัน ดังนั้นหัวข้อการทำวิจัยต่อไปคือ การวิเคราะห์สมบัติทางไฟฟ้าของโครงสร้างอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่ประดิษฐ์ขึ้นนี้อย่างละเอียด โดยจะทำการศึกษาการทำขั้วไฟฟ้าและวงจรไฟฟ้าขยายสัญญาณจากไดโอดที่ประดิษฐ์ขึ้นนี้ รวมทั้งจะดำเนินการทดสอบประสิทธิภาพการวัดรังสีของชิ้นงานอุปกรณ์ที่ประดิษฐ์ได้นี้ในการทดลองลำดับต่อไป



รูปที่ 23 ผลวิเคราะห์ทางไฟฟ้าโดย I-V ของ ฟิล์มบาง ALSb หลายชั้นที่มีโครงสร้าง PN และ PIN ที่ปลูกบนแผ่น n-type Si



รูปที่ 24 ผลวิเคราะห์ทางไฟฟ้าโดย I-V ของฟิล์มบาง AlSb หลายชั้นที่มีโครงสร้าง PN และ PIN ที่ปลูกบนแผ่น n-type Si โดยมีชั้นไฟฟ้าคือทองคำหนา 5nm

บทที่ 4

สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ

4.1. สรุปผลการวิจัย

ภายใต้สภาวะเงื่อนไขการปลูกที่เหมาะสมของระบบสเปกโตรริงแบบ RF-magnetron นี้ ทำให้สามารถปลูกฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนิไซด์ มีค่าคงที่แลตทิซ 6.1305 \AA และมีขนาดผลึกเฉลี่ย 50.85 นาโนเมตร และฟิล์มบาง AlSb ที่ไม่มีการเจือสารนั้นมีค่าการนำไฟฟ้าชนิด p โดยมีค่าความหนาแน่นตัวนำไฟฟ้า $1.266 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ สภาพความต้านทานไฟฟ้า $0.19984 \text{ } \Omega\text{cm}$ สภาพการนำไฟฟ้า $5.0044 \text{ } \Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$ และสภาพการเคลื่อนที่ $2.7339 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ และเมื่อมีการปลูกฟิล์มที่มีปริมาณการเจือด้วยทองแดง 1% และ ซิลิกอน 4% ได้ผลลัพธ์เป็นฟิล์มนำไฟฟ้าชนิด n-type และ p-type โดยที่ฟิล์มมีค่าความต้านทานต่ำกว่า 2.55 และ $4.23 \text{ m}\Omega\text{cm}$ ตามลำดับ ซึ่งนี้แสดงถึงว่า ฟิล์มที่เจือด้วยทองแดงชนิด n-type มีสมบัติไฟฟ้าดีกว่า โดยที่พบว่า มีค่าความหนาแน่นของตัวนำไฟฟ้าในฟิล์ม -2.7572×10^{17} สำหรับฟิล์มเจือทองแดง และ $2.4381 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ สำหรับฟิล์มเจือซิลิกอนที่มีจำนวนตัวนำไฟฟ้ามากกว่า แต่เมื่อดูค่าสภาพการเคลื่อนที่ในฟิล์มที่มีการเจือทองแดงมีค่า $0.25789 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ ซึ่งมีค่ามากกว่าค่าที่ได้จากฟิล์มเจือซิลิกอน $0.0627 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ สำหรับโครงสร้างผลึกของฟิล์ม AlSb ที่มีการเจือสารนั้นมีคุณภาพลดลงเล็กน้อยจากเดิมที่ไม่มีการเจือ ลักษณะพื้นผิวหน้ามีค่าความขรุขระเป็น 2.85nm ของฟิล์ม AlSb:Si และสำหรับฟิล์ม AlSb:Cu มีค่า 3.81 nm ซึ่งมีความขรุขระมากขึ้นเมื่อเทียบกับฟิล์มที่ไม่มีการเจือสารคือมีค่า 2.13nm เมื่อได้สภาวะการปลูกที่เหมาะสมเพื่อการปลูกฟิล์มนำไฟฟ้าทั้งสองชนิดแล้ว จึงทดลองปลูกฟิล์มหลายชั้นโครงสร้างไดโอด PIN ชนิดวัสดุอลูมิเนียมแอนติโมนิไซด์บนฐานรองซิลิกอนนี้ โดยชั้นงานนี้มีการตอบสนองเชิงไฟฟ้าในอัตราลักษณะเฉพาะของอุปกรณ์ไดโอด โดยเมื่อแสดงค่า Turn-on voltage 1.6 V และ -1.0V สำหรับการจ่ายไฟด้านบวกและด้านลบ ตามลำดับ ถึงแม้ว่าผลการวัดทางไฟฟ้ายังคงไม่สม่าเสมอดีเท่าไรนัก ก็ยังคงถือว่า อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์หรือออปโตอิเล็กทรอนิกส์เพื่อใช้งานที่อุณหภูมิห้องที่พัฒนาจากวัสดุอลูมิเนียมแอนติโมนิไซด์นี้ ซึ่งนี้ถือได้ว่า มีแนวโน้มที่น่าเชื่อถือที่จะพัฒนาต่อไปในอนาคตได้ โดยการมุ่งพัฒนาออกแบบโครงสร้าง PN-junction หรือ PIN-junction ให้มีประสิทธิภาพดีมากขึ้นต่อไปในอนาคต

4.2. ข้อเสนอแนะ

- ควรทำการศึกษาถึงข้อไฟฟ้าที่จะเคลือบบนผิวหน้าชั้นงานโครงสร้างอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่ปลูกได้มานั้น
- ควรทำการศึกษาการใช้งานประกอบร่วมกันของวัสดุทั้งสองประเภทที่สังเคราะห์มาได้นั้นคือ ก้อนผลึกเรืองแสงซีเซียมไอโอดด์ และอุปกรณ์โฟโตไดโอดฟิล์มบางอลูมิเนียมแอนติโมนิไซด์ ที่เป็นผลผลิตมาจากการปลูกด้วยเทคนิคการปลูกต่างชนิดกัน คือ การหลอมและปลูกผลึกแบบบริดจ์แมน-สต็อกบาร์เกอร์ และการปลูกฟิล์มบางจากเทคนิคสเปกโตรริง เพื่อการนำไปใช้งานด้านการตรวจวัดรังสี
- ควรศึกษาเพิ่มถึงการเลือกใช้อุปกรณ์และวงจรส่วนขยายสัญญาณที่ได้จากอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่ประดิษฐ์ขึ้น เพื่อให้ได้ประสิทธิภาพการใช้งานที่ดีขึ้นของอุปกรณ์หรือเครื่องมือที่ประดิษฐ์ขึ้น

เอกสารอ้างอิง

- [1] O. Gustafsson, "Type-II interband quantum dot photodetectors", Doctoral Thesis, KTH Royal Institute of Technology, Sweden, 2013
- [2] A. Rogalski, "Infrared detectors: status and trends", *Progress in Quantum Electronics* 27, (2003), 59–210
- [3] B. R. Bennett, R. Magno, J. B. Boos, W. Kruppa, and M.G. Ancona, "Antimonide-based compound semiconductors for electronic devices: A review", *Solid-State Electronics* 49, 12, (2005), 1875-1895.
- [4] M. Razeghi, "Overview of Antimonide Based III-V Semiconductor Epitaxial Layers and Their Applications at the Center for Quantum Devices", *The European Physical Journal Applied Physics* 23, 3, (2003), 149-205.
- [5] A. H. Kroemer, "The 6.1 Å family (InAs, GaSb, AlSb) and its Heterostructures: a Selective Review", *Physica E* 20, 3-4, (2004), 196-203.
- [6] R. M. Biefeld, "The Metal-Organic Chemical Vapor Deposition and Properties of III-V Antimony-Based Semiconductor Materials", *Materials Science and Engineering R* 36, 4, (2002), 105-142.
- [7] C. A. Wang, "Progress and Continuing Challenges in GaSb-Based III-V Alloys and Heterostructures Grown by Organometallic Vapor-Phase Epitaxy", *Journal of Crystal Growth* 272, 1-4, (2004), 664-681.
- [8] A. Rogalski, "Material Considerations for Third Generation Infrared Photon Detectors", *Infrared Physics & Technology* 50, 2-3, (2007), 240-252.
- [9] O. Neshor and P. C. Klipstein, "High-Performance IR Detectors at SCD Present and Future" *Opto-Electronics Review*, 14, 1, (2006), 61-70.
- [10] M. G. Mauk and V. M. Andreev, "GaSb-Related Materials for TPV Cells" *Semiconductor Science and Technology* 18, 5, (2003), S191-S201
- [11] R. Dhakal, Y. Huh, D. Galipeau and X. Yan, "AlSb Compound Semiconductor as Absorber Layer in Thin Film Solar Cells", www.intechopen.com
- [12] H. Morkoç, "Nitride Semiconductor Devices: Fundamentals and Applications", John Wiley & Sons, 2013
- [13] P. Saengkaew, "Epitaxial growth and properties of AlGaIn-based UV-LEDs on Si(111) substrates", Doctoral Dissertation, Otto-von-Guericke University Magdeburg, Germany, 2010
- [14] M. Yoshimura, E. Nakai, K. Tomioka, and T. Fukui, "Indium Phosphide Core-Shell Nanowire Array Solar Cells with Lattice-Mismatched Window Layer", *Applied Physics Express* Vol. 6, No. 5, (2013), 052301

- [15] X. Li, M. W. Wanlass, T. A. Gessert, K. A. Emery, and T. J. Coutts, “High efficiency indium tin oxide/indium phosphide solar cells”, *Appl. Phys. Lett.* 54, (1989), 2674
- [16] C. Liu, Y. Li, and Y. Zeng, “Progress in Antimonide Based III-V Compound Semiconductors and Devices”, *Engineering, Scientific Research*, 2010, 2, 617-624
- [17] N. Gautam, S. Myers, A. V. Barve et al., “Barrier engineered infrared photodetectors based on type-II InAs/GaSb strained layer superlattices,” *IEEE Journal of Quantum Electronics* 49, 2, (2013), 211–217
- [18] V. Lordi, D. Aberg, P. Erhart, and K.J. Wu, “First principles calculation of point defects and mobility degradation in bulk AlSb for radiation detection application”, Lawrence Livermore National Laboratory, USA, 2007
- [19] D.S. McGregor and H. Hermon, “Room-temperature compound semiconductor radiation detectors”, *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A* 395, (1997), 101-124
- [20] V. M. Andreev, S. V. Sorokina, N. Kh. Timoshina, V. P. Khvostikov, and M. Z. Shvarts, “Solar Cells Based on Gallium Antimonide”, *Semiconductors*, 2009, Vol. 43, No. 5, pp. 668–671
- [21] <http://woodall.ece.ucdavis.edu/resources.html>
- [22] S.M. Kang, J.H. Ha, S.H. Park, H.S. Kim, N.H. Lee, and Y.K. Kim, “Radiation Response of a Semi-insulating GaAs Semiconductor Detector for Charged Particle at Variable Operating Temperature”, *Progress in Nuclear Science and Technology* 1,(2011), 282-284
- [23] V.M. Cowan, C.P. Morath, S.M. Swift, S. Myers, N. Gautam, and S. Krishna, “Gamma-ray Irradiation Effects on InAs/GaSb-based nBn IR Detector” , *Proc. of SPIE Vol. 7945* , (2011), 79451S-1
- [24] Y. Wei, A. Gin, M. Razeghi, and G. J. Brown, “Advanced InAs/GaSb superlattice photovoltaic detectors for very long wavelength infrared applications”, *Applied Physics Letters* 80, 18, (2002), 3262–3264.
- [25] Brian R. Bennett, Theresa F. Chick, Mario G. Ancona, and J. Brad Boos “Enhanced hole mobility and density in GaSb quantum wells”, *Solid-State Electronics* 79, (2013) 274–280.
- [26] C.E. Kennedy, “Review of Mid- to High-Temperature Solar Selective Absorber Materials”, National Renewable Energy Laboratory, [http:// www.osti.gov/ bridge](http://www.osti.gov/bridge)
- [27] H. Lotfi, R.T. Hinkey, L. Li, R.Q. Yang, J.F. Klem, and M.B. Johnson, “Narrow-bandgap photovoltaic devices operating at room temperature and above with high open-circuit voltage”, *Applied Physics Letters* 102, 21, (2013), 211103
- [28] D. Aberg, P. Erhart, A. J. Williamson, and V. Lordi, “Intrinsic point defects in aluminum antimonide”, *Phys. Rev. B* 77, (2008), 165206

- [29] A. Nedelcu, V. Gueriaux, A. Bazin et al., “Enhanced quantum well infrared photodetector focal plane arrays for space applications”, *Infrared Physics and Technology* 52, 6, (2009), 412–418
- [30] D. Z. Ting, A. Soibel, S. A. Keo et al., “Development of quantum well, quantum dot, and type II superlattice infrared photodetectors”, *Journal of Applied Remote Sensing* 8, (2014), 084998
- [31] K.A. El-Rub, C. H. Grein, M. E. Flatte, and H. Ehrenreich, “Band structure engineering of superlattice-based short-, mid-, and long-wavelength infrared avalanche photodiodes for improved impact ionization rates”, *Journal of Applied Physics* 92, 7, (2002) 3771–3778
- [32] M.E. Flatte and C.H. Grein, “Theory and modeling of type-II strained-layer superlattice detectors”, *Quantum Sensing and Nanophotonic Devices VI*, Vol. 7222 of Proceedings of SPIE, January 2009.
- [34] P. S. Dutta, H. L. Bhat and V. Kumar, “The physics and technology of gallium antimonide: An emerging optoelectronic material”, *J. Appl. Phys.* 81, 9, (1997), 5821-5870.
- [35] B. Mattias Borg, “Antimonide Heterostructure Nanowires - Growth, Physics and Devices”, Doctoral Thesis, Lund University, Sweden, 2012
- [36] F. M. Mohammedy and M. J. Deen, “Growth and fabrication issues of GaSb-based detectors”, *Journal of Materials Science: Materials in Electronics* 20, 11, (2009), 1039–1058.
- [37] E.I. Vaughan, N. Rahimi, G. Balakrishnan, and A.A. Hecht, “Thin-Film Gallium Antimonide for Room-Temperature Radiation Detection”, *J. Electronic Materials*, Springer US, 2015-06-23, DOI: 10.1007/s11664-015-3869-3.
- [38] E.I. Vaughan, “Examining Thin Film AlSb for Room Temperature Gamma Detectors”, M.Sc.’s Thesis, The University of New Mexico, New Mexico, 2013
- [39] A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, AV. Govorkov, I.H. Lee, S.J. Pearton, N.G. Kolin, I.L. Gazizov, and V.M. Zalyetin, “GaN as a detector of α -particles and neutrons”, *Proc. of SPIE Vol. 7945 79451F-1*, (2011), doi: 10.1117/12.869686
- [40] Z. Huang, L.L. Wu, B. Li, X. Hao, J.X. He, L.H. Feng, W. Li, J.Q. Zhang, and Y.P. Cai, “The electrical, optical properties of AlSb polycrystalline thin films deposited by magnetron co-sputtering without annealing”, *Chin. Phys. B* Vol. 19, No. 12 (2010) 127204
- [41] B. D. Weaver and E. H. Aifer, “Radiation Effects in Type-Two Antimonide Superlattice Infrared Detectors”, *IEEE Transactions on Nuclear Science* 56, 6, 2009, 3307-3309
- [42] L. Liu, N. Chen, F. Gao, Z. Yin, M. Cui, Y. Bai, and X. Zhang, “Growth of GaSb and GaInAsSb layers for thermophotovoltaic cells by liquid phase epitaxy”, *Solid State Lighting and Solar Energy Technologies*, *Proc. of SPIE Vol. 6841, 68411E*, (2007), doi: 10.1117/12.755597

ภาคผนวก

- ผลงานสัมฤทธิ์ที่ได้จากโครงการวิจัยที่ได้รับทุนจาก สกว. นี้

โดยสรุป คือ

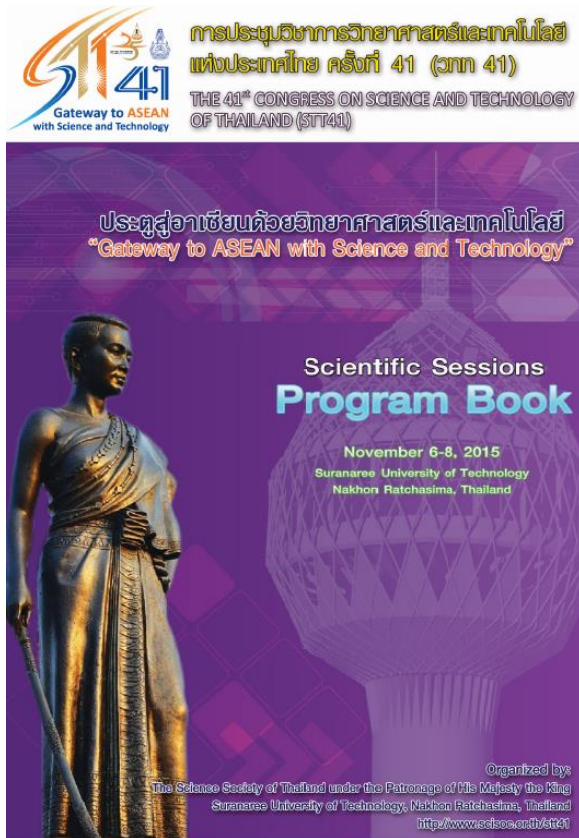
| ลำดับ | ประเภทการผลงาน | จำนวน | หมายเหตุ |
|-----------------|--|-------|--|
| 1 | การนำเสนอผลงานในรูปแบบการพูดบรรยาย งานประชุมวิชาการ ระดับชาติ | 4 | |
| 2 | การนำเสนอผลงานในรูปแบบการโปสเตอร์ งานประชุมวิชาการ ระดับนานาชาติ | 2 | |
| 3 | บทความวิจัย ตีพิมพ์เผยแพร่ใน วารสารวิชาการระดับนานาชาติ | 2 | ตีพิมพ์แล้ว 1 บทความ ขั้นตอนการอ่านบททวน 1 บทความ |
| 4 | บทความวิจัยภาษาไทย ตีพิมพ์เผยแพร่ใน วารสารประกอบการประชุมวิชาการระดับชาติ | 2 | ขั้นตอนการส่งบทความ แล้ว |
| รวมผลงานทั้งหมด | | 10 | |

1. การนำเสนอผลงานในรูปแบบการพูดบรรยายหัวข้อเรื่อง **“Growth and Characterization of III-V Semiconductors for Radiation Detection”** ที่ การประชุมวิชาการวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 41 (STT41) จัดที่ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี จังหวัดนครราชสีมา ระหว่างวันที่ 6-8 พฤศจิกายน 2558
2. การนำเสนอผลงานในรูปแบบการพูดบรรยาย หัวข้อเรื่อง **“Growth and Characterization of n-type and p-type Aluminum Antimonides”** ที่ การประชุมวิชาการ Siam Physics Congress 2016 (SPC 2016) จัดที่ มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี จังหวัดอุบลราชธานี ระหว่างวันที่ 8-10 มิถุนายน 2559
3. บทความวิจัยเรื่อง **“Impact of precursor purity on optical properties and radiation detection of CsI:TL scintillators”** ซึ่งได้รับเผยแพร่ในวารสารวิชาการ Applied Physics A, August 2016, 122(8): 729/1-7 อยู่ในฐานข้อมูล ISI และมี JCR ปี 2015 มีค่า impact factor = 1.44
<http://link.springer.com/article/10.1007/s00339-016-0254-x>
เนื่องด้วยโครงการวิจัยหัวข้อเรื่องการพัฒนาหัววัดรังสีผลึก CsI:TL นี้ได้ใช้เทคนิคการปลูกผลึกด้วยเตาปลูกผลึกแบบ Bridgeman-Stockbarger ซึ่งเป็นเตาปลูกผลึกเดียวกันกับที่ใช้งานการปลูกผลึกอลูมิเนียมแอนติโมนิไซด์แบบก้อนผลึกที่นำไปใช้ร่วมกับเทคนิคการปลูกผลึกแบบสปัตเตอร์ร่วมกัน จึงถือได้ว่าเป็นการพัฒนาเตาปลูกผลึกขึ้นมาใช้ร่วมกันกับโครงการวิจัยเรื่องการปลูกผลึกอลูมิเนียมแอนติโมนิไซด์นี้ด้วย
4. การนำเสนอผลงานในรูปแบบโปสเตอร์ หัวข้อเรื่อง TuP-T01-7 **“Growth and Characterization of Aluminum Antimonides for Radiation Detectors”** ที่ การประชุมวิชาการ The 18th International Conference on Crystal Growth and Epitaxy (ICCGE-18) จัดที่ The Nagoya Congress Center, Nagoya, Japan ระหว่างวันที่ 7-12 สิงหาคม 2559
5. การนำเสนอผลงานวิจัยแบบโปสเตอร์ ในงานประชุมนักวิจัยรุ่นใหม่พบเมธีวิจัยอาวุโส สกว. ครั้งที่ 16 ในช่วงระหว่าง วันที่ 11-13 มกราคม 2560 โดยได้รับรางวัลผลงานวิจัยดีเยี่ยมแบบโปสเตอร์ สาขาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี

6. การนำเสนอผลงานวิจัยในรูปแบบโปสเตอร์ ในหัวข้อเรื่อง *“N-type and p-type AlSb films on Si substrates for radiation detection sensors”* ที่ การประชุมวิชาการ The 2nd International Conference on Applied Surface Science (ICASS) จัดที่ Furama Hotel, Dalian, China ระหว่างวันที่ 12-15 มิถุนายน 2560
7. ร่าง บทความวิจัยเรื่อง *“Growth and Characterization of N-type and P-type Aluminium Antimonides on Si substrates for room-temperature optoelectronic devices”* ได้ส่งตีพิมพ์ในวารสารวิชาการ Materials Science in Semiconductor Processing ซึ่งอยู่ในฐานข้อมูล isi อยู่ในขั้นตอนอ่านทบทวน (under reviews)
8. ร่าง บทความวิจัย เรื่อง *“การพัฒนาอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์ชนิดวัสดุอลูมิเนียมแอนติโมนไซด์”* ได้ส่งนำเสนอผลงานและตีพิมพ์เผยแพร่ในวารสารประกอบ *การประชุมวิชาการบัณฑิตศึกษาระดับชาติ ครั้งที่ 46 - การประชุมวิชาการ และการประกวดนวัตกรรมบัณฑิตศึกษาระดับชาติและนานาชาติ* ระหว่างวันที่ 17-18 พฤษภาคม 2561 ณ ศูนย์ประชุมนานาชาติดิเอ็มเพรส โรงแรมดิเอ็มเพรส เชียงใหม่ ประเทศไทย อยู่ในขั้นตอนการส่งบทความแล้ว
9. ร่าง บทความวิจัย เรื่อง *“การปลูกและการวิเคราะห์สมบัติเฉพาะของผลึกเรืองแสงซีเซียมไอโอไดด์”* ได้ส่งนำเสนอผลงานและตีพิมพ์เผยแพร่ในวารสารประกอบ *การประชุมวิชาการบัณฑิตศึกษาระดับชาติ ครั้งที่ 46 - การประชุมวิชาการ และการประกวดนวัตกรรมบัณฑิตศึกษาระดับชาติและนานาชาติ* ระหว่างวันที่ 17-18 พฤษภาคม 2561 ณ ศูนย์ประชุมนานาชาติดิเอ็มเพรส โรงแรมดิเอ็มเพรส เชียงใหม่ ประเทศไทย อยู่ในขั้นตอนการส่งบทความแล้ว

โดยมีรายละเอียดเพิ่มเติม ดังเอกสารต่อท้ายนี้

1. บทความย่อผลการดำเนินงานที่ได้นำไปเสนอผลงานในรูปแบบการพูดบรรยายหัวข้อเรื่อง “Growth and Characterization of III-V Semiconductors for Radiation Detection” ที่ การประชุมวิชาการวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 41 (STT41) จัดที่ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี จังหวัดนครราชสีมา ระหว่างวันที่ 6-8 พฤศจิกายน 2558



PROGRAM FOR INVITED LECTURES AND ORAL PRESENTATIONS
7th November 2015

SESSION D (POLYMER & MATERIALS SCIENCE / NANOTECHNOLOGY) (continued)
ROOM: B1119

Chair Person: Assist.Prof.Dr. Theerachai Bonglarn
Co-chair Person: Assist.Prof.Dr. Anurak Prasathetragarn

| Time | ID | Title | Speaker |
|-------------|---------|---|---------------------|
| 13:00-13:30 | D_DV004 | THE IMPROVEMENT OF MECHANICAL PROPERTIES OF STRUCTURAL CERAMICS USING HEAT TREATMENT AND OXIDE ADDITION | Aurawan Rimdech |
| 13:30-13:50 | D_D0018 | BIPOLAR FATIGUE BEHAVIORS, PHASE TRANSITIONS, FERROELECTRIC, AND PIEZOELECTRIC PROPERTIES OF LEAD-FREE PIEZOELECTRIC $x\text{BaZrO}_3-(0.25-x)\text{CaTiO}_3-0.75\text{BaTiO}_3$ CERAMICS | Nopsiri Chaiyo |
| 13:50-14:10 | D_D0019 | FACILE MOLTEN-SALT SYNTHESIS METHOD OF MONO-DISPERSED BaTiO_3 NANOPARTICLES | Thitirat Charoosuk |
| 14:10-14:30 | D_D0071 | THE EFFECT OF SINTERING TEMPERATURE ON PHASE FORMATION, MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF WASTE ZIRCONIA FROM CAD/CAM TECHNIQUE | Chana Sriboumpeng |
| 14:30-14:50 | Break | | |
| 14:50-15:20 | D_DV005 | GLASS RESEARCH FOR SEVERAL FUNCTIONAL MATERIALS | Jakrapong Kaewkhao |
| 15:20-15:40 | D_D0044 | MICROSCOPIC THEORY OF DEFORMED GLASSES | Apiwat Wisitorsasak |
| 15:40-16:00 | D_D0039 | GROWTH AND CHARACTERIZATION OF III-V SEMICONDUCTORS FOR RADIATION DETECTION | Phanmee Saengkaew |
| 16:00-16:20 | D_D0041 | GROWTH AND CHARACTERIZATIONS OF CESIUM IODIDES FOR RADIATION DETECTION MATERIALS | Phanmee Saengkaew |

crystallization time in the range of 12 to 36 h. Also, the crystallization temperature had a strong effect on crystallinity and morphology while a highly crystalline synthesized zeolite was synthesized at 170 °C. However, perfect particles with smooth surface and steady size distribution were obtained with time and temperature of crystallization at 24 h and 170 °C, respectively. Finally, SiO₂/Al₂O₃ ratio had a strong effect on the final products properties. ZSM-5 zeolite with high crystallinity and perfect particles was synthesized in ratio of SiO₂/Al₂O₃ equal to 30. (abstract only)

D_D0037: EFFECT OF IRON OXIDE ON PHYSICAL AND OPTICAL PROPERTIES OF B₂O₃-Al₂O₃-CaO-Na₂O GLASS

Yotsakit Ruangtaweep,^{1,2*} Jakopong Kaewkhao,^{1,3} Narongchai Junlang,² Banjong Taupouk,² Anitaya Hongrungruangchai²
¹Center of Excellence in Glass Technology and Materials Science (CEGM), Nakhon Pathom Rajabhat University, Nakhon Pathom 73000, Thailand
²Science Program, Faculty of Science and Technology, Nakhon Pathom Rajabhat University, Nakhon Pathom 73000, Thailand
³Physics Program, Faculty of Science and Technology, Nakhon Pathom Rajabhat University, Nakhon Pathom 73000, Thailand
 *e-mail: Yotsakit@hotmail.com

Abstract: In this work, the effect of iron oxide on physical and optical properties of borate glasses has been investigated. The glass samples were prepared in composition (40-x)B₂O₃ : 20Al₂O₃ : 20CaO : 20Na₂O : xFe₂O₃ (where x= 0.0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.8, and 1.0 mol%). The glass samples were prepared by the normal melt-quench technique in normal atmosphere. The results show that the density and molar volume of glass samples increased and increased due to addition of Fe₂O₃ the borate structure. The optical absorption spectra of glass samples were measured by UV-visible spectrophotometer in the wavelength range 300-1100 nm and color coordinate in CIE L*a*b* system. The absorption peaks locate around 460 nm for all Fe₂O₃ concentration that are associated to Fe³⁺ ions and produce the yellow color. (full paper available)

D_D0039: GROWTH AND CHARACTERIZATION OF III-V SEMICONDUCTORS FOR RADIATION DETECTION

Phanee Saengkaew,^{1*} Sakuntam Sanopim,² Kulthawat Cheewajaroen,¹ Visittapong Yordis,³ Chanchana Thanachayanon,³ Watcharee Rathanasakulthong¹
¹Department of Nuclear Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand
²Department of Physics, Faculty of Science, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand
³National Metal and Materials Technology Center (MTEC), National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani 12120, Thailand
 *e-mail: phanee.s@chula.ac.th

Abstract: With their excellent semiconductor properties and mature materials, III-V materials such as GaAs, InP, GaN have been used in many commercial optoelectronic devices such as light-emitting diodes (LED), laser diodes (LD), photodiodes, solid-state lighting (SSL) and optical storage. The III-V materials are also the important candidates for use as radiation detection materials due to a desirable long lifetime by high resistance or tolerance of radiation-induced damage from bombardment with gamma rays and particles, a good energy resolution, fast signal rise times, and low production and operating costs at room or nearby room temperature. AlSb is classified as one of the most promising materials for gamma-ray radiation detection at room temperature and a material for high temperature applications. Therefore, AlSb plays an important role to develop the highly efficient detectors at high temperature, space instrumentations, satellite communications, and the

high-speed, low-power-consumption and low-noise amplifiers/transistors. In this project, III-anionide samples were grown by cooperative growth methods of electrochemical technique, modified Bridgman-Stockbarger technique and a physical deposition technique. As shown in Figure 1, $\theta/2\theta$ XRD measurements show that polycrystalline Sb and AlSb layers were deposited on Al substrate by electrochemical technique. In order to achieve the III-V films with a good crystalline quality and suitable electrical and optical properties, the microstructure, surface morphology, compositions and optical properties are analyzed by using X-ray diffraction (XRD), Scanning Electron Microscopy (SEM), Transmission Electron Microscopy (TEM), Raman Spectroscopy, UV-VIS spectrophotometer and I-V characteristics, respectively. To develop n-type and p-type AlSb, Cu-doping and Zn-doping techniques provide the electrical charge carriers in AlSb. Finally, the grown materials are coupled with electronic parts to form P-N or P-I-N junction devices to detect the x-ray or γ -ray radiation and then the detection efficiency will be evaluated. (abstract only)

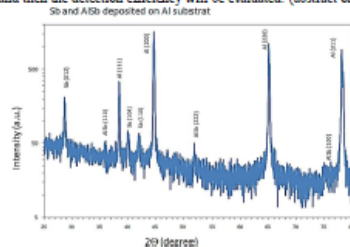


Figure 1. $\theta/2\theta$ XRD measurements of Sb and compounds deposited on Al substrate

D_D0040: EFFECTS OF MAGNETITE ON FERROMAGNETIC PROPERTIES OF BaTiO₃ CERAMICS

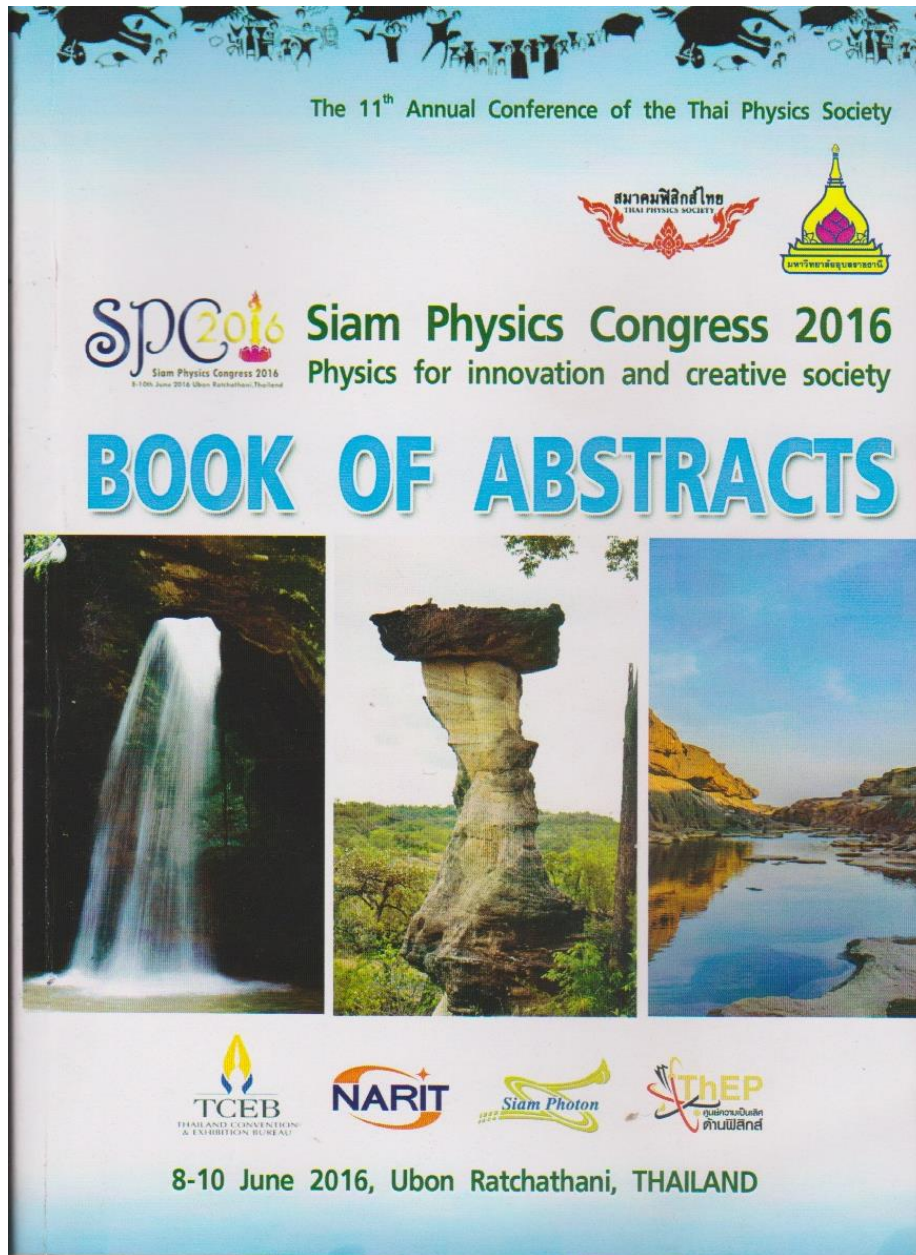
Kannika Phengviri, Anurak Prasatkhetragarn*
 Materials Science, School of Science, University of Phayao, Phayao 56000, Thailand
 *e-mail: Prasatkhetragarn@yahoo.com

Abstract: Ferromagnetic materials of (1-x)BaTiO₃ - (x)Fe₃O₄, which x = 0.1, 0.3 and 0.5, were prepared by solid-state reaction technique. Phase formation, densification, morphology and ferromagnetic properties of BaTiO₃-Fe₃O₄ composites were measured and discussed. BaTiO₃ powder was first synthesized as a starting material in BaTiO₃-Fe₃O₄ composite. The XRD technique was used to analyze the phase formation of samples, indicate the BaTiO₃ and Fe₃O₄ major phase. Densities of specimens trend to decrease with increasing Fe₃O₄ content. SEM micrograph displayed the morphology of BaTiO₃ and Fe₃O₄, its can confirm the XRD result as well. The optimization ferromagnetic properties at x = 0.3 were observed using a Vibrating Sample Magnetometer (VSM). In addition, magnetite can be controlled the phase formation and ferromagnetic properties of BaTiO₃ ceramics. (abstract only)

D_D0041: GROWTH AND CHARACTERIZATIONS OF CESIUM IODIDES FOR RADIATION DETECTION MATERIALS

Phanee Saengkaew,^{1*} Manit Jitpukdee,² Kulthawat Cheewajaroen,¹ Surakit Khaopew,¹ Visittapong Yordis,³ Chanchana Thanachayanon,³
¹Department of Nuclear Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok 10330, Thailand
²Department of Applied Radiation and Isotope, Faculty of Science, Kasetsart University, Bangkok 10900, Thailand

2. บทความย่อผลการดำเนินงานที่ได้นำไปเสนอผลงานในรูปแบบการพูดบรรยาย หัวข้อเรื่อง “Growth and Characterization of n-type and p-type Aluminum Antimonides” ที่ การประชุมวิชาการ Siam Physics Congress 2016 (SPC 2016) จัดที่ มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี จังหวัดอุบลราชธานี ระหว่างวันที่ 8-10 มิถุนายน 2559



Abstract ID: 261

O10-03-261

Growth and Characterization of n-type and p-type Aluminum Antimonides

Phanee Saengkaew^{1*}, Kulhawat Cheewajaroen¹, Sakuntam Sanoripim², Visittapong Yordsri³, Chanchana Thanachayanont³, Noppadon Nuntawong⁴ and Watcharee Rathanasakulthong⁵

¹Department of Nuclear Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

²Department of Physics, Faculty of Science, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

³National Metal and Materials Technology Center (MTEC), National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand

⁴National Electronic and Computer Technology Center (NECTEC), National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand

⁵Department of Physics, Faculty of Science, Kasetsart University, Bangkok, Thailand

*Corresponding author(s); Phanee.S@chula.ac.th, s_phanee@hotmail.com

Abstract

III-V semiconductors, such as III-nitrides, III-arsenides, III-phosphides, and III-antimonides, have been applied in optoelectronic devices and electronic sensors as light-emitting diodes, solid-state lighting, optical storages and semiconductor detectors. In this project, the growth of high crystalline quality AISb films with suitable optical and electrical properties has been investigated in order to develop AISb-based room-temperature radiation detectors. By using X-ray diffraction (XRD), Scanning Electron Microscopy (SEM), Atomic Force Microscopy (AFM), Raman Spectroscopy, Fourier Transform Infrared Spectroscopy (FTIR), I-V characteristics and Hall-Effect measurements, the crystal structure, surface morphology, optical properties and electrical properties of AISb films were analyzed. 400-nm-thick AISb films were prepared by RF-magnetron sputtering process in argon atmosphere at a pressure of 10⁻² mbar, a power of 250 W and the ratio of Al and Sb of 85:15. In order to generate the n-type and p-type AISb films, Cu and Si doping in AISb films were performed by the ratio of Al, Sb and dopants of 82:14:4. As shown in Fig.1, undoped and doped AISb films were achieved with a single crystal plane of (111), a lattice constant of 6.095 Å and a crystal size of 0.88

nm. To analyze the crystalline quality of AISb films, Raman spectroscopy indicates all AISb films with strains and lower crystalline quality by Si and Cu doping as presented in Fig.2. By I-V measurements in Fig.3, the electrical conductance of AISb:Cu, AISb:Si and undoped AISb were obtained as 8.13, 0.36 and 0.28 m^s—⁻¹, respectively. Moreover, Hall-Effect measurement approves of n-type AISb films by Cu doping and p-type AISb films by Si doping with quite high carrier concentrations about 10¹⁷ cm⁻³ but still low carrier mobility. In further, PN junction diodes will be designed on Si substrates to develop the AISb-based room-temperature radiation detectors.

3. บทความวิจัยเรื่อง “Impact of precursor purity on optical properties and radiation detection of CsI:Tl scintillators” ซึ่งได้รับเผยแพร่ในวารสารวิชาการ Applied Physics A, August 2016, 122(8): 729/1-7 อยู่ในฐานข้อมูล ISI และมี JCR ปี 2015 มีค่า impact factor = 1.44

<http://link.springer.com/article/10.1007/s00339-016-0254-x>

เนื่องด้วยโครงการวิจัยหัวข้อเรื่องการพัฒนาหัววัดรังสีผลึก CsI:Tl นี้ได้ใช้เทคนิคการปลูกผลึกด้วยเตาปลูกผลึกแบบ Bridgman-Stockbarger ซึ่งเป็นเตาปลูกผลึกเดียวกันกับที่ใช้ในการทำงานการปลูกผลึกอลูมิเนียมแอนติโมนีชนิดแบบก้อนผลึกที่นำไปใช้ร่วมกับเทคนิคการปลูกผลึกแบบสปัตเตอร์ริงด้วยกัน จึงถือได้ว่าเป็นการพัฒนาเตาปลูกผลึกขึ้นมาใช้ร่วมกันกับโครงการวิจัยเรื่องการปลูกผลึกอลูมิเนียมแอนติโมนีชนิดนี้ด้วย

Appl. Phys. A (2016) 122:729
DOI 10.1007/s00339-016-0254-x

Applied Physics A
Materials Science & Processing



Impact of precursor purity on optical properties and radiation detection of CsI:Tl scintillators

Phanee Saengkaew¹ · Sakuntam Sanorpim² · Manit Jitpukdee³ · Kulthawat Cheewajaroen¹ · Chadet Yenchai¹ · Decho Thong-aram¹ · Visittapong Yordsri⁴ · Chanchana Thanachayanont⁴ · Noppadon Nuntawong⁵

Received: 9 April 2016 / Accepted: 2 July 2016
© Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2016

Abstract Cesium iodide doped with thallium (CsI:Tl) crystals was grown to develop the gamma-ray detectors by using low-cost raw materials. Effect of impurities on optical properties and radiation detection performance was investigated. By a modified homemade Bridgman–Stockbarger technique, CsI:Tl samples were grown in two levels of CsI and TlI reactant materials, i.e., having as a very high purity of 99.999 % and a high purity of 99.9 %. XRD measurements indicate CsI:Tl crystals having a good quality with a dominant (110) plane. Having a cubic structure, a lattice constant of CsI crystals of 0.4574 nm and a crystallite size of 43.539 nm were obtained. From the lower-purity raw materials, calcite was found in an orange crystal with a lattice constant of 0.4560 nm and a crystallite size of 43.089 nm. By PL measurements, the optical properties of the CsI:Tl crystals were analyzed. ~540-nm-wavelength PL peak was observed from the colorless high-purity crystal, and ~600-nm-wavelength PL peak was observed from the orange crystal. The brighter PL emission

was obtained from the orange crystals suggesting impurities. CsI:Tl surface morphology by SEM exhibited a smooth surface with some parallel crystal facets. For electrical properties of high-quality CsI:Tl crystals, the electrical resistances were $230 \pm 16 \text{ M}\Omega$ in cross-sectional direction and $714 \pm 136 \text{ M}\Omega$ in vertical direction with respect to more homogeneous crystal quality in cross-sectional direction than that in vertical direction. TEM measurement was applied to evaluate the microstructure of colorless CsI:Tl crystal with different patterns of a cubic structure. Both CsI:Tl crystals show good efficiencies and good resolutions. Maintaining the same electronic conditions and amplifications, the colorless CsI:Tl scintillators represented a higher detection efficiency at 122 keV of Co-57 of 78.4 % and the energy resolution of 23.3 % compared to the detection efficiency of 75.9 % and the energy resolution of 34.6 % of the orange scintillators. In summary, the unintended impurity as calcite in low-cost CsI:Tl scintillators was found to enhance PL emission but shift the PL wavelength. However, efficiency of radiation detection is slightly lower. By coupling with a suitable PMT, the radiation detection efficiency of low-cost CsI:Tl scintillators can be improved. From these valuable results, growing new ternary materials as CsCaI₂ or CsI:Ca or Ca-codoped CsI:Tl scintillators could be one of the promising approaches to achieve highly efficient and low-cost radiation detectors with the optimization of the crystal growth conditions in the future.

✉ Phanee Saengkaew
phanee.s@chula.ac.th; s_phanee@hotmail.com

¹ Department of Nuclear Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

² Department of Physics, Faculty of Science, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

³ Department of Applied Radiation and Isotope, Faculty of Science, Kasetsart University, Bangkok, Thailand

⁴ National Metal and Materials Technology Center, National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand

⁵ National Electronic and Computer Technology Center, National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand

1 Introduction

As a high potential radiation detection material with excellent physical, chemical, optical and scintillation properties, thallium-doped cesium iodide (CsI:Tl) scintillators have

been used in various applications such as gamma-ray spectroscopy, medical imaging, radiography, photocathodes and particle detectors [1–4]. By a high photon yield of 66,000 photons/MeV, a fast decay time of 800 ns, a high conversion efficiency and a suitable emission wavelength of 550 nm in the visible range for Si photodiodes, the classical CsI:Tl scintillators have been widely used in nuclear and medical imaging applications [5–11]. CsI:Tl crystals have a cubic crystal structure with a medium density of 4.53 g/cm³ and a high atomic number (*Z*) of 54. They have a stronger mechanical stability with no cleavage plane and a high chemical stability of less hygroscopic nature [12–17]. In case of gamma-ray detection, CsI crystal has a high stopping power by a dense packing and a high atomic number. These properties enable CsI crystals to be suitable for gamma-ray detection. In principle, scintillation characteristics of CsI crystals such as color center creation and radiation resistance depend on both the crystal purity and perfection [18–23]. The dopant Tl atoms in alkali-halides (I–VII) scintillators act as activators to increase the scintillation efficiency and to produce longer wavelength emission spectra [24, 25]. A homogeneous concentration and a doping concentration of Tl are important in optimization of the performance of CsI:Tl scintillator and necessary for the study the defects formed due to the doping and its effects on luminescence [24–31]. With the continuous increase in the requirements for the radiation detectors to improve the radiation detection capabilities and at a low cost, many efforts were made to explore new high-performance scintillators [32] such as SrI₂:Eu²⁺ [33, 34], CsBa₂I₅:Eu [35–38], BaBrI:Eu [36, 37] and Gd₃Ga₃Al₂O₁₂:Ce [31, 39]. However, to further optimize classical scintillators, many research groups have studied CsI scintillators with different doping approaches such as CsI:In, CsI:Br, CsI:Eu, CsI:Sb, CsI:Pb, CsI:Ag, CsI:Na, CsI:Ca, Yb²⁺-codoped CsI:Tl, and Bi³⁺-codoped CsI:Tl [18, 40–54]. There are many reports on the new ternary compositions of CsI such as CsSnI, Cs₃Bi₂I₉, CsSrI₃ and CsBa₂I₅ [55–58]. Lindsey et al. have recently investigated CsCaI₃:Eu scintillators for gamma detection applications with an energy resolution of 13 % at 662 keV and a light yield of 22,000 photons/MeV in case of 30-mm-diameter size [59–61]. Moreover, Hofstadter et al. [59] reported Ca²⁺-doped CsI crystals with the UV-light luminescence as similar to Na⁺ doping, and some groups have studied on CaI₂ scintillators [62–66]. Some groups reported CO₃-doped CsI scintillators with the 410- and 550-nm light luminescences and demonstrated the alpha detectors from the CsI:CO₃ scintillators [47, 48]. A list of the published research work on the measured scintillation properties and detection performances of many inorganic materials for the scintillation detections was provided by Stephen Derenzo et al. [67]. In this work, we are interested in the growth of CsI:Tl crystals to develop the γ -ray detectors by investigating the low-cost raw

materials and studied on the impact of impurity on their optical properties and radiation detection.

2 Experimental methods

By a modified homemade Bridgman–Stockbarger furnace [68], CsI:Tl samples were grown in two levels of the purity of CsI and TlI reactant materials, i.e., having a very high purity of 99.999 % and a high purity of 99.9 % by suppliers of Alfa Aesar and Strem, respectively. In the first step, CsI and TlI powders were mixed and melted at ~ 620 °C to grow CsI:Tl crystals at the growth rate of 2 mm/h. The CsI:Tl crystals grown from the very high-purity raw materials were transparent and colorless crystals. The CsI:Tl crystals from the lower-purity materials were also transparent but a bit orange in color. As grown by Bridgman–Stockbarger methods and taken off from cylindrical quartz crucibles, CsI:Tl crystals were about 14 mm diameter and 70 mm length. Before characterization and analysis of properties, both CsI:Tl crystals were cut into the cylindrical shapes of a diameter of 10–14 mm and thickness of 5–10 mm. For soft polishing of the crystals' surface, silicon carbide sheets and felt-cloth sheets with a bit alcohol were used. A Bruker D8-Discover X-ray diffractometer (XRD) was performed to analyze the crystal structures. A JEOL JEM-2010 transmission electron microscope (TEM) was applied to evaluate the microstructure of CsI:Tl crystals, showing good crystalline quality with a pattern of cubic structure. By a Hitachi S-3400N scanning electron microscope (SEM), CsI:Tl surface morphology was observed and it exhibited quite a smooth surface with some parallel crystal facets. By a PTI-NJ Quantum Master photoluminescence (PL) measurements with ~ 350-nm-wavelength excitation, the optical properties of CsI:Tl crystals were achieved. A Jasco V-530 UV–Vis spectrophotometer was applied to study on optical properties as absorption and transmission and also estimate the absorption band-gap energy of both CsI:Tl crystals. For electrical properties of CsI:Tl crystals, the electrical resistances were simply measured along the cross-sectional and vertical directions. Finally, CsI:Tl crystals were coupled with a Hamamatsu H5783 photomultiplier tube (PMT) and coated by black Teflon and then connected to electronic parts to evaluate the radiation performance as radiation efficiency and energy resolution at 122 keV gamma-ray spectroscopy of Cs-57. The radiation efficiency was calculated from the fraction of the measured radiation rate as the total absorption peak and the disintegration rate or radiation activity of the standard source of Cs-57 in counts per second by correcting the source-detector distance and the area of detector surface. In case of energy resolution, the ratio of the FWHM width of the total absorption peak and the peak energy was evaluated.

3 Experimental results and discussion

In Fig. 1, XRD patterns indicate polycrystalline CsI:Tl crystals with a good quality having a dominant (110) peak. In general, both crystals from the different purities show the different crystalline quality with the similar crystal structure. However, as calculated from the XRD results, a lattice constant of colorless CsI:Tl crystals of 0.4574 nm and a crystallite size of 43.539 nm were obtained. In case of orange crystals, the lattice constant of 0.4560 nm and the crystallite size of 43.089 nm were achieved. However, the lower-purity orange CsI:Tl crystal was found to consist of calcite (CaCO_3) and to have a smaller lattice constant and a smaller crystallite size. The orange CsI:Tl crystal lattice is smaller than that of the colorless crystals and that of the theoretical lattice constant of undoped CsI crystal due to more compositions with the impurity atoms such as Ca, C and O atoms. Moreover, the reflections from CsI(110) plane and other planes of the orange CsI:Tl crystals are distinctly lower than that of the colorless CsI:Tl crystal. This implies a lower periodic atomic arrangement of the orange CsI:Tl crystals than that of the colorless CsI:Tl crystals, indicating a lower crystalline quality. This also induces the observation as the reflection peaks of calcite with relatively high intensity in comparison with the reflections from CsI(110) plane. But some pieces of orange crystal from different parts, in particular the middle part, of a bulk crystal could not found the peaks of calcite with having a still low intensity of the reflections from CsI crystal planes. In general, the bulk crystals have a gradient of their composition along with the growth direction and high impact in case of the crystal growth with impurity or doping. Due to their composition in the doping level, calcium and thallium could not be detected by XRF measurements for both types of crystals. The main elemental

compositions were detected as cesium and iodine as almost composition of 100 %. In principle, the compositional and quantitative evaluations of dopants need more advanced investigations. As a conclusion on the crystal structure, the better crystalline quality was achieved by using a higher purity of reactant materials, whereas a few amount of impurities do affect the crystalline quality of the CsI:Tl scintillators.

By PL measurements with ~ 350 -nm-wavelength excitation at room temperature, the optical properties of both types of CsI:Tl scintillators were analyzed. ~ 600 -nm-wavelength light emission from the orange crystals and ~ 540 -nm-wavelength light emission for the colorless crystals were observed as shown in Fig. 2. Even though the amounts of raw materials for Tl doping in both crystals were approximately the same of 0.355 %wt, their optical properties under UV-light excitation were completely different. The PL results show the brighter light emission of the orange crystals. This probably results from some impurities as calcite (CaCO_3) in the orange crystals with respect to more activation energy levels from both Ca^{2+} and $(\text{CO}_3)^{2-}$ cooperations. In additional, many research groups [59–66] reported Ca^{3+} -doped CsI crystals with the UV-light luminescence and also CaI_2 and CaI_2 :Eu scintillators were studied. There are some reports on CO_3 -doped CsI scintillators with the 410- and 550-nm light luminescences [47] and even CsI: CO_3 crystals for alpha detection applications [48]. However, many efforts have been made to investigate CsI scintillators with different doping elements and some groups have innovated new ternary or quaternary compositions in order to improve the radiation detection capabilities with lower-cost and non-toxic materials for higher-performance radiation detectors.

SEM micrograph shows no significant differences between both crystals. Figure 3 shows transmission

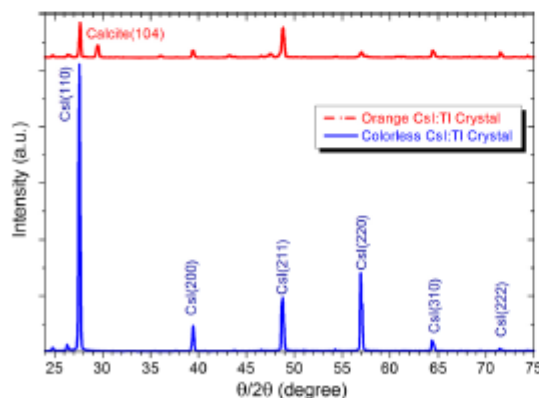


Fig. 1 XRD measurements showing the crystal structure of CsI:Tl crystals with a quite good quality of a dominant (110) plane

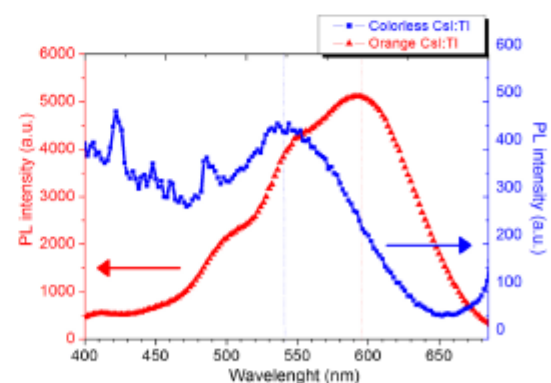


Fig. 2 PL measurements showing the brighter light emission of the orange crystals than that of the colorless crystals

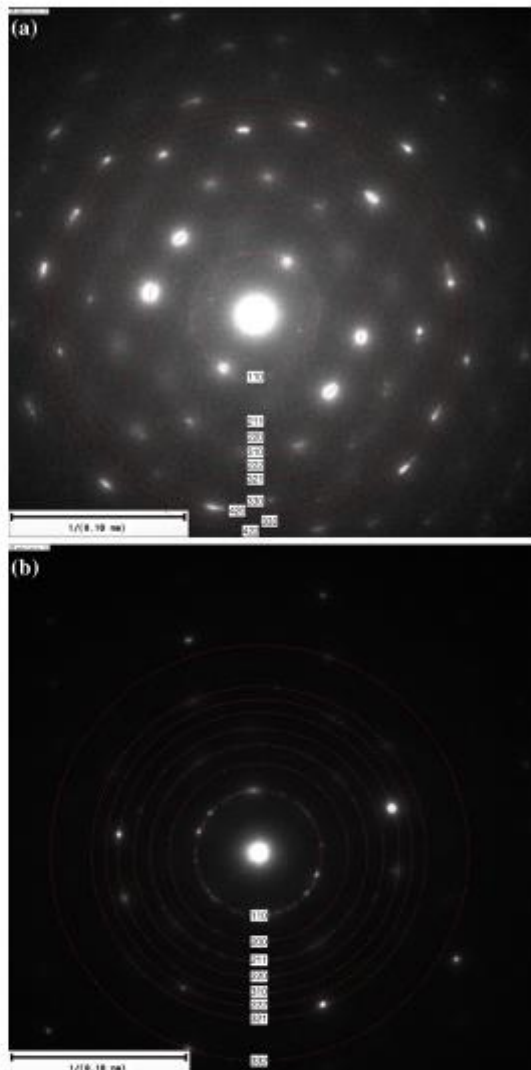


Fig. 3 Transmission electron diffraction patterns showing quite good crystalline quality by a clear periodic atomic arrangements of CsI for the colorless crystals (a) and a weak-intensity diffraction pattern of CsI for the orange crystal (b)

electron diffraction patterns of both CsI:Tl crystals. In case of the colorless CsI:Tl crystals, the electron diffraction pattern indicated a body-centered cubic structure of polycrystalline crystal CsI region with some dominant orientations and clear periodic atomic arrangements in Fig. 3a. Polycrystalline pattern of a lower crystallinity of CsI was observed for the orange crystals as shown in Fig. 3b. By these selected-area electron diffraction patterns, no pattern of any impurities or dopants could be observed.

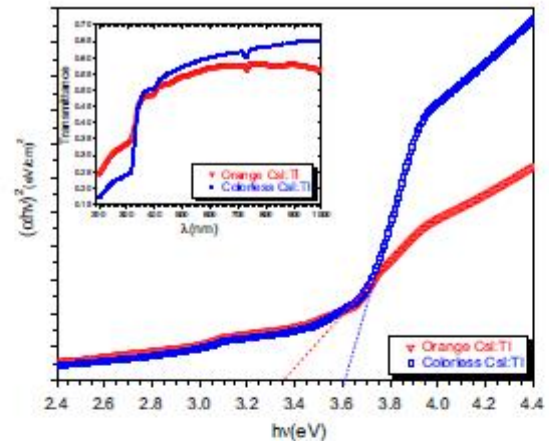


Fig. 4 UV-Vis spectrophotometer showing the optical band-gap energy of CsI:Tl crystals and transmittance (inset)

UV-Vis spectrophotometer was applied to study optical properties as absorption and transmission and also estimate the absorption band-gap energy of both CsI:Tl crystals. As shown in Fig. 4 (inset), a large increase in a transmittance of incident photons was started at about 310 nm and a gradual increase for the wavelengths longer than about 350 nm until nearly constant in the visible region. This also means to the absorption of incident photons in the UV region, especially the wavelengths shorter than about 310 nm. In the wavelength range below 310 nm, the transmittance is found to be about 0.2 for the colorless CsI:Tl crystal and about 0.3 for the orange CsI:Tl crystal, while in the wavelength range above 310 nm, the transmittance of about 0.65 for the colorless CsI:Tl crystal and about 0.55 for the orange CsI:Tl crystal were observed. This implies to the slightly different optical properties of the colorless CsI:Tl crystal as indicated by slightly more opaque or higher absorption of the light in UV region and a little more transparent or lower absorption of the light in visible region than that of the orange crystal. In agreement with the PL measurements, the orange CsI:Tl crystal exhibits the brighter light emission in the visible region than that of the colorless crystals, probably relating to higher absorption and more interactions between incident photons and crystal atoms. Furthermore, the optical band-gap energy was estimated from a Tauc plot of $(\alpha h\nu)^2$ versus the photon energy $(h\nu)$, where α is the absorption coefficient. At $\alpha = 0$, the value of photon energy $(h\nu)$ gives an absorption edge of the optical band-gap energy (E_g) [28, 69, 70]. As shown in Fig. 4, the absorption band-gap energy (E_g) of 3.60 eV for the colorless CsI:Tl crystal and E_g of 3.35 eV for the orange CsI:Tl crystal were achieved by the extrapolation of a linear part to $\alpha = 0$. These achieved

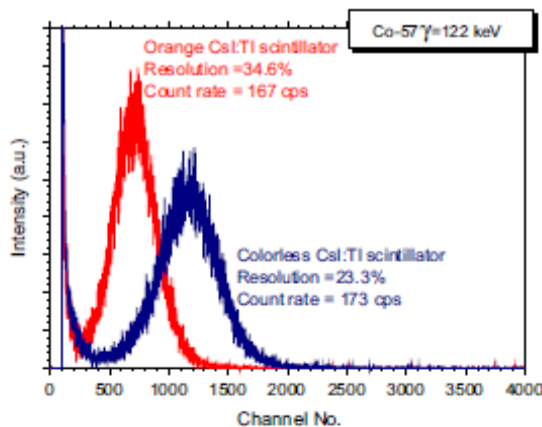


Fig. 5 At 122 keV γ -ray spectroscopy by CsI:Tl scintillators with different impurities showing different radiation detection performances

absorption band-gap energies with deviations probably result from crystal quality, doping concentration and co-dopants etc. These are related to the radiative transitions in the Tl^+ center itself as the four emission bands of 2.21, 2.54, 3.1 and 3.35 eV [4, 28].

Moreover, the electrical properties of CsI:Tl crystals were studied by measuring the electrical resistances, i.e., $230 \pm 16 M\Omega$ in cross-sectional direction and $714 \pm 136 M\Omega$ in vertical direction. The lower resistance meaning to a better conductivity or better electrical properties was obtained in cross-sectional direction than that in vertical direction as the crystal growth direction. As a conclusion from a lower deviation of measured values, the crystals have more homogeneously crystalline quality in cross-sectional direction than that in vertical direction as the crystal growth direction with the temperature gradient.

Consequently, both CsI:Tl crystals were cut into the cylindrical shapes of a diameter of 10 mm and thickness of 5 mm. Finally, CsI:Tl crystals were coupled with a PMT and connected to electronic parts to detect the radiations. The CsI(Tl) scintillator was coated with Teflon tape. Beta radiations of Sr-90 and γ -ray radiations of Co-57 were performed, and the results show quite a good efficiency and quite a good resolution. As revealed in Fig. 5, the colorless CsI:Tl scintillators represent a higher detection efficiency at 122 keV of Co-57 of 78.4 % and the energy resolution of 23.3 % and the detection efficiency of 75.9 % and the energy resolution of 34.6 % of the orange scintillators by maintaining the same electronic conditions and amplifications. The ratio of electrical peak signal of radiation to noise signal of the radiation detection by the colorless and orange scintillators was 0.09 and 3.8 %, respectively. The higher efficiency and energy resolution of the radiation

detection from the colorless CsI:Tl scintillators with the higher purity and high crystalline quality than from the orange crystals were obtained. However, the peak sensibility wavelength of this PMT is 420 nm and nearly constant sensibility of this PMT in a range of 350–450 nm light emission and a steeply decreasing sensibility of 450–650 nm light emission. According to the data sheet of Hamamatsu H5783 PMT, there is a difference in the sensibility of 5 times between the ~ 540 -nm emission of the colorless crystals and the ~ 600 -nm emission of the orange crystals. However, the Si-based PIN photodiodes efficiently work with the light in a visible range including the 550-nm-wavelength light emission from the CsI:Tl scintillators [4, 7–11]. As comparison in economic reasons, the efficiency of radiation detection of the cheaper orange crystals could be improved by coupling with the Si-based PIN photodiodes with the good response in the proper light emission. As a result, the radiation efficiency could be improved by a higher efficiency of light conversion as well as a higher pulse height of measured signals with a lower amplification by coupling with the Si-based PIN photodiodes. This would induce the development of compact radiation detectors, mini survey meter and small pocket dosimeter in further investigations.

4 Conclusion

CsI:Tl scintillators grown by a modified homemade Bridgman–Stockbarger furnace have a crystalline quality and optical properties good enough for the radiation detection application. The unintended impurity as calcite in low-cost CsI:Tl scintillators was beneficial to enhance the light emission and shift light wavelength but slightly lower efficiency of radiation detection. By coupling with a suitable photo-multiplication part as the Si-based PIN photodiodes, the radiation detection efficiency of low-cost CsI:Tl scintillators enables improvement. From these valuable results, to grow the new ternary materials as CsCaI₂ or CsI:Ca or Ca-codoped CsI:Tl scintillators could be one of the promising approaches to achieve the high efficient and low-cost radiation detectors with the optimization of the crystal growth conditions in the further investigations.

Acknowledgments This research has been financially supported by Rachadapiseksoompetch Fund, Chulalongkorn University and The Thailand Research Fund under contract No. TRG58802265.

References

1. M. Nikl, *Phys. Stat. Sol. (a)* **178**, 595 (2000)
2. M. Nikl, *Meas. Sci. Technol.* **17**, R37–R54 (2006)

3. B.D. Millbrath, A.J. Peurrung, M. Bliss, W.J. Weber, J. Mater. Res. **23**(10), 2561–2581 (2008)
4. J.G. Rocha, S. Lancers-Mendez, Recent Pat. Electr. Eng. **4**, 1–26 (2011)
5. C. Michail, I. Valis, I. Seferis, N. Kalyvas, G. Fountos, I. Kandarakis, Radiat. Meas. **74**, 39–46 (2015)
6. B.K. Cha, J.-H. Shin, J.H. Bae, C. Lee, S. Chang, H.K. Kim, C.K. Kim, G. Cho, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. A **604**(1–2), 224–228 (2009)
7. W. Zhao, G. Ristic, J.A. Rowlands, Med. Phys. **31**(9), 2594–2605 (2004)
8. L. Andreani, M. Bontempi, P.L. Rossi, L.P. Rignanese, M. Zuffa, G. Baldazzi, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. A **762**, 11–15 (2014)
9. H.M. Park, S.J. Jeon, H.K. Lee and K.S. Joo, in *IEEE 3rd International Conference on Advancements in Nuclear Instrumentation Measurement Methods and their Applications (ANIMMA)*, (2013), p. 1–5
10. C. Kim, H. Kim, J. Kim, C. Lee, H. Yoo, D.U. Kang, M. Cho, M.S. Kim, D. Lee, Y. Kim, K.T. Lim, S. Yang, G. Cho, Nucl. Eng. Technol. **47**, 479–487 (2015)
11. L. Andreani, M. Bontempi, P.L. Rossi, L.P. Rignanese, M. Zuffa, G. Baldazzi, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A **762**, 11–15 (2014)
12. S. Shinde, S.G. Singh, S. Sen, S.C. Gadkari, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. A **810**, 14–18 (2016)
13. J.D. Valentine, W.W. Moses, S.E. Derenzo, D.K. Wehe, G.F. Knoll, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. A **325**(1–2), 147–157 (1993)
14. M. Grodzicka, M. Moszyński, T. Szczyński, W. Czarnacki, M. Szawowski, E. Swiderski, L. Kazmierczak, K. Grodzicki, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. A **707**, 73–79 (2013)
15. P. Yang, C.D. Harmon, F.P. Doty, J.A. Ohlhausen, IEEE Trans. Nucl. Sci. **61**(2), 1024–1031 (2014)
16. D.S. Covita, C.D.R. Azevedo, C.C. Caldas, J.F.C.A. Veloso, Phys. Lett. B **701**(2), 151–154 (2011)
17. B.K. Singh, Triloki, P. Garg, A. Prakash, G. Di Santo, E. Nappi, M.A. Nitti, A. Valentini, R. Zanoni, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. A **610**(1), 350–353 (2009)
18. A.V. Gektin, I.M. Krasovitskaya, N.V. Shiran, V.V. Shlyakhturov, E.L. Vinograd, IEEE Trans. Nucl. Sci. **1**, 111–113 (1994)
19. I. Garapyn, I. Hud, B. Pavlyk, Radiat. Meas. **38**(4–6), 475–479 (2004)
20. G. Ren, X. Chen, S. Lu, Z. Li, X. Xue, D. Shen, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. A **564**(1), 364–369 (2006)
21. D. Totsuka, T. Yanagida, Y. Fujimoto, J. Pejchal, Y. Yokota, A. Yoshikawa, Opt. Mater. **34**(7), 1087–1091 (2012)
22. S.F. Chang, Z. Lou, C.C. Chen, Mater. Lett. **112**, 190–193 (2013)
23. C.Y. Chen, S.H. Chen, C.C. Chen, J.S. Lin, Mater. Lett. **148**, 138–141 (2015)
24. N. Balamurugan, A. Aruchakkaravarthi, S. Selvakumar, M. Lenin, R. Kumar, S. Muralihar, K. Sivaji, P. Ramasamy, J. Cryst. Growth **286**(2), 294–299 (2006)
25. S.R. Miller, E.E. Ovechkina, P. Bennett, C. Brecher, Appl. Radiat. Isot. **82**, 133–138 (2013)
26. L.W. Campbell, F. Gao, J. Lumin. **137**, 121–131 (2013)
27. Triloki, P. Garg, R. Rai, B.K. Singh, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A **736**, 128–134 (2014)
28. Triloki, R. Rai, N. Gupta, N.F.A. Jammal, B.K. Singh, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. A **787**, 161–165 (2015)
29. V. Sharma, S. Tiwari, B.L. Ahuja, Radiat. Phys. Chem. **79**(6), 678–686 (2010)
30. E.D. Bourret-Courchesne, G.A. Bizarri, R. Borade, G. Gundiah, E.C. Samulon, Z. Yan, S.E. Derenzo, J. Cryst. Growth **352**(1), 78–83 (2012)
31. K. Kamada, T. Yanagida, T. Endo, K. Tsutumi, Y. Usuki, M. Nikl, Y. Fujimoto, A. Fukabori, A. Yoshikawa, J. Cryst. Growth **352**(1), 88–90 (2012)
32. A.V. Gektin, A.N. Belsky, A.N. Vasil'ev, IEEE Trans. Nucl. Sci. **61**(1), 262–270 (2013)
33. M.S. Alekhin, D.A. Biner, K.W. Kraemer, P. Dorenbos, Opt. Mater. **37**, 382 (2014)
34. E. Rowe, P. Bhattacharya, E. Tupitsyn, M. Groza, A. Burger, N.J. Cherepy, S.A. Payne, B.W. Sturm, C. Pedrini, IEEE Trans. Nucl. Sci. **60**, 1057 (2013)
35. E.D. Bourret-Courchesne, G. Bizarri, R. Borade, Z. Yan, S.M. Hanrahan, G. Gundiah, A. Chaudhry, A. Canning, S.E. Derenzo, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A **612**, 138–142 (2009)
36. G. Bizarri, E.D. Bourret-Courchesne, Z. Yan, S.E. Derenzo, IEEE Trans. Nucl. Sci. **58**, 3403–3410 (2011)
37. U. Shirwadkar, R. Hawrami, J. Glodo, E.V.D. van Loef, K.S. Shah, IEEE Trans. Nucl. Sci. **60**, 1011 (2013)
38. M.S. Alekhin, D.A. Biner, K.W. Kraemer, P. Dorenbos, J. Lumin. **145**, 723 (2014)
39. K. Kamada, T. Endo, K. Tsutumi, T. Yanagida, Y. Fujimoto, A. Fukabori, A. Yoshikawa, J. Pejchal, M. Nikl, Cryst. Growth Des. **11**, 4484–4490 (2011)
40. A.V. Gektin, I.M. Krasovitskaya, N.V. Shiran, V.V. Shlyakhturov, E.L. Vinograd, IEEE Trans. Nucl. Sci. **42**(4), 285–287 (1995)
41. S. Nagata, T. Kawai, T. Hirai, Opt. Mater. **35**, 1257–1260 (2013)
42. J.T.M. de Haas, P. Dorenbos, C.W.E. van Eijk, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A **537**, 97–100 (2005)
43. M. da Conceição, C. Pereira, M.M. Hamada, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. A **537**(1–2), 189–192 (2005)
44. V. Babin, A. Krasnikov, M. Nikl, K. Nitsch, A. Stolovits, S. Zazubovich, J. Lumin. **101**, 219–226 (2003)
45. J.T.M. de Haas, P. Dorenbos, IEEE Trans. Nucl. Sci. **55**, 1086–1092 (2008)
46. T. Kawai, S. Nagata, T. Hirai, Jpn. J. Appl. Phys. **52**, 082401 (2013)
47. S.J. Ha, H. Kang, H. Park, H.J. Kim, S. Kim, S.H. Doh, S.J. Kang, IEEE Trans. Nucl. Sci. **56**, 998–1001 (2009)
48. S.J. Kang, H.J. Kim, S.J. Ha, S.H. Lee, S. Kim, Prog. Nucl. Sci. Technol. **1**, 240–243 (2011)
49. A. Gektin, N. Shiran, A. Belsky, S. Vasyukov, Opt. Mater. **34**(12), 2017–2020 (2012)
50. A. Gektin, N. Shiran, S. Vasyukov, A. Belsky, D. Sofronov, Opt. Mater. **35**(12), 2613–2617 (2013)
51. Y. Wu, G. Ren, M. Nikl, X. Chen, D. Ding, H. Li, S. Pan, F. Yang, Cryst. Eng. Commun. **16**, 3312–3317 (2014)
52. Y. Wu, G. Ren, F. Meng, X. Chen, D. Ding, H. Li, S. Pan, Phys. Status Solidi (a) **211**(11), 2586–2591 (2014)
53. S. Gridin, A. Belsky, M. Moszyński, A. Syntfeld-Kazuch, N. Shiran, A. Gektin, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. A **761**, 13–18 (2014)
54. Y. Wu, G. Ren, F. Meng, X. Chen, D. Ding, H. Li, S. Pan, C.L. Melcher, IEEE Trans. Nucl. Sci. **62**(2), 571–576 (2015)
55. I. Chung, J.H. Song, J. Im, J. Androulakis, C.D. Malliakas, H. Li, A.J. Freeman, J.T. Kenney, M.G. Kanatzidis, J. Am. Chem. Soc. **134**(20), 8579–8587 (2012)
56. L. Peedikakkandy, P. Bhargava, Mater. Sci. Semicond. Process. **33**, 103–109 (2015)
57. M. Gascón, E.C. Samulon, G. Gundiah, Z. Yan, I.V. Khodyuk, S.E. Derenzo, G.A. Bizarri, E.D. Bourret-Courchesne, J. Lumin. **156**, 63–68 (2014)
58. A.J. Lehner, D.H. Fabini, H.A. Evans, C.A. Hébert, S.R. Smock, J. Hu, H. Wang, J.W. Zwaniger, M.L. Chabinye, R. Seshadri, Chem. Mater. **27**(20), 7137–7148 (2015)
59. R. Hofstadter, E.W. Odell, C.T. Schmidt, Rev. Sci. Instrum. **35**, 246 (1964)

60. M. Zhuravlev, B. Blalock, K. Yang, M. Koschan, C.L. Melcher, *J. Cryst. Growth* **352**, 115–119 (2012)
61. A. Lindsey, W. McAlexander, L. Stand, Y. Wu, M. Zhuravleva, C.L. Melcher, *J. Cryst. Growth* **427**, 42–47 (2015)
62. M. Suta, C. Wickleder, *J. Mater. Chem. C* **3**, 5233–5245 (2015)
63. R. Hofstadter, E.W. O'Dell, C.T. Schmidt, *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **11**(3), 12–14 (1964)
64. S.S. Novosad, *Tech. Phys.* **43**(8), 956–958 (1998)
65. A. Aguado, A. Ayuela, J.M. López, J.A. Alonso, *J. Phys. Soc. Jpn.* **68**, 2829–2835 (1999)
66. D.J. Singh, *Phys. Rev. B* **82**(155145), 1–11 (2010)
67. S. Derenzo, M. Boswell, M. Weber, K. Brennan, "Scintillation Properties", <http://scintillator.lbl.gov>
68. M. Jitpukdee, D. Wongsawaeng, S. Punnachaiya, *J. Nucl. Sci. Technol.* **48**(9), 1250–1255 (2011)
69. J. Tauc, R. Grigorovici, A. Vanu, *Phys. Status Solidi* **15**, 627 (1966)
70. D. Poelman, P.F. Smet, *J. Phys. D Appl. Phys.* **36**, 1850–1857 (2003)

4. บทความย่อผลการดำเนินงานที่ได้นำไปเสนอผลงานในรูปแบบโปสเตอร์ หัวข้อเรื่องTuP-T01-7 “Growth and Characterization of Aluminum Antimonides for Radiation Detectors” ที่ การประชุมวิชาการ The 18th International Conference on Crystal Growth and Epitaxy (ICCGE-18)จัดที่ The Nagoya Congress Center,Nagoya, Japanระหว่างวันที่ 7-12สิงหาคม2559

Growth and Characterization of Aluminum Antimonides for Radiation Detectors

Kulthawat Cheewajaroen¹, Phanee Saengkaew¹, Sakuntam Sanorpim², Visittapong Yordsri³, Chanchana Thanachayanont³, Noppadon Nuntawong⁴ and Watcharee Rathanasakulthong⁵

¹ Department of Nuclear Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

² Department of Physics, Faculty of Science, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

³ National Metal and Materials Technology Center (MTEC), National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand

⁴ National Electronic and Computer Technology Center (NECTEC), National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand

⁵ Department of Physics, Faculty of Science, Kasetsart University, Bangkok, Thailand

Group III-V materials, such as AlN, GaN, InN, GaAs, InP, AlSb and GaSb, have been applied in optoelectronic devices and radiation detections including light-emitting diodes (LEDs), solid-state lighting (SSL), optical storages and semiconductor detectors. In this project, we have investigated the growth of high crystalline quality AlSb materials with suitable optical and electrical properties to develop AlSb-based room-temperature radiation detectors. Their crystal structure, compositions, surface morphology, optical properties and electrical properties were analyzed by using X-ray diffraction (XRD), Scanning Electron Microscopy (SEM), Atomic Force Microscopy (AFM), Raman Spectroscopy, Fourier Transform Infrared Spectroscopy (FTIR), I-V characteristics and Hall-Effect measurements.

~400-nm-thick AlSb films were prepared by RF-magnetron sputtering process in argon atmosphere at a pressure of 10^{-2} mbar, a power in a range of 150-250 W and the area ratio of Al and Sb of 85:15 for the sputtering target. In Figure 1, XRD measurements represent that AlSb films were grown by the sputtering process at the power of 250W. At a lower sputter power than 250W, no AlSb formation and only Sb films were obtained. The XRD results show the good crystalline quality of AlSb films with the single crystal plane of (111) and a lattice constant of 6.095 Å and a crystal size of 0.88 nm. Raman spectroscopy verified AlSb films by Raman shift of 307 cm^{-1} with respect to AlSb-TO mode. In order to generate n-type and p-type AlSb films, Cu and Si doping in AlSb films were performed by the ratio of Al, Sb and dopants of 82:14:4 for the sputtering target. By I-V measurements as shown in Fig.2, the resistance of AlSb:Cu, AlSb:Si and undoped AlSb were obtained as 0.123, 2.756 and 3.585 $\text{k}\Omega$, respectively. Moreover, Hall-Effect measurements approve of n-type AlSb films by Cu doping and p-type AlSb films by Si doping with the sheet carrier concentrations about 10^{17}cm^{-2} but both still low carrier mobility. In a further investigation, PIN junction diodes will be designed on Si substrates in order to develop the AlSb-based room-temperature radiation detectors.

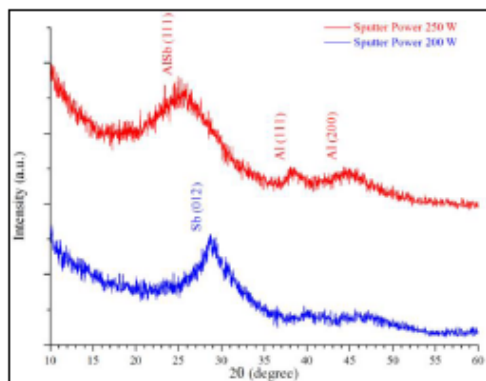


Fig. 1: $\theta/2\theta$ XRD measurements of AlSb films

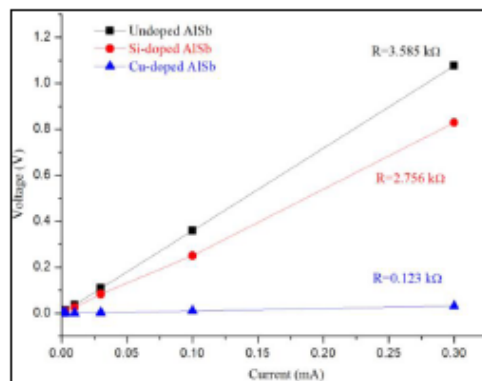



Fig. 2: I-V characteristics of undoped and doped AlSb films

5. ผลงานวิจัยแบบโปสเตอร์ที่นำเสนอในงานประชุมนักวิจัยรุ่นใหม่พบเมธีวิจัยอาวุโส สกว ครั้งที่ 16 ในช่วงระหว่าง วันที่ 11-13 มกราคม 2560 โดยได้รับรางวัลผลงานวิจัยดีเยี่ยมแบบโปสเตอร์ สาขาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี

N-type and P-type Aluminium Antimonides for Radiation Detectors




NECTEC MTEC

Phanee Saengkaew^{1,*}, Kulthawat Cheewajaroen¹, Sakuntam Sanorpim², Visitapong Yordsri³, Chanchana Thanachayanont⁴, Noppadon Nuntawong⁴ and Watcharee Rathanasakulthong⁵

¹ Department of Nuclear Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand
² Department of Physics, Faculty of Science, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand
³ National Metal and Materials Technology Center (MTEC), National Science and Technology Development Agency, Pathumthani, Thailand
⁴ National Electronic and Computer Technology Center (NECTEC), National Science and Technology Development Agency, Pathumthani, Thailand
⁵ Department of Physics, Faculty of Science, Kasetsart University, Bangkok, Thailand

*Corresponding Author : Phanee.S@chula.ac.th, a.phanee@hotmail.com



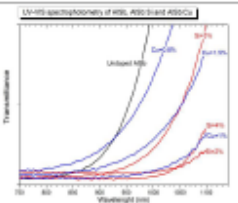
Motivation

- ❖ Aluminum Antimonides (AlSb) = Sufficient radiation detection materials
 - Indirect Band gap (1.615 eV)
 - Optoelectronic devices ▪ Photodiodes
 - Light absorber for solar cells
- ❖ To develop mini radiation detectors and room-temperature radiation detectors

Crystal Growth

- ❖ AlSb thin films growth by a Leybold-Heraeus RF-magnetron sputtering system.
 - In argon atmosphere
 - Growth pressure = 10⁻² mbar
 - Power = 250 W for AlSb
 - Glass substrates
- ❖ Target
 - Al:Sb = 95:5
 - Al:Sb:Cu or Si ratio = about 90:5:5

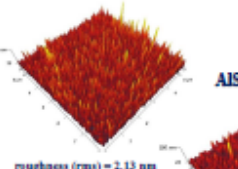
Optical Properties



- ❖ Undoped AlSb films
 - Transparent film at ~850 nm (IR light)
 - Optical energy gap = 1.46 eV
- ❖ AlSb:Cu & AlSb:Si films
 - Longer wavelength
 - in a range of 950-1000 nm
 - Lower optical energy gap

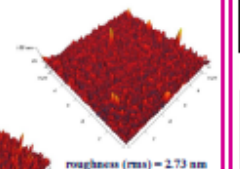
Surface morphology by AFM

AlSb



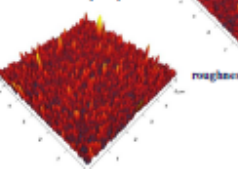
roughness (rms) = 2.13 nm

AlSb:Si(4%)

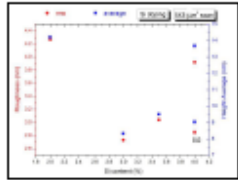
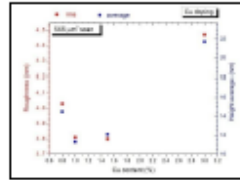


roughness (rms) = 2.73 nm

AlSb:Cu(4%)

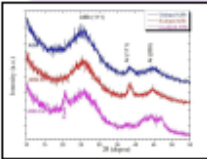
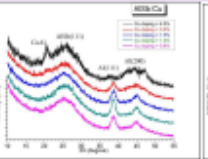
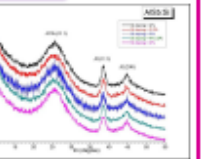


roughness (rms) = 3.97 nm

- ❖ Average grain size = 136.98±32.396 nm
- ❖ Undoped AlSb, roughness (rms) = 2.13 nm
- ❖ With Cu or Si doping, bigger grain size & higher roughness
 - The smoothest AlSb:Si by Si of 4% = 2.73 nm
 - The smoothest AlSb:Cu by Cu of 1% = 3.81 nm

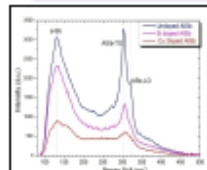
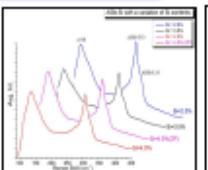
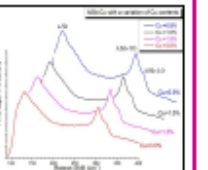
Crystalline Quality by XRD

- ❖ AlSb(111)-film growth for all cases

| | |
|--|---|
| <ul style="list-style-type: none"> ❑ Undoped AlSb films <ul style="list-style-type: none"> ▪ Lattice constant = 6.1305 Å ▪ Crystal size = 50.85 nm | <ul style="list-style-type: none"> ❑ AlSb:Cu & AlSb:Si films <ul style="list-style-type: none"> ▪ Strained films ▪ Lattice constants = 6.12574 Å - 6.1619 Å |
|--|---|

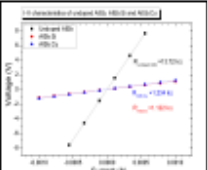
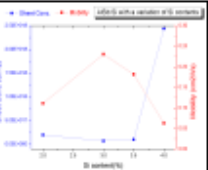
Raman Spectroscopy

- ❖ Raman shift of 307 cm⁻¹ & 320 cm⁻¹ of AlSb

| | |
|--|--|
| <ul style="list-style-type: none"> ❑ Undoped AlSb films <ul style="list-style-type: none"> ▪ Higher & sharper Raman-shift peak ▪ Higher patterned atomic structure | <ul style="list-style-type: none"> ❑ AlSb:Cu & AlSb:Si films <ul style="list-style-type: none"> ▪ Lower crystal-structure quality |
|--|--|

Electrical Properties

- ❖ I-V Characteristic
 - Undoped AlSb = 13.72 kΩ
 - With Si / Cu doping, Lower resistance
 - AlSb:Cu = 1.234 kΩ
 - AlSb:Si = 1.122 kΩ
- ❖ Semiconductor type by Hall-Effect measurements
 - n-type = AlSb:Cu
 - p-type = Undoped AlSb & AlSb:Si
- ❖ Sheet concentrations
 - Undoped AlSb = 1.266×10¹⁵ cm⁻²
 - AlSb:Cu = -2.7572×10¹⁷ cm⁻²
 - AlSb:Si = 2.4381×10¹⁸ cm⁻²
- ❖ Mobility
 - Undoped AlSb = 2.7339 cm²/Vs
 - AlSb:Cu = 0.25789 cm²/Vs
 - AlSb:Si = 0.0627 cm²/Vs

Conclusion

- ❖ AlSb films by RF-magnetron sputtering without extra annealing
- ❖ Undoped AlSb
 - Lattice constant = 6.1305 Å
 - Average crystal size = 50.85 nm
 - p-type Sheet conc. = 1.266×10¹⁵ cm⁻² Resistivity = 0.19984 Ωcm
- ❖ AlSb:Cu with optimized Cu content of 1%
 - n-type -Sheet conc. = -2.7572×10¹⁷ cm⁻² Resistivity = 2.55 mΩcm
- ❖ AlSb:Si with optimized Si content of 4%
 - p-type -Sheet conc. = 2.4381×10¹⁸ cm⁻² Resistivity = 4.23 mΩcm

Acknowledgments : Rajadaphakompetch Fund, Chulalongkorn University and The Thailand Research Fund under contract No. TRG58892265

เกียรติบัตรแสดงการนำเสนอผลงานวิจัยตีพิมพ์แบบโปสเตอร์ จากที่ประชุมนักวิจัยรุ่นใหม่พบเมธีวิจัยอาวุโส สกว. ครั้งที่ 16



6. บทความแสดงผลการดำเนินงานที่ส่งไปเพื่อนำเสนอผลงาน ในหัวข้อเรื่อง “*N-type and p-type AlSb films on Si substrates for radiation detection sensors*” ที่ การประชุมวิชาการ The 2nd International Conference on Applied Surface Science (ICASS) จัดที่ Furama Hotel, Dalian, China ระหว่างวันที่ 12-15 มิถุนายน 2560 โดยผลงานนี้ได้รับการตอบรับให้นำเสนอผลงานรูปแบบโปสเตอร์



Abstract ICASS-2

N-type and p-type AlSb films on Si substrates for radiation detection sensors

Kulhawatt Cheewajaroen¹, Phannee Saengkaew¹, Sakuntam Sanorpim², Decho Thongaram¹,
Visittapong Yordsri³, Chanchana Thanachayanont³, Noppadon Nuntawong³
and Watcharee Rathanasakulthong⁵

¹Department of Nuclear Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

²Department of Physics, Faculty of Science, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

³National Metal and Materials Technology Center (MTEC), National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand

⁴National Electronic and Computer Technology Center (NECTEC), National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand

⁵Department of Physics, Faculty of Science, Kasetsart University, Bangkok, Thailand

Group III-V compound semiconductors are attractive materials for many applications in various fields such as optoelectronic devices and radiation detection devices. In this project, AlSb films on Si substrates have been investigated for the simple room-temperature radiation detection sensors. The AlSb films were prepared by the RF-magnetron sputtering process in argon atmosphere at the power of 250W. To achieve the n-type and p-type AlSb films on Si substrates, Cu and Si were doped in AlSb films, respectively. Hall-Effect measurements were used to approve of n-type AlSb films by Cu doping and p-type AlSb films by Si doping with the sheet carrier concentrations about 10^{17} cm^{-2} . By x-ray diffraction (XRD) measurements, AlSb films were characterized with the (111) preferred orientation. Moreover, Atomic Force Microscopy (AFM) measurements exhibited the surface morphologies of AlSb films with a bit higher roughness by Cu doping than that of Si doped ones. As the simple PN or PIN junction structures, I-V measurements will be performed to characterize the electrical properties as I-V characteristics curve of the diode devices. To develop the AlSb-based radiation detection sensors as the surface barrier detectors, the radiation responsiveness for beta or alpha particles or the radiation detection efficiency will be firstly studied and then the modified devices to detect the electromagnetic waves as x-ray or gamma-ray in further investigations.
Keywords: Semiconducting aluminum compounds, Semiconducting III-V materials, Radiation detector, Doping

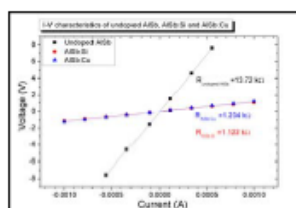


Fig.1 I-V characteristics of undoped AlSb, AlSb:Si and AlSb:Cu

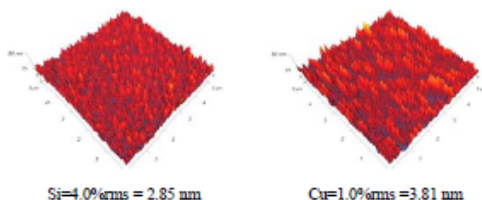


Fig.2 the $5 \times 5 \text{-}\mu\text{m}^2$ surface morphology of AlSb:Si and AlSb:Cu by AFM measurements

7. ร่างบทความวิจัยเรื่อง “Growth and Characterization of N-type and P-type Aluminium Antimonides on Si substrates for room-temperature optoelectronic devices” ได้ส่งตีพิมพ์ในวารสารวิชาการ *Materials Science in Semiconductor Processing* ซึ่งอยู่ในฐานข้อมูล isi

Growth and Characterization of N-type and P-type Aluminium Antimonides on Si substrates for room-temperature optoelectronic devices

Kulthawat Cheewajaroen¹, Phamee Saengkaew^{1*}, Sakuntam Sanorpin², Visittapong Yodsri³, Chanchana Thanachaynon¹, Noppadon Numtawong⁴ and Watcharee Rathanasakulthong⁵

¹Department of Nuclear Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

²Department of Physics, Faculty of Science, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

³National Metal and Materials Technology Center (MTEC), National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand

⁴National Electronic and Computer Technology Center (NECTEC), National Science and Technology Development Agency,

Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand

⁵Department of Physics, Faculty of Science, Kasetsart University, Bangkok, Thailand

E-mail: Phamee.S@chula.ac.th, s_phamee@hotmail.com

Abstract

To develop Aluminium Antimonide (AlSb) -based optoelectronic devices on Si substrates, AlSb films were investigated for a good crystalline quality and suitable optical and electrical properties. Under an optimized growth condition by RF-magnetron sputtering technique, the AlSb films were grown at a sputtering power of 250 W and a pressure of 0.01 mbar in argon atmosphere and a precursor Al:Sb ratio of 95:5. The undoped AlSb films were found to have a cubic crystal structure with (111) preferred orientation and a lattice constant of 6.1315 Å. For doped AlSb samples, the AlSb:Si films with compressive strain had a lower lattice constant of 6.1042 Å and the AlSb:Cu films with a tensile strain had a larger lattice constant of 6.1402 Å. Raman spectroscopy indicated strain states and lower crystalline quality induced by doping. The optical properties, analyzed by UV-Vis spectrophotometry, showed that the undoped AlSb film was transparent to IR at around 850 nm, where the doped films were transparent at longer wavelengths. To evaluate the electrical properties of the AlSb films, the n-type characteristics of AlSb:Cu films and the p-type of AlSb:Si films were characterized by Hall-Effect measurements. To develop AlSb-based optoelectronic devices, a PIN diode structure was grown on Si substrate. The smooth interfaces between the AlSb layers and with Si substrate were confirmed by cross-sectional TEM micrographs. Finally, I-V measurements showed diode characteristics with a turn-on voltage of about 1.5 V in case of forward bias and -1.0 V for reverse bias. In summary, the AlSb-based diode structure on Si substrates had been successfully fabricated by optimized sputtering deposition. This is promising for future development of the AlSb-based optoelectronic devices.

Keywords: Doping, Aluminum Antimonides, n-type AlSb, p-type AlSb, III-V materials, Semiconductor materials, Optoelectronic devices, Radiation detector, Si substrate, sputtering deposition

Introduction

Due to their excellent optoelectronic properties, III-V compound semiconductors have dominated applications in various micro-, nano- and optoelectronic devices in several fields. Their efficiency is high while manufacturing cost can be kept low. III-V devices include P-N junction diodes, light emitting diodes (LEDs), laser diodes, transistors, photovoltaic devices, thermophotovoltaic devices, infrared detectors, solid-state radiation detectors and sensors for environmental monitoring, chemical detection, and biomedical diagnosis [1-10]. As the first-generation material of III-V compound semiconductors, arsenide-based compound semiconductors have been used in the development of microelectronic devices and integrated circuits [3,11]. Nitride-based semiconductors have been focused for short-wavelength optoelectronic devices and high-power devices partly due to electron configuration, stronger atomic bonds and thermal and chemical stability [12,13]. Phosphide-based and antimonide-based semiconductors play an important role in infrared detectors, mid- and far-infrared quantum cascade/dot lasers, satellite communications, space instrumentations, mobile devices, thermophotovoltaic devices and others [14-17]. Interestingly, radiation detections by III-V compound semiconductors such as GaAs, InP, AsSb and AlSb with high resistance against radiation damages, a good energy resolution, fast signal rise times, low production and operating costs at room temperature are required for a variety of applications such as nuclear radiation non-proliferation and monitoring, medical imaging and space imaging [18-22]. In principle, the radiation detector operates by counting the number of

electron-hole pairs created from an incident gamma ray into the semiconductors as the active materials. This requires appropriate band gap of semiconductors in the range of ~1.4-2.2 eV [18,23-24]. Aluminum antimonide (AlSb) is classified as one of the most promising materials for gamma-ray radiation detection at room temperatures because of its intrinsic responsibility to high-energy photons at room temperature which is better than that of CdTe, Si, and Ge [18,25]. Vaughan et al. [20,21] studied AlSb semiconductor films for a room-temperature gamma-radiation detector. Zheng et al. [26] investigated a fabrication of AlSb polycrystalline thin films without post annealing by magnetron co-sputtering. In addition, a large AlSb single crystal will enable potentially low-cost high-resolution room-temperature detectors, high temperature detectors, high mobility electronics and long-wavelength optoelectronic devices [27-30]. In this study, we have investigated a growth of high crystalline quality AlSb with suitable optical and electrical properties by RF-magnetron sputtering in order to develop AlSb-based room-temperature optoelectronic devices by the P-N or P-I-N junction structure in the future.

Experimental methods

~400-nm-thick AlSb thin films were deposited on glass substrates by a Leybold-Heraeus RF-magnetron sputtering system. Deposition chamber in argon atmosphere was pumped down to a pressure of 10^{-3} mbar. Sputtering targets were pure Al and Sb with the Al:Sb ratio of 95:5 for the undoped AlSb growth. For doped AlSb samples, ratios of Al:Sb:Cu and Al:Sb:Si targets were kept at about 90:5:5. The diameter of the targets was 76.2 mm and the substrate-to-target distance was 50 mm. The sputter power was varied in a range of 150-250 W. Before loading into the deposition chamber, the glass substrates were cleaned in acetone with ultrasonic surrounding. The structural characteristics and the crystalline quality were analyzed by using a Rigakutrax iii X-ray diffraction (XRD). To achieve n-type and p-type, Cu and Si were selected as dopants into AlSb. Raman Spectroscopy with an excitation wavelength of 473 nm was conducted to evaluate the effect of doping on the crystal structure quality. To measure the film thicknesses, cross-sectional micrographs were obtained using a JEOL JSM-7800F Scanning Electron Microscopy (SEM). A JEOL JEM-2010 transmission electron microscope (TEM) was utilized to analyze the microstructure of multilayer AlSb films on Si substrate. To exhibit the surface morphology of the AlSb films, an AR MFP-3D (Bio) Atomic Force Microscopy (AFM) was used to investigate a relationship between doping content and the surface roughness. Optical band gap of AlSb was characterized using a Jasco V-530 UV-VIS. Electrical properties of the AlSb films were characterized using a HMS-3000 Ecopia Hall-Effect measurements and I-V characteristics to measure resistivity, conductivity, carrier mobility and sheet carrier concentrations of the undoped AlSb, the AlSb:Cu and the AlSb:Si alloys. The AlSb films with a good crystalline quality and suitable optical and electrical properties were, hence, prepared to develop AlSb-based room-temperature optoelectronic devices. Subsequently, AlSb-based PIN diode structure was grown on Si substrate under optimized growth conditions and the electrical response was characterized by I-V measurements with applied forward and reverse biases.

Results and Discussion

Crystalline Quality by XRD measurements and Raman spectroscopy

To obtain an optimized sputter power for deposition of the AlSb films without extra post-annealing, the power of RF-magnetron sputtering machine was varied to set up at 150, 200 and 250 W. At the power of 150 W, only very fine grey powder was randomly coated on the glass substrate and no film layer was formed. The black and cloudy film layer was obtained at the power of 200 W. By increasing the sputter power to 250 W, shiny films were deposited on the substrate with a mirror-like surface. To characterize the crystal structure and quality, XRD measurements were performed in a θ - 2θ -scan mode. Fig.1 shows a preferred orientation of AlSb (111) and Al(111) and Al(200) peaks. This indicates that AlSb films have been successfully deposited. At the power of 200W, only Sb films were deposited without any AlSb film formation. Results suggested that a threshold power is required to sputter Al that has a stronger binding energy than Sb. Too high power can produce excess Al and result in pure Al. In this study, the sputter power of 250 W was used to deposit the AlSb films. Using Bragg's law and Scherrer's formula, the lattice constant of the deposited cubic undoped AlSb film is slightly compressed to 6.1305 Å and a crystal size of 50.85 nm with a low distortion of 0.081% is obtained. This is calculated from the theoretical constant of 6.1355 Å for AlSb. This means that these deposited AlSb films possess compressive strains. Fig. 2

shows selected area diffraction pattern of the AlSb film. The nanograin polycrystalline nature of the AlSb material is confirmed.

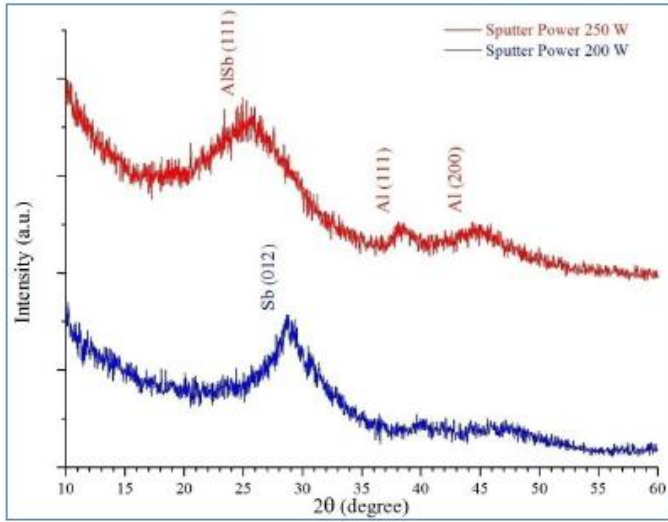


Fig.1 $\theta/2\theta$ XRD measurements of AlSb films at the sputter power of 250 Watt.

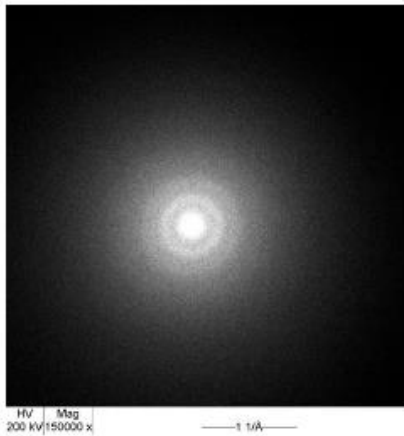


Fig.2 A selected area diffraction pattern of cubic AlSb films as shown in Fig. 20.

Doping Si and Cu into the AlSb films has been reported to result in p-type and n-type AlSb films, respectively [16,21,26]. In case of p-type AlSb, Si atoms would substitute Sb atoms resulting excess holes. On the other hand, when transition element Cu atoms with the number of one or two valence electrons were doped in the AlSb films, two competing processes occur simultaneously. While substituting Al atoms leading to excess holes, Cu is a metal

element with many free electrons. Since the later mechanism is dominant, doping Cu in AlSb results in n-type AlSb films. Doping with Si and Cu was found to slightly deteriorate the crystal quality of the AlSb films. By doping with Si content of 3%, the lattice parameter of AlSb was compressed to 6.1042 Å with a low distortion of 0.509%. By Cu doping of 4%, the lattice parameter of AlSb was tensiled to 6.1402 Å with a low distortion of 0.076%. Crystal sizes for both cases were found to be unaltered. According to differences in atomic radius sizes of dopants, the residual strain in the AlSb films was originated from atomic size difference. Si atoms possess an atomic radius of 111 pm which is smaller than 133 pm of Sb atom radius leading to a smaller lattice constant with a compressive strain compared to that of undoped films. In case of Cu doping, Cu-atoms have a radius of 145 pm which is bigger than that of Sb atoms and 118 pm of Al atom radius (31,32). As a result, Cu doped AlSb crystals were obtained with a tensile strain in the films. CuAl phase was also observed in Cu-doped AlSb films. Excess Cu was found to alloy with pure Al which would, otherwise, be present as in the case of the undoped and Si-doped AlSb films, Fig 3.

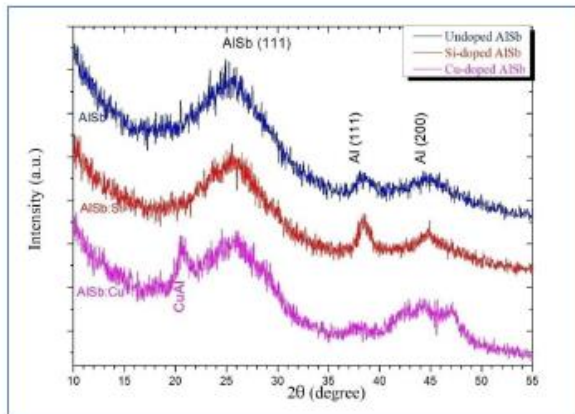


Fig.3 θ - 2θ XRD results of undoped AlSb, AlSb:Si and AlSb:Cu.

Optimized doping concentrations of Cu and Si were investigated by varying Cu content in the sputtering target from 0.8% to 4% and a variation of Si content from 2% to 4%. Fig. 4 shows XRD results of Cu doped AlSb samples. CuAl was not found when Cu content is lower than 3%. With increasing Cu content, lattice constants of AlSb:Cu were slightly varied from 6.12574 Å to 6.1619 Å without an obvious difference in their crystal sizes was observed. When there is no excess Cu to form CuAl phase, Al peaks are dominant for all samples having Cu content less than 3%.

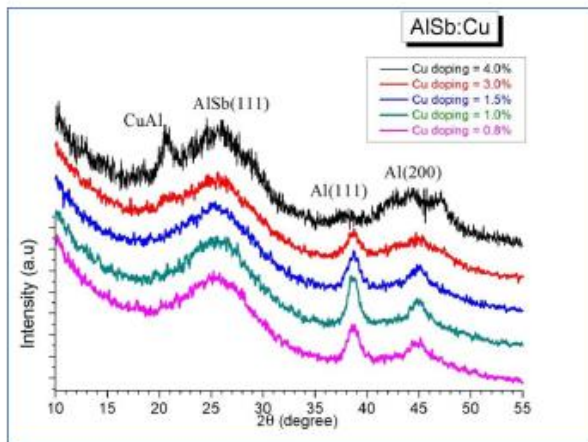


Fig.4 $\theta/2\theta$ XRD results of n-type AlSb:Cu films with a variation of Cu contents.

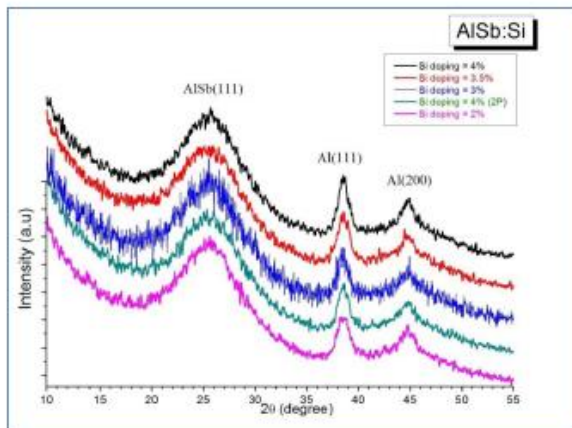


Fig.5 $\theta/2\theta$ XRD results of p-type AlSb:Si films by Si doping with a variation of Si contents.

With increasing Si content from 2% to 4%, XRD results of all Si doped AlSb samples show no big difference in the crystalline quality as shown in Fig.5. Lattice constants of AlSb:Si were slightly increased from 6.1042 Å to 6.1595 Å without a big difference in their crystal sizes.

Raman spectroscopy was performed to analyze the crystal quality and arrangement of the AlSb films by scanning on 5 locations for a reliable average value of each sample. The measurements show Raman-shift-peaks of 307 cm^{-1} and 320 cm^{-1} of AlSb-TO and AlSb-LO indicating better and lower periodic patterns with slight shifts from theoretical values by strained states in the films and a peak of 130 cm^{-1} of amorphous Sb (a-Sb). In comparison with the undoped AlSb films, both the doped AlSb films were grown with a lower crystal quality indicated by the lower distinguished Raman-shift peaks from AlSb crystal structure, i.e. AlSb:Cu films in particular as represented in Fig.6. Furthermore, a-Sb deposition was slightly decreased by Si doping and a higher impact by Cu doping due to a

lower content ratio of Sb precursor i.e. higher opportunities of others to form compounds and be deposited on substrates.

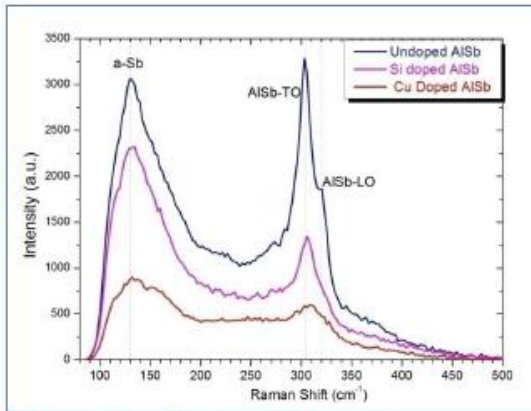


Fig.6 Raman spectra of undoped and doped AISb films.

With higher Si content, the results show Raman-shift-peaks of AISb-TO and AISb-LO with nearly the same peak positions. The lower intensity and lower distinguished peaks indicates slightly deteriorated crystal quality as revealed in Fig.7. In case of AISb.Cu samples with increasing Cu content, Raman-shift-peaks of AISb-TO and AISb-LO peaks are at nearly the same peak positions. The crystal quality was a bit deteriorated as indicated by AISb-TO peak with a lower intensity and lower distinguished peak, and AISb-LO peak with a higher distinguished peak and a slightly higher intensity as shown in Fig.8. In both cases of doping, a-Sb deposition was slightly decreased but there were no big differences in doping contents. In brief, the findings from Raman spectroscopy indicate that doping slightly deteriorated crystal quality of the AISb films.

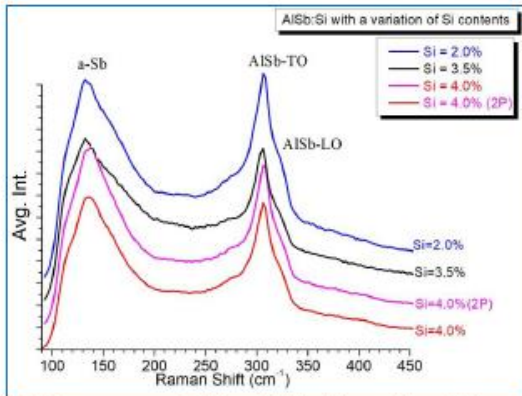


Fig.7 Raman spectra of Si doped AISb with a variation of Si contents.

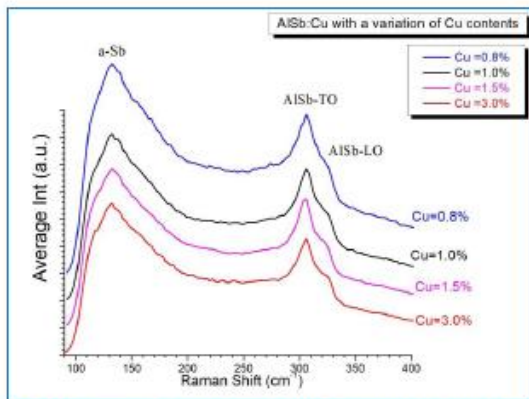


Fig 8 Raman spectra of Cu doped AlSb with a variation of Cu contents.

Optical properties by UV-VIS spectrophotometer

To characterize the optical properties and optical energy gap (E_g) of the AlSb films, UV-VIS spectrophotometer were applied. In Fig 9, the results show that the undoped AlSb film starts to be IR transparent at around 850 nm or 1.459 eV and absorbs the visible light in a range of 400-800 nm (not shown here). This starting point could relate to the theoretical radiative transition of AlSb of 1.615 eV at room temperature. With doping, the starting points move to the longer wavelength in a range of 850-1100 nm indicating the lower optical energy gap of the AlSb:Si and the AlSb:Cu films than that of the undoped AlSb film. This means all grown AlSb films could be appropriate materials to develop optoelectronics for IR light response or the energy bandgap of ~1.5 eV.

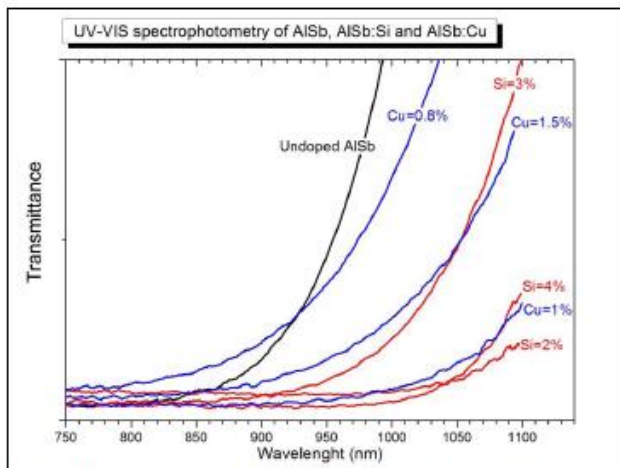


Fig 9 UV-VIS spectrophotometer showing the starting points to be transparent films

Surface Morphology by AFM measurements

An AFM investigation of the AlSb films shows small grains with an average grain size of about 136.98 ± 32.40 nm. 5×5 - μm^2 AFM images, Fig. 10, indicate a roughness (rms) of 2.13 nm for the undoped AlSb, 2.85 nm for AlSb:Si and 3.97 nm for AlSb:Cu, where doping content was kept the same 4%. An average grain size of AlSb:Si was about 156.79 ± 50.29 nm and AlSb:Cu with a bigger grain size was 176.92 ± 46.28 nm. Deviations were bigger than that of the undoped AlSb. Cu doping was found to increase grain size of the AlSb:Cu. This agrees with the results of Raman shifts indicating deteriorated crystal quality.

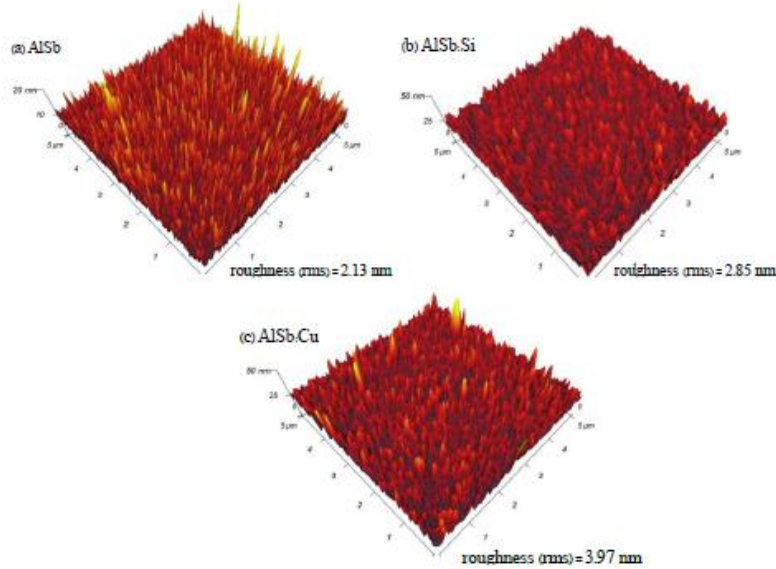


Fig 10 AFM measurements showing the 5×5 - μm^2 surface morphology of AlSb, AlSb:Si and AlSb:Cu

Fig. 11 shows 5×5 - μm^2 scans of AlSb:Si samples with increasing Si contents. A slightly improved trend of decreasing (rms) roughness from 4.27 nm to 2.85 nm with a small fluctuation at Si content of 3% by the lowest roughness of 2.73 nm is shown in Fig.12. The average height of crystals with Si doping changes in the same trend as their roughness. Moreover, the 10×10 - μm^2 surface morphologies of the AlSb:Si samples show that the surface roughness was continuously decreased with smoother surfaces with increasing Si contents. When considering the smallest radius size of Si dopant among these elements as the cause of smoother surface morphology of the AlSb films, Si atoms are easily soluble in AlSb structure by probably substituting in some lattice sites of Sb atoms or evenly being interstitials with a lower impact on their mismatched sizes between Al and Si atoms. Having nearly the same size and also more similar properties to the Sb atoms leads to more compatibility of Si than Cu in the AlSb crystals. As a result, AlSb:Si crystals have smoother surface with increasing Si content.

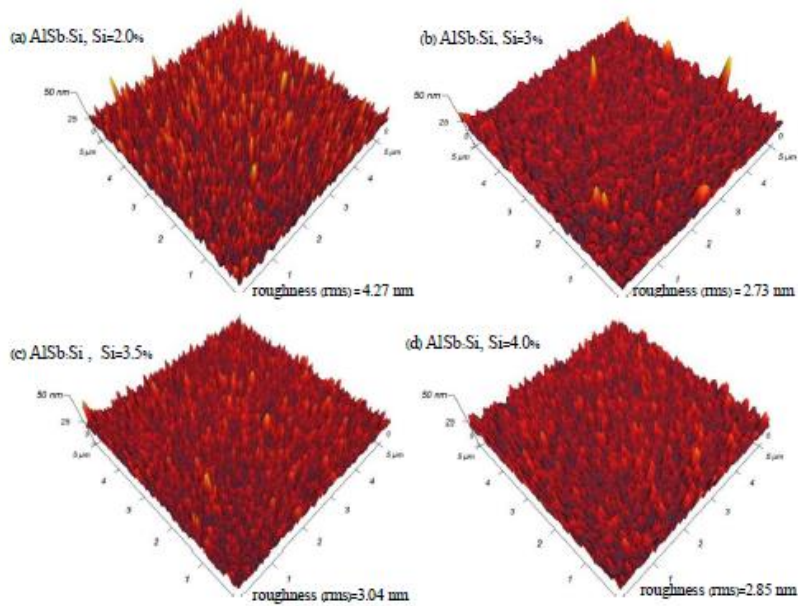


Fig 11 the $5 \times 5\text{-}\mu\text{m}^2$ AFM surface morphologies of AlSb-Si with a variation of Si contents

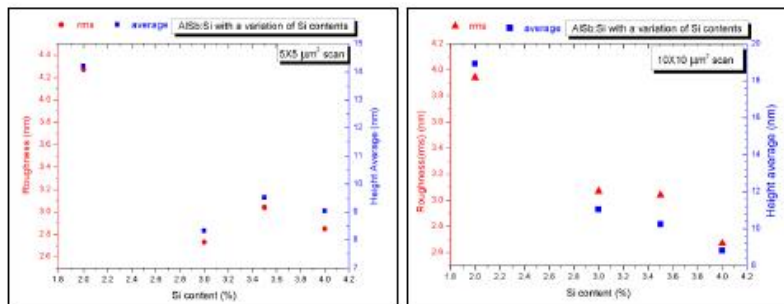


Fig 12 The relationship of Si contents (%) and surface roughness (rms) of AlSb-Si of $5 \times 5\text{-}\mu\text{m}^2$ surface morphology (a) and $10 \times 10\text{-}\mu\text{m}^2$ surface morphology (b)

Fig 13 shows that the $5 \times 5\text{-}\mu\text{m}^2$ surface morphologies of AlSb-Cu were deteriorated as a trend of higher (rms) roughness from 3.81 nm to 4.47 nm with some small fluctuations. Meanwhile, the average height of crystals changes in the same trend as their roughness. From the $10 \times 10\text{-}\mu\text{m}^2$ surface morphologies of the AlSb-Cu samples with increasing Cu contents, the surface roughness was continuously increased with rougher surfaces from 3.72 nm to 5.70 nm excluding the sample of Cu content of 0.8% with the roughness of 5.3 nm as revealed in Fig 14.

Origin of rougher surface morphology of AlSb:Cu films is likely to be from Cu-atoms having the biggest radius size among these elements. Substituting or evenly being interstitials with a bigger difference in their sizes, causes a higher mismatched crystal growth or lower compatibility in crystals. This results in rougher surfaces with Cu doping by increasing the Cu content.

These all results suggest that for the best surface roughness, the optimization of Si doping content ratio of 4% and the optimization of Cu doping by the content of 1%. This is in agreement with the results of crystal characterization by XRD and Raman-shift measurements.

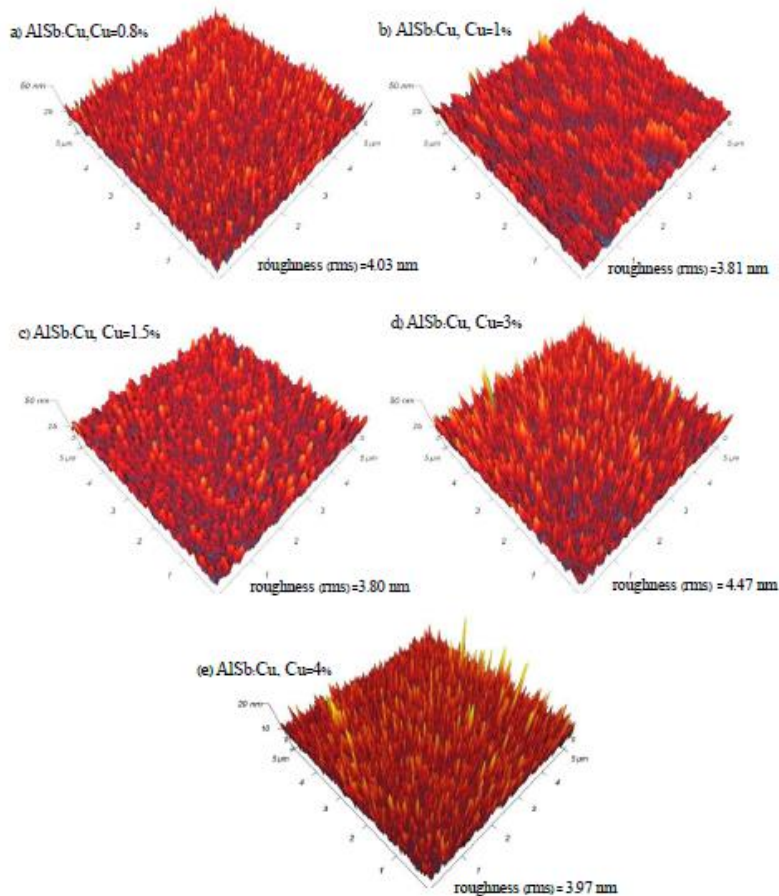


Fig 13 the $5 \times 5 \text{-}\mu\text{m}^2$ surface morphology of AlSb:Cu with a variation of Si contents by AFM measurements

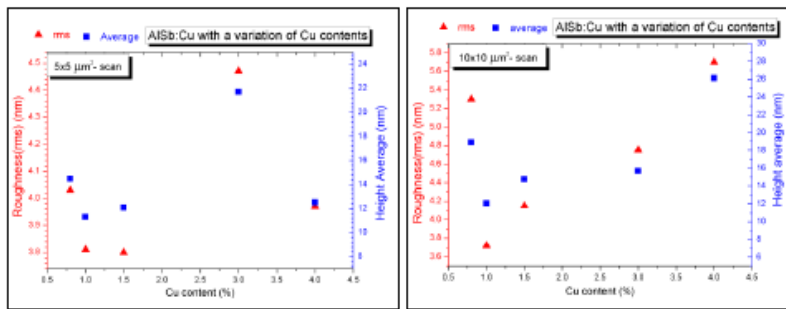


Fig 14 The relationship of Cu contents (%) and surface roughness (rms) of AlSb:Cu of $5 \times 5\text{-}\mu\text{m}^2$ surface morphology (a) and $10 \times 10\text{-}\mu\text{m}^2$ surface morphology (b)

Electrical properties by I-V measurements and Hall-Effect measurements

To evaluate carrier concentrations in the doped AlSb films, I-V characteristics and Hall-Effect measurements were used. As a comparison with the undoped AlSb films, both cases with the same doping content of 4% have better electrical properties with lower resistance as 13.72 k Ω , 1.122 k Ω and 1.234 k Ω for the undoped AlSb, AlSb:Si and AlSb:Cu, respectively, as shown in Fig 15.

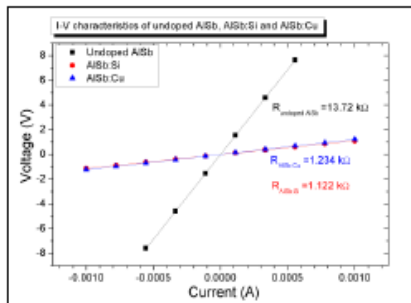


Fig 15 I-V characteristics of undoped AlSb, AlSb:Si and AlSb:Cu

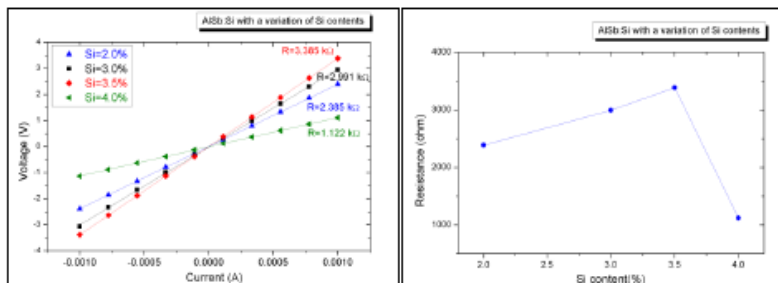


Fig 16 I-V characteristics of AlSb:Si with a variation of Si contents

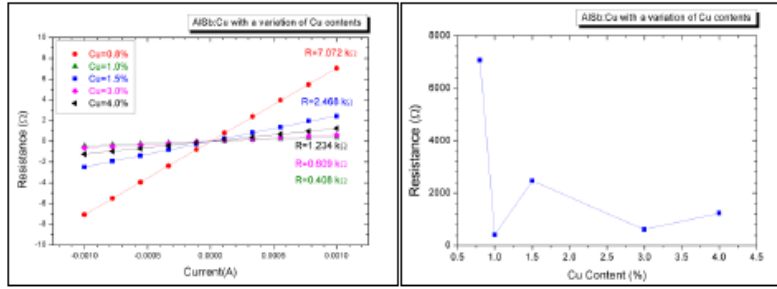


Fig.17 I-V characteristics of AlSb-Cu with a variation of Cu contents

To investigate the optimized doping content in doped AlSb layers by increasing Si contents, the resistance of AlSb:Si by I-V characteristics was slightly increased from 2.385 kΩ to 3.385 kΩ indicating a lower conductivity of the AlSb:Si films. However, the resistance was decreased to the minimum at 1.122 kΩ of the Si content of 4% as shown in Fig.16. According to AFM measurements, this AlSb:Si sample with Si of 4% has the smoothest surface implying to the best crystal quality among them and fewer defects to scatter or trap the electrical carriers in layers. With increasing Cu contents, the resistance of the AlSb-Cu films was steeply decreased from 7.072 kΩ to 0.609 kΩ indicating higher electrical conductance of the AlSb-Cu films with a small fluctuation and the lowest resistance of 0.408 kΩ of Cu content of 1% as represented in Fig.17. Analogously, this AlSb-Cu sample with Cu of 1% has the smoothest surface implying to the best crystal quality among them and fewer defects. In brief, I-V characteristics show the optimized conditions for the best quality and high conductivity in doped AlSb films with the contents of Si and Cu doping of 4% and 1%, respectively.

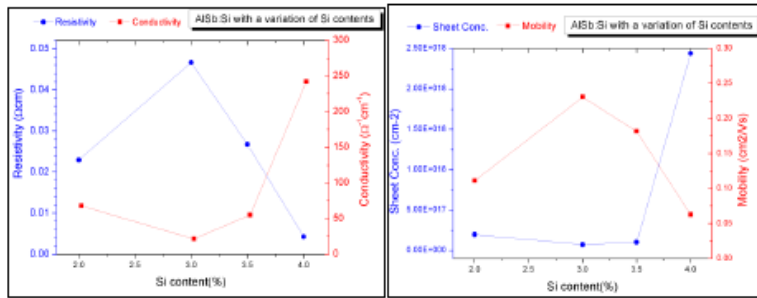


Fig 18 The relationship of Si contents (%) and the resistivity, sheet concentration and mobility of AlSb:Si by Hall-Effect measurements

Furthermore, Hall-Effect measurements were performed to verify the carrier types of AlSb:Si and AlSb-Cu films. The experimental results show that p-type AlSb by Si doping and n-type AlSb by Cu doping were obtained. The electrical property of undoped AlSb was measured as p-type conductivity by a sheet carrier concentration of $1.266 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, resistivity of $0.19984 \text{ } \Omega\text{cm}$, conductivity of $5.0044 \text{ } \Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$ and mobility of $2.7339 \text{ cm}^2/\text{Vs}$. In Fig 18(a), the resistivity of AlSb:Si with Si content of 2% was $22.93 \text{ m}\Omega\text{cm}$ with a trend of decreasing from 46.61 to $4.23 \text{ m}\Omega\text{cm}$ with increasing Si contents. The conductivity of AlSb:Si films was in a trend of increasing from 67.8 to $242.12 \text{ } \Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$. As shown in Fig 18(b), the sheet carrier concentration of AlSb:Si with Si of 2% was $1.967 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ with a trend of increasing from $7.1622 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ to $2.4381 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ with increasing Si contents. However, the

mobility was in a trend of decreasing from 0.23049 to 0.0627 cm^2/Vs excluding the case of Si of 2% as 0.11114 cm^2/Vs .

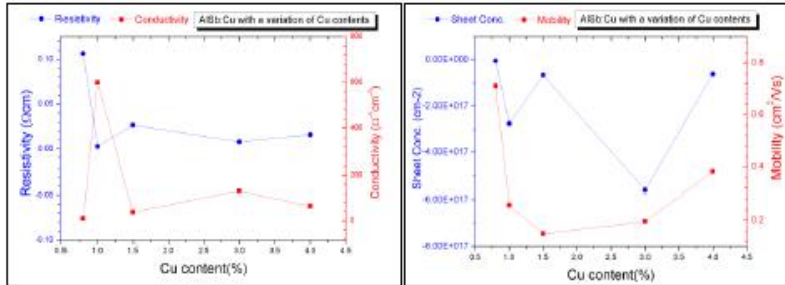


Fig 19 The relationship of Cu contents (%) and the resistivity, sheet concentration and mobility of AlSb-Cu by Hall-Effect measurements

With increasing Cu contents, the resistivity of AlSb-Cu was decreased from 106.23 to 15.72 $\text{m}\Omega\text{cm}$ relating to a higher conductivity of AlSb-Cu films from 9.4060 to 63.6175 $\Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$, with a fluctuation of Cu content of 1% by the lowest resistivity of 2.55 $\text{m}\Omega\text{cm}$ and the highest conductivity of 600.325 $\Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$ as shown in Fig 19(a). In Fig 19(b), the sheet carrier concentration of AlSb-Cu films was in a trend of increasing from -4.2135×10^{15} to $-5.6229 \times 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ with some fluctuations at the contents of 1.5% and 4% by a bit lower sheet concentrations. However, the mobility was steeply decreased from 0.7105 to 0.14849 cm^2/Vs of the lowest at Cu content of 1.5% and then increased to 0.38122 cm^2/Vs with increasing Cu contents. In brief, Hall-Effect measurements of doped AlSb samples with different dopant concentrations show the results corresponding to that of I-V measurements as the optimized conditions for the best quality and best electrical properties with the contents of Si and Cu doping of 4% and 1%, respectively. These all results confirm that the p-type and n-type AlSb films were successfully achieved by Si doping and Cu doping with the optimized content ratios of AlSb:Si and AlSb:Cu as 91.5:4 and 94.5:1, respectively.

AlSb-based PIN diode on Si substrate

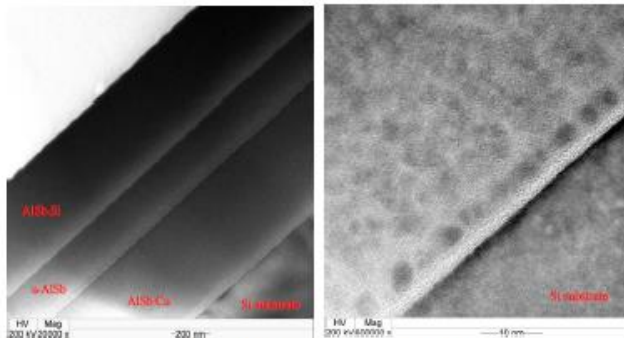


Fig.20 (a) a cross-sectional STEM image of AlSb:Si/n-AlSb:AlSb:Cu on Si substrate and (b) HREM image at the AlSb:Cu/Si interface.

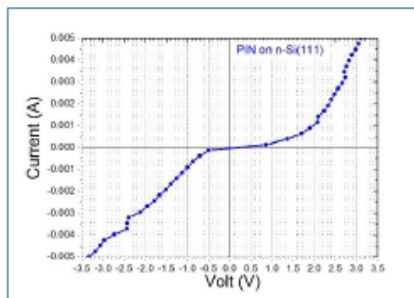


Fig.21 I-V characteristics of PIN structure on Si substrate showing I-V curve of diode responses.

As some investigations to develop AlSb-based optoelectronic devices, PIN diode structure was designed to grow on Si substrates. With the optimized contents of Cu doping and Si doping to achieve p-type and n-type layers of PIN structure, the AlSb-based PIN diode structure on Si substrate was successfully obtained. Cross-sectional STEM measurements as shown in Fig.20(a) show smooth interfaces between the AlSb layers and also with Si substrate. Total thickness of approximately 1.6 μm containing about 600-nm n-type layer, 300-nm undoped layer and the top layer of 500-nm p-type layer was obtained. Fig. 20 (b) shows nano-sized grains observed in the AlSb layers. Furthermore, I-V measurements of this AlSb-based PIN diode structure with 5-nm Au contact on the top layer were performed as shown in Fig.21. The I-V curve shows diode characteristics under both forward and reverse biases. The responses were still not smooth and sharp changing with the turn-on voltage of about 1.5 V in case of forward bias and -1.0 V for reverse bias. This means that AlSb-based diode structures grown under the optimized growth conditions by low economic sputtering technique were obtained and can be promising materials for future development of the AlSb-based optoelectronic devices, especially for a radiation detection application.

Conclusion

With optimized growth conditions of RF-magnetron sputtering system, AlSb thin films were successfully deposited having a lattice constant of 6.1305 \AA and an average crystal size of 50.85 nm. The undoped AlSb sample has p-type conductivity with a sheet carrier concentration of $1.266 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, resistivity of 0.19984 Ωcm , conductivity of $5.0044 \Omega^{-1}\text{cm}^{-1}$ and mobility of $2.7339 \text{ cm}^2/\text{Vs}$. With the optimized dopant content of Cu of 1% and Si content of 4%, the n-type and p-type AlSb films were obtained with the low resistivity of 2.55 and 4.23 m Ωcm , high sheet carrier concentrations of 2.7572×10^{17} and $2.4381 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$, and mobility of 0.25789 and $0.0627 \text{ cm}^2/\text{Vs}$, respectively. However, the crystal structure quality of doped AlSb films was slightly deteriorated by dopants and the $5 \times 5 \text{ }\mu\text{m}^2$ surface (rms) roughness of 2.85 nm of AlSb:Si, 3.81 nm of AlSb:Cu and 2.13 nm of undoped AlSb were obtained. These grown AlSb films have suitable optical properties to develop optoelectronics for IR light response or the energy bandgap of $\sim 1.5 \text{ eV}$. Under the optimized growth conditions, AlSb-based PIN diode structure on Si substrate was successfully deposited with good responses by showing the diode characteristics when applying forward or reverse biases. Nevertheless, these results indicate that the low-cost AlSb-based room-temperature diode devices by sputtering system are potential devices to be developed by future designs of PN-junction or PIN-junction diode structures.

Acknowledgements

This research has been financially supported by Ratchadapiseksompotch Fund, Chulalongkorn University and The Thailand Research Fund under contract No. TRG5880265.

References

- [1] O. Gustafsson, "Type-II interband quantum dot photodetectors", Doctoral Thesis, KTH Royal Institute of Technology, Sweden, 2013
- [2] A. Rogalski, "Infrared detectors: status and trends", *Progress in Quantum Electronics* 27, (2003), 59-210
- [3] B. R. Bennett, R. Magno, J. B. Boos, W. Kruppa, and M.G. Ancona, "Antimonide-based compound semiconductors for electronic devices: A review", *Solid-State Electronics* 49, 12, (2005), 1875-1895.
- [4] M. Razeghi, "Overview of Antimonide Based III-V Semiconductor Epitaxial Layers and Their Applications at the Center for Quantum Devices", *The European Physical Journal Applied Physics* 23, 3, (2003), 149-205.
- [5] A. H. Kroemer, "The 6.I.A family (InAs, GaSb, AlSb) and its Heterostructures: a Selective Review", *Physica E* 20, 3-4, (2004), 196-203.
- [6] R. M. Biefeld, "The Metal-Organic Chemical Vapor Deposition and Properties of III-V Antimony-Based Semiconductor Materials", *Materials Science and Engineering R* 36, 4, (2002), 105-142.
- [7] C. A. Wang, "Progress and Continuing Challenges in GaSb-Based III-V Alloys and Heterostructures Grown by Organometallic Vapor-Phase Epitaxy", *Journal of Crystal Growth* 272, 1-4, (2004), 664-681.
- [8] A. Rogalski, "Material Considerations for Third Generation Infrared Photon Detectors", *Infrared Physics & Technology* 50, 2-3, (2007), 240-252.
- [9] O. Neshor and P. C. Klipstein, "High-Performance IR Detectors at SCD Present and Future", *Opto-Electronics Review*, 14, 1, (2006), 61-70.
- [10] M. G. Mauk and V. M. Andreev, "GaSb-Related Materials for TPV Cells", *Semiconductor Science and Technology* 18, 5, (2003), S191-S201
- [11] R. Dhakal, Y. Huh, D. Galipeau and X. Yan, "AlSb Compound Semiconductor as Absorber Layer in Thin Film Solar Cells", www.intechopen.com
- [12] H. Morkoç, "Nitride Semiconductor Devices: Fundamentals and Applications", John Wiley & Sons, 2013
- [13] P. Saengkaew, "Epitaxial growth and properties of AlGaIn-based UV-LEDs on Si(111) substrates", Doctoral Dissertation, Otto-von-Guericke University Magdeburg, Germany, 2010
- [14] M. Yoshimura, E. Nakai, K. Tomioka, and T. Fukui, "Indium Phosphide Core-Shell Nanowire Array Solar Cells with Lattice-Mismatched Window Layer", *Applied Physics Express* Vol. 6, No. 5, (2013), 052301
- [15] X. Li, M. W. Wanlass, T. A. Gessert, K. A. Emery, and T. J. Coultts, "High efficiency indium tin oxide/indium phosphide solar cells", *Appl. Phys. Lett.* 54, (1989), 2674
- [16] C. Liu, Y. Li, and Y. Zeng, "Progress in Antimonide Based III-V Compound Semiconductors and Devices", *Engineering, Scientific Research*, 2010, 2, 617-624
- [17] N. Gautam, S. Myers, A. V. Barve et al., "Barrier engineered infrared photodetectors based on type-II InAs/GaSb strained layer superlattices", *IEEE Journal of Quantum Electronics* 49, 2, (2013), 211-217
- [18] V. Lordi, D. Aberg, P. Erhart, and K.J. Wu, "First principles calculation of point defects and mobility degradation in bulk AlSb for radiation detection application", Lawrence Livermore National Laboratory, USA, 2007
- [19] F. M. Mohammedy and M. J. Deen, "Growth and fabrication issues of GaSb-based detectors", *Journal of Materials Science: Materials in Electronics* 20, 11, (2009), 1039-1058.
- [20] E.I. Vaughan, N. Rahimi, G. Balakrishnan, and A.A. Hecht, "Thin-Film Gallium Antimonide for Room-Temperature Radiation Detection", *J. Electronic Materials*, Springer US, 2015-06-23, DOI: 10.1007/s11664-015-3869-3.
- [21] E.I. Vaughan, "Examining Thin Film AlSb for Room Temperature Gamma Detectors", M.Sc.'s Thesis, The University of New Mexico, New Mexico, 2013

- [22] A.Y. Polyakov, N.B. Smimov, AV. Govorkov, I.H. Lee, S.J. Pearton, N.G. Kolin, I.L. Gazizov, and VM Zalyetin, "*GaN as a detector of α -particles and neutrons*", Proc. of SPIE Vol. 7945 79451F-1, (2011), doi: 10.1117/12.869686
- [23] D.S. McGregor and H. Hermon, "*Room-temperature compound semiconductor radiation detectors*", Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A 395, (1997), 101-124
- [24] V.M. Andreev, S. V. Sorokina, N. Kh. Timoshina, V. P. Khvostikov, and M. Z. Shvarts, "*Solar Cells Based on Gallium Antimonide*", Semiconductors, 2009, Vol. 43, No. 5, pp. 668-671
- [25] S.M. Kang, J.H. Ha, S.H. Park, H.S. Kim, N.H. Lee, and Y.K. Kim, "*Radiation Response of a Semi-insulating GaAs Semiconductor Detector for Charged Particle at Variable Operating Temperature*", Progress in Nuclear Science and Technology 1,(2011), 282-284
- [26] Z. Huang, L.L. Wu, B. Li, X. Hao, J.X. He, L.H. Feng, W. Li, J.Q. Zhang, and Y.P. Cai, "*The electrical, optical properties of AlSb polycrystalline thin films deposited by magnetron co-sputtering without annealing*", Chin. Phys. B Vol. 19, No. 12 (2010) 127204
- [27] V.M. Cowan, C.P. Morath, S.M. Swift, S. Myers, N. Gautam, and S. Krishna, "*Gamma-ray Irradiation Effects on InAs/GaSb-based nBn IR Detector*", Proc. of SPIE Vol. 7945, (2011), 79451S-1
- [28] Y. Wei, A. Gin, M. Razeghi, and G. J. Brown, "*Advanced InAs/GaSb superlattice photovoltaic detectors for very long wavelength infrared applications*", Applied Physics Letters 80, 18, (2002), 3262-3264.
- [29] Brian R. Bennett, Theresa F. Chick, Mario G. Ancona, and J. Brad Boos "*Enhanced hole mobility and density in GaSb quantum wells*", Solid-State Electronics 79, (2013) 274-280.
- [30] A. Nedelcu, V. Gueriaux, A. Bazin et al., "*Enhanced quantum well infrared photodetector focal plane arrays for space applications*", Infrared Physics and Technology 52, 6, (2009), 412-418
- [31] J. C. Slater, "*Atomic Radii in Crystals*", Journal of Chemical Physics 41, 10(1964): 3199-3205
- [32] E. Clementi, D.L. Raimond, and W.P. Reinhardt, "*Atomic Screening Constants from SCF Functions. II. Atoms with 37 to 86 Electrons*", Journal of Chemical Physics 47, 4(1967): 1300-1307

My Author Tasks

[Start New Submission](#) [Click here](#) to view your submissions with a final decision

My Submissions with Journal (1)

| | |
|---|---|
| <p>Growth and Characterization of N-type and P-type Aluminium Antimonides on Si substrates for room-temperature optoelectronic devices</p> <p>Current status: Under Review (12/Mar/2018)</p> <p>View Editor/Reviewer comments</p> | <p>MSSP_2018_345 Editor-in-Chief: Steve Durbin</p> <p>Article Type: Research Paper Initial submission : 27/Feb/2018</p> |
|---|---|

8. บทความวิจัย เรื่อง “การพัฒนาอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์ชนิดวัสดุอลูมิเนียมแอนติโมนีไดต์” ได้ส่งนำเสนอผลงานและตีพิมพ์เผยแพร่ในวารสารประกอบ การประชุมวิชาการบัณฑิตศึกษาระดับชาติ ครั้งที่ 46 - การประชุมวิชาการ และการประกวดนวัตกรรมบัณฑิตศึกษาระดับชาติและนานาชาติ ระหว่างวันที่ 17-18 พฤษภาคม 2561 ณ ศูนย์ประชุมนานาชาติดิเอ็มเพรส โรงแรมดิเอ็มเพรส เชียงใหม่ ประเทศไทย



การประชุมวิชาการ และการประกวดนวัตกรรมบัณฑิตศึกษาระดับชาติและนานาชาติ
ระหว่างวันที่ 17-18 พฤษภาคม 2561
ณ ศูนย์ประชุมนานาชาติดิเอ็มเพรส โรงแรมดิเอ็มเพรส เชียงใหม่



การปลูกและการวิเคราะห์สมบัติเฉพาะของผลึกเรืองแสงซีเซียมไอโอไดต์
The Growth and Characterization of Cesium Iodide Scintillators

อิมนอน วาแดง¹, พรรณี แสงแก้ว¹, วิศิษฎ์พงษ์ ยอดศรี², ชัญชนา ธนชยานนท์² และ นพดล นันทวงศ์³
Imnon Wadeng^{1,*}, Phannee Saengkaew¹, Visittapong Yordsri², Chanchana Thanachayanont² and
Noppadon Nuntawong³

¹ ภาควิชาวิศวกรรมนิวเคลียร์ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย กรุงเทพมหานคร ประเทศไทย 10330

² ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC) สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ปทุมธานี ประเทศไทย 12120

³ ศูนย์เทคโนโลยีอิเล็กทรอนิกส์และคอมพิวเตอร์แห่งชาติ (NECTEC) สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ปทุมธานี ประเทศไทย 12120

1 Department of Nuclear Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand

2 National Metal and Materials Technology Center, National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand

3 National Electronic and Computer Technology Center, National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand

* Corresponding author: iranomon@gmail.com

Abstract

This project aims to investigate the growth process of CsI crystal by modified homemade Bridgman-Stockbarger technique. In order to control the growth rate at 1.23 mm/hr for CsI(Tl), the rate of temperature changing is controlled at 2.7 °C/hr and the temperature gradient at 2.43 °C/mm in the growth zone of oven and the growth rate at 1.44 mm/hr for CsI(Ca). The precursors to grow the CsI crystals are the CsI powder having a very high purity of 99.9% and Tl powder and CaI powder were precursors for each doping by a content of 0.03%. Under the optimized growth conditions, the growth of CsI crystals with Ca doping and Tl doping has investigated within the Argon atmosphere in the quartz tube. The grown crystals were characterized for the crystal structure and its quality by x-ray diffraction, the optical properties by photoluminescence measurements and UV-VIS spectrophotometer and eventually the efficiency of radiation detection were performed. By PL measurement with an excitation of 250 nm, the light emission from the CsI(Ca) crystals was obtained at the wavelength of ~425 nm and ~590 nm from the CsI(Tl) crystal by an excitation of 350 nm. Moreover, UV-Vis spectrophotometer was employed to analyze the absorbance and transparence of CsI(Tl) and CsI(Ca) crystals. For CsI(Ca) crystal, the starting point to be transparent crystal is at about 420 nm and 560 nm for CsI(Tl) crystal. This means to optical absorption energy gap of CsI(Ca) and 2.21 eV of CsI(Tl). By coupling with a photomultiplier tube (PMT), the CsI(Ca) crystal is exhibited a detection efficiency of 82% at 122 keV and 81% of CsI(Tl) crystal. In summary, to utilize the CsI(Ca) crystal for gamma spectrometry, it needs to optimize the growth conditions and the radiation detection system in the next investigation.



Keywords: Gamma Spectrometry, CsI(Tl) scintillator, CsI(Ca) scintillator, Bridgman–Stockbarger technique, crystal growth

บทคัดย่อ

โครงการนี้จึงทำการศึกษาริธีการปลูกผลึกซีเซียมไอโอไดต์โดยกระบวนการปลูกผลึกตามวิธีของบริดจ์แมน-สต็อกบาร์เกอร์ (Bridgman–Stockbarger) โดยมีการควบคุมการเปลี่ยนแปลงเกรเดียนท์อุณหภูมิของโซนปลูกผลึกของเตาเพื่อทำการควบคุมให้ได้อัตราการปลูกผลึกหรือตกผลึกที่อัตรา 1.23 มม./ชั่วโมง สำหรับผลึก CsI(Tl) และที่อัตรา 1.44 มม./ชั่วโมงของผลึก CsI(Ca) ศึกษาการปลูกผลึก CsI ที่ถูกเจือด้วยแคลเซียม (Ca) หรือ CsI(Ca) เมื่อนำผลึก CsI ไปตรวจสอบคุณภาพผลึกโดยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (XRD) และตรวจสอบคุณสมบัติทางแสงโดยเทคนิคโฟโตลูมิเนสเซนซ์ (Photoluminescence: PL) และเทคนิค UV-Vis Spectrometry สารตั้งต้นที่เลือกใช้ในการปลูก คือ ผง CsI ที่มีความบริสุทธิ์ 99.9% และสารเจือ คือ Tl และ Ca โดยมีสัดส่วนการผสม CsI ต่อสารเจือ คือ 99.97 : 0.03 โดยใช้ท่อปลูกผลึกชนิดแก้วควอตซ์ ควบคุมการปลูกผลึกภายใต้ความดันบรรยากาศของก๊าซอาร์กอน ผลึก CsI(Tl) และผลึก CsI(Ca) ที่ปลูกได้นั้นมีความใส เมื่อนำไปตรวจวัดคุณสมบัติทางแสง พบว่า ผลึก CsI(Ca) มีการเปล่งแสงที่มีความยาวคลื่นประมาณ 425 นาโนเมตร และสำหรับกรณีผลึก CsI(Tl) เปล่งแสงที่มีความยาวคลื่นประมาณ 590 นาโนเมตร และ เมื่อนำไปวัดการส่องผ่านแสงของผลึกด้วยเทคนิค UV-Vis Spectrometry พบว่า ผลึก CsI(Ca) มีจุดเริ่มต้นการโปร่งแสงที่มีความยาวคลื่น 430 nm และเกิดสภาวะโปร่งแสงเต็มที่ที่มีความยาวคลื่น 240 nm ความสัมพันธ์ถึงค่า $E_g = 2.95$ eV และเมื่อเทียบกับผลึก CsI(Tl) มีจุดเริ่มต้นการโปร่งแสงที่มีความยาวคลื่น 560 nm และเกิดสภาวะโปร่งแสงเต็มที่ที่มีความยาวคลื่น 320 nm โดยสัมพันธ์ถึงค่า $E_g = 2.21$ eV และเมื่อนำมาทดสอบการตรวจวัดสเปกตรัมของรังสีแกมมาระดับพลังงาน 122 keV พบว่า ผลึก CsI(Ca) มีประสิทธิภาพการวัดรังสี 82% และผลึก CsI(Tl) มีประสิทธิภาพการวัดรังสี 81% โดยผลึกซีเซียมไอโอไดต์(แคลเซียม) นั้นยังคงต้องพัฒนาปรับปรุงคุณภาพและวิธีการใช้งานในการตรวจวัดรังสีตามย่านความยาวคลื่นที่เหมาะสมต่อไปในอนาคต

คำสำคัญ: การตรวจวัดสเปกตรัมรังสีแกมมา, ผลึกเรืองแสงซีเซียมไอโอไดต์(เทลเลียม), ผลึกเรืองแสงซีเซียมไอโอไดต์(แคลเซียม), เทคนิคการปลูกผลึกแบบบริดจ์แมน-สต็อกบาร์เกอร์, การปลูกผลึก

บทนำ

โดยปกติแล้วรังสีที่อยู่ในสิ่งแวดล้อมเกิดขึ้นเองตามธรรมชาติ และเกิดจากกิจกรรมของมนุษย์ เนื่องจากในปัจจุบันมีการใช้ประโยชน์จากพลังงานนิวเคลียร์ในหลายๆด้าน ไม่ว่าจะเป็นด้านการแพทย์ การเกษตร วิศวกรรม การทหาร อุตสาหกรรม และผลิตรถยนต์ไฟฟ้า และยังรวมไปถึงการทดลองอาวุธนิวเคลียร์ ซึ่งถ้ามีการรั่วไหลของกัมมันตภาพรังสีจะส่งผลให้เป็นอันตรายต่อมนุษย์ และระบบนิเวศ โดยหลักสากลแล้วประเทศที่มีการใช้พลังงานนิวเคลียร์จะมีการตรวจวัดรังสีในบริเวณที่ใช้และใกล้เคียงอย่างต่อเนื่อง เนื่องจากอุบัติเหตุทางรังสีสามารถที่จะฟุ้งกระจายตามกระแสลมที่พัดออกสู่บริเวณใกล้เคียงตามสภาพอากาศได้(ดวงจันทร์, จันทร์เรือง, 2552)

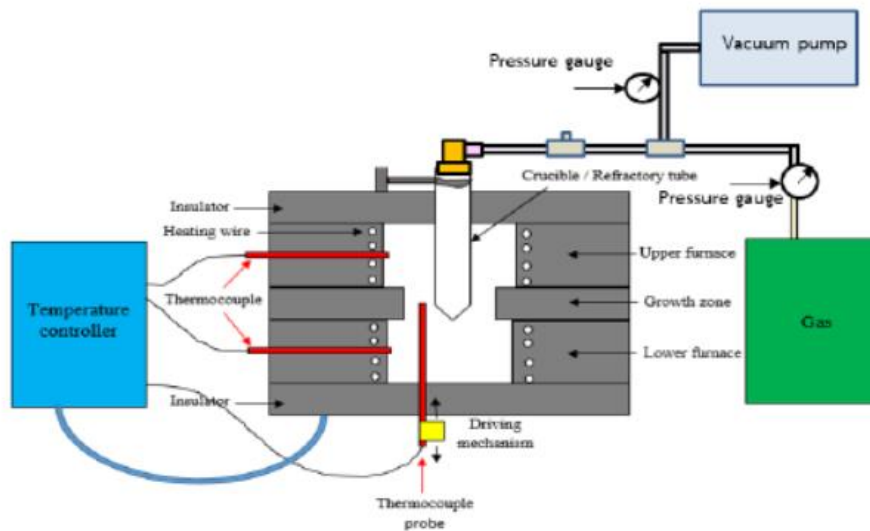
หัววัดรังสีชนิดซินทิลเลชัน (Scintillation detector) เป็นหัววัดรังสีชนิดหนึ่งที่น่ามาใช้ในการกระบวนการตรวจวัดรังสีในด้านต่างๆ ได้แก่ งานที่เกี่ยวกับการสร้างภาพถ่ายรังสีในอุตสาหกรรมและการแพทย์ งานตรวจวัดรังสีภาคสนาม งานวิเคราะห์คุณสมบัติวัสดุด้วยเทคนิคทางนิวเคลียร์ และระบบควบคุมคุณภาพผลิตภัณฑ์ทางอุตสาหกรรมด้วยเทคนิคนิวเคลียร์ เป็นต้น หัววัดรังสีประเภทนี้ประกอบด้วยส่วนประกอบสำคัญ 2 ส่วน คือ ผลึกวัดรังสีและอุปกรณ์ไวแสงชนิดหลอดทิวหลอดเรือง (PMT) โดยผลึกวัดรังสีจะต้องเลือกใช้ให้เหมาะสมกับคุณสมบัติของรังสี(มาดิช, จิตรภักดี, 2546) ซึ่งในปัจจุบันหลายงานวิจัย



ได้มีการปลูกผลึกจากสารที่หลากหลาย และมีการซื้อขายสารต่างๆลงไปเพื่อทำให้ผลึกที่ปลูกขึ้นมา มีคุณสมบัติของสายการวัดรังสีได้ เช่น CsCaI3:Eu, CsCaCl3:Eu, CsI:Tl, LaCl3:Ce, Ba2CsI5:Tl (Mariya Zhuravleva, Bonnie Blalock, Kan Yang, Merry Kaschan, CharlesL, 2012; มานิตย์ จิตรภักดี, 2552) เพื่อให้ได้งานวิจัยในการปลูกผลึกที่มีสารใหม่เกิดขึ้น จึงมีความสนใจที่จะปลูกผลึกขึ้นมาใหม่จากกระบวนการปลูกผลึกอย่างง่ายในท้องปฏิบัติการ โดยจะเป็นผลึก CsI(Tl) และ CsI(Ca) ซึ่งจะใช้ผลึก CsI(Tl) ที่มี CsI ชนิดผดงความบริสุทธิ์ 99.9% และ Tl ชนิดผดงความบริสุทธิ์ 99.999% เป็นผลึกอ้างอิง โดยมีผลึกเปรียบเทียบ คือ CsI(Ca)

อุปกรณ์และวิธีการ / วิธีดำเนินการวิจัย

สารที่ใช้ในการปลูก : ผลึกที่ทำการปลูกครั้งนี้เป็นผลึก CsI(Tl), CsI(Ca) โดยสารที่ต้องเตรียมมี CsI, Tl, CaI ซึ่งมีจุดเดือด (Boiling point) กับจุดหลอมเหลว (Melting point) ดังนี้ สาร CsI : จุดหลอมเหลว = 626°C ,จุดเดือด = 1280°C ,สาร Tl : จุดหลอมเหลว = 442°C ,จุดเดือด = 823°C และสาร CaI : จุดหลอมเหลว = 784 °C ,จุดเดือด = 1,100 °C



ภาพที่ 1 แสดงเตาปลูกผลึกที่พัฒนามาจากเตาแบบบริดจ์แมน-สต็อกบาร์เกอร์ โดยใช้วิธีการควบคุมเกรเดียนต์ของอุณหภูมิ

กระบวนการปลูกผลึก : ในกระบวนการปลูกผลึกโดยวิธีการปลูกผลึกแบบบริดจ์แมน-สต็อกบาร์เกอร์ แบบวิธีการควบคุมเกรเดียนต์ของอุณหภูมิมีส่วนประกอบที่สำคัญดังรูปที่ 1 มีดังนี้

- 1) ชุดเตาหลอม : ระบบเตาหลอม 2 โซน คือ โซนอุณหภูมิร้อน (High Temp) และโซนอุณหภูมิต่ำ (Low Temp) ขึ้นด้วยฉนวนกันความร้อน ซึ่งควบคุมอุณหภูมิสูง และอุณหภูมิต่ำให้มีอิสระต่อกันด้วยระบบควบคุมอุณหภูมิ
- 2) เทอโมคัปเปิล : ใช้วัดอุณหภูมิของระบบเตาหลอม ซึ่งถูกจัดตำแหน่งไว้สามตำแหน่ง คือ วัดตำแหน่ง High temp, Middle temp และ Low temp



3) ระบบบันทึกข้อมูล : ใช้บันทึกข้อมูลที่วัดค่าได้จากเทอร์โมคัปเปิลในรูปแบบไมโครคอมพิวเตอร์

4) ภาชนะปลูกผลึก (Crucible) : มีลักษณะเป็นแท่งทรงกระบอกยาว 42 cm แบบปลายแหลมหนึ่งด้าน และอีกด้านเป็นปลายเปิดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1 cm สำหรับใส่สาร และต่อกับท่อสูญญากาศพร้อมความดันก๊าซอาร์กอน

5) ระบบปั๊มสุญญากาศและระบบควบคุมความดันก๊าซอาร์กอน : ใช้สำหรับปั๊มอากาศภายในระบบ และปั๊มก๊าซอาร์กอนเข้าไปในระบบ เพื่อให้ในระบบมีความดันของก๊าซอาร์กอน

การปลูกผลึกเริ่มต้นด้วยการหาเส้นโปรไฟล์อุณหภูมิ (Temperature Profiles) ที่แสดงความสัมพันธ์ระหว่างตำแหน่งกายภาพของเตาและระดับอุณหภูมิแต่ละตำแหน่ง ซึ่งเป็นปัจจัยเงื่อนไขที่สำคัญในการควบคุมการปลูกผลึก ดังนั้นเพื่อหาตำแหน่งการวางหลอดภาชนะปลูกผลึกและระดับของอุณหภูมิที่เหมาะสมในการปลูกของสารประกอบแต่ละชนิดโดยการกำหนดค่าจะต้องสูงกว่าจุดหลอมเหลว และต่ำกว่าจุดเดือดของสารที่จะทำการปลูก สำหรับผลึก CsI(Tl) ที่ต้องการปลูกในครั้งนี้ กำหนดให้แหล่งจ่ายความร้อนแก่ระบบเตาที่โซน High Temp ที่ 780°C และโซน Low Temp ที่ 450°C เพื่อควบคุมให้อุณหภูมิการปลูกที่บริเวณโซนตรงกลาง (Middle temp) เริ่มต้นที่ 660°C และกำหนดเงื่อนไขให้มีอัตราการปลูกคือ 1.12 มม./ชั่วโมง และสำหรับการปลูกผลึก CsI(Ce) กำหนดให้แหล่งจ่ายความร้อนแก่ระบบที่โซน High Temp ที่ 900°C และที่โซน Low Temp ที่ 540°C เพื่อควบคุมให้อุณหภูมิการปลูกที่บริเวณโซนตรงกลางเริ่มต้นที่อุณหภูมิ 790°C ซึ่งมีอัตราการปลูก 1.44 มม./ชั่วโมง โดยการปลูกผลึกหรือตกผลึกสารประกอบนั้น เริ่มต้นจากการให้ความร้อนที่ระดับอุณหภูมิการปลูก โดยขั้นตอนนี้จะทำให้เกิดการหลอมละลายของสารประกอบนั้นที่สภาวะอุณหภูมิที่พร้อมสำหรับการปลูกคงที่ไว้นานกว่า 11-12 ชั่วโมง เพื่อให้เกิดการหลอมละลายของสารตั้งต้นได้อย่างสมบูรณ์ หลังจากนั้นจึงทำการลดอุณหภูมิของเตาหลอมลงอย่างช้าๆ ด้วยอัตราการลดอุณหภูมิประมาณ 0.05°C ต่อนาที ซึ่งขั้นตอนนี้เป็นกรเข้าสู่กระบวนการตกผลึกของสารประกอบ ซึ่งอาจจะใช้เวลานานมาก บางครั้งอาจจะใช้เวลาประมาณ 2 สัปดาห์ หรือจนถึงประมาณ 1 เดือน สำหรับกระบวนการตกผลึกอย่างช้าๆ เมื่อมีการตกผลึกอย่างสมบูรณ์แล้ว จึงนำผลึกที่ปลูกได้นี้ไปทำการวิเคราะห์คุณภาพและคุณสมบัติเบื้องต้นเพียงพอสำหรับการนำไปใช้งานด้านต่างๆ ต่อไป โดยทำการวิเคราะห์โครงสร้างผลึกและคุณภาพของผลึกด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (XRD) และทำการวิเคราะห์สมบัติเชิงแสงของผลึกได้โดยการวิเคราะห์ความวาวแสงหรือการเรืองแสงของผลึกด้วยเทคนิคโฟโตลูมิเนสเซนซ์ และโดยการวิเคราะห์ส่องผ่านแสงภายในผลึกโดยใช้เครื่อง UV-VIS spectrophotometer สุดท้ายทำการทดสอบคุณภาพในการวิเคราะห์พลังงานของรังสีแกมมา คือ ค่าประสิทธิภาพการวัดรังสีและการจำแนกระดับพลังงานของผลึกทั้งสอง โดยนำผลึกทั้งสองมาประกอบเข้ากับอุปกรณ์ไวแสง คือ หลอดไวแสงชนิดทวีปริมานฮิลเล็คตรอน (PMT) และต่อเข้ากับระบบวิเคราะห์สเปกตรัมพลังงานของรังสีต่อไป ซึ่งเวลาในการวิเคราะห์พลังงานของรังสีแกมมาคือ 600 วินาที

ผลการวิจัย

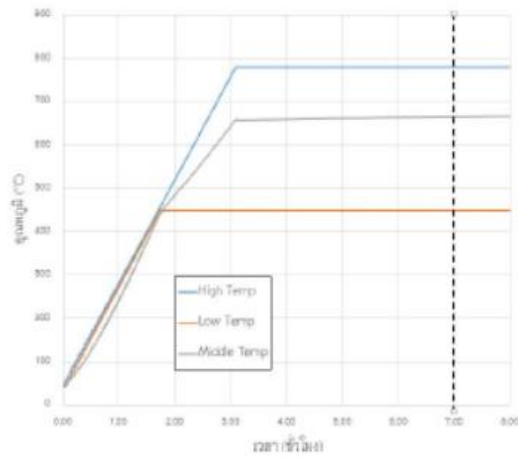
ผลการวิจัยในโครงการนี้ ได้แบ่งออกเป็น 6 หัวข้อ ดังต่อไปนี้

1. ผลการทดสอบคุณลักษณะของเตาปลูกผลึก

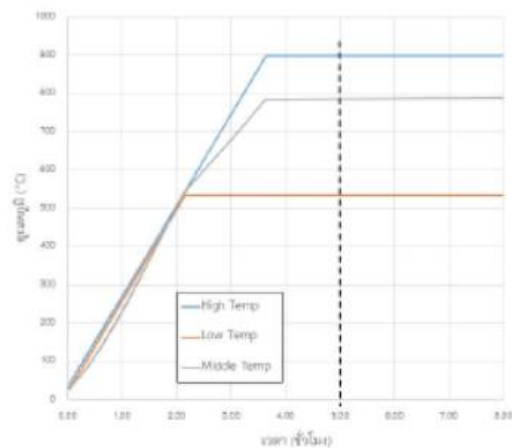
ผลการทดสอบคุณลักษณะของเตาปลูกผลึกแบ่งออกเป็น 2 ส่วน ดังนี้

1.1. ผลการทดสอบการตอบสนองการเพิ่มอุณหภูมิก่อนเข้าสู่สภาวะเสถียร

สำหรับเตาที่จะใช้ปลูกผลึก CsI(Tl) มีอัตราการเพิ่มของอุณหภูมิที่เข้าสู่สภาวะเสถียรเร็วที่สุดในเวลา 7 ชั่วโมง และ 5 ชั่วโมง สำหรับผลึก CsI(Ce) ดังแสดงในรูปที่ 2 และ 3



ภาพที่ 2 แสดงเส้นกราฟผลตอบสนองของการเข้าสู่ภาวะเสถียรของอุณหภูมิแคปซูลผลึก CsI(Tl)



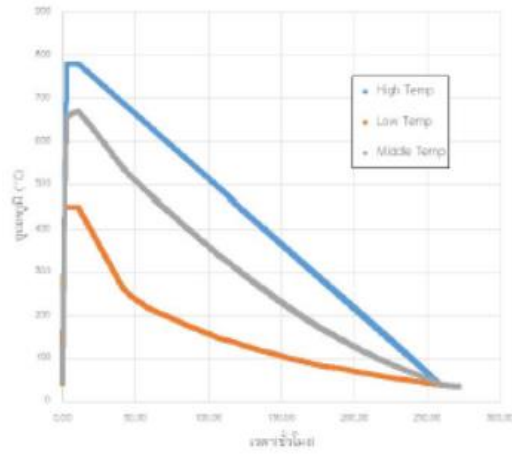
ภาพที่ 3 แสดงเส้นกราฟผลตอบสนองของการเข้าสู่ภาวะเสถียรของอุณหภูมิแคปซูลผลึก CsI(Ca)

1.2. ผลการวัดเกรเดียนท์ของอุณหภูมิ (Temperature gradient)

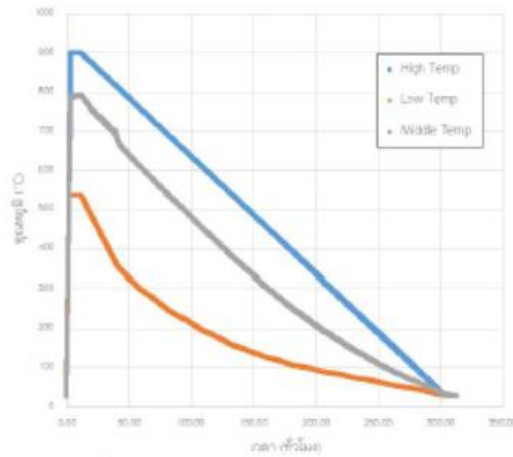
เกรเดียนท์ของอุณหภูมิเกิดจากการตั้งค่าความแตกต่างของอุณหภูมิตำแหน่งอุณหภูมิสูง (High temp) และตำแหน่งอุณหภูมิต่ำ (Low temp) จากการกำหนดอุณหภูมิสำหรับปลุกผลึก CsI(Tl), CsI(Ca) ทำให้ได้เกรเดียนท์ของอุณหภูมิ คือ 2.43



$^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ และ $2.08^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ ตามลำดับ และเมื่อหาควบคุมการคืบคดด้วยอัตรา $0.05^{\circ}\text{C}/\text{min}$ โดยคำนวณหาจากโปรไฟล์ของอุณหภูมิ (Temperature profile) ให้ พบว่าอัตราการเกิดผลึกของ CsI(Tl) คือ 1.23 มม./ชั่วโมง และ CsI(Ce) คือ 1.44 มม./ชั่วโมง ดังแสดงในรูปที่ 4 และ 5



ภาพที่ 4 แสดงโปรไฟล์ของอุณหภูมิของเคาที่จะใช้ปลูกผลึกCsI(Tl) โดยมีอัตราการเกิดผลึกด้วยอัตรา 1.23 มม./ชั่วโมง

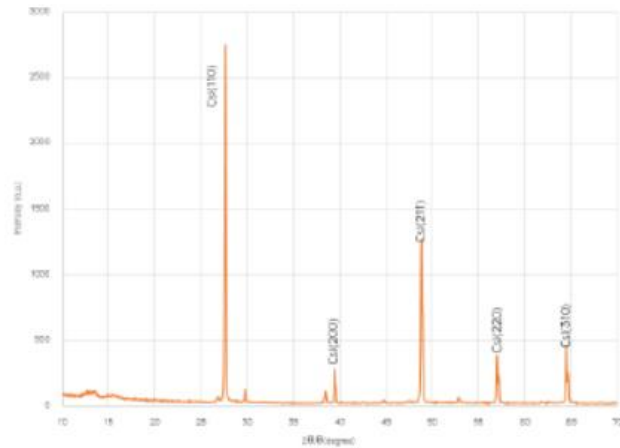


ภาพที่ 5 แสดงโปรไฟล์ของอุณหภูมิของเคาที่จะใช้ปลูกผลึกCsI(Ce) โดยมีอัตราการเกิดผลึกด้วยอัตรา 1.44 มม./ชั่วโมง

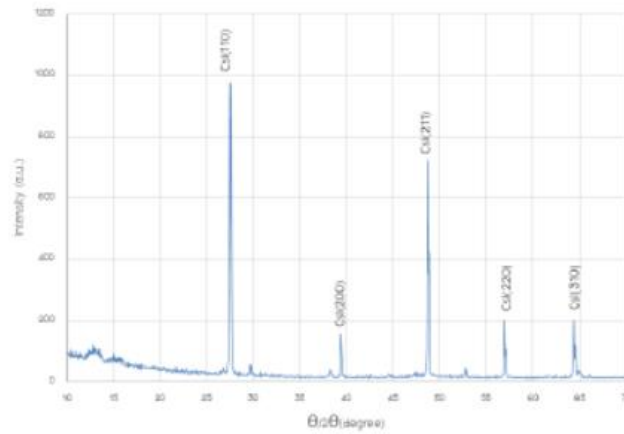


3.ผลการวิเคราะห์โครงสร้างผลึก

จากการนำผลึก CsI(Tl) และผลึก CsI(Ca) ไปวิเคราะห์โครงสร้างผลึกด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (XRD) ผลการวิเคราะห์พบว่าทั้งสองผลึกมีโครงสร้างผลึกแบบพหุฐานหรือมีโครงสร้างปนกันหลายแบบของผลึกชนิดเดียวกันของโครงสร้างการจัดเรียงอะตอมแบบคิวบิกและโครงสร้างที่โดดเด่นชัดเจน คือ โครงสร้างผลึกระนาบ (110) ดังแสดงในรูปที่ 6 และ 7



ภาพที่ 6 แสดงความเป็นผลึกระนาบ (110) ของผลึก CsI(Tl)

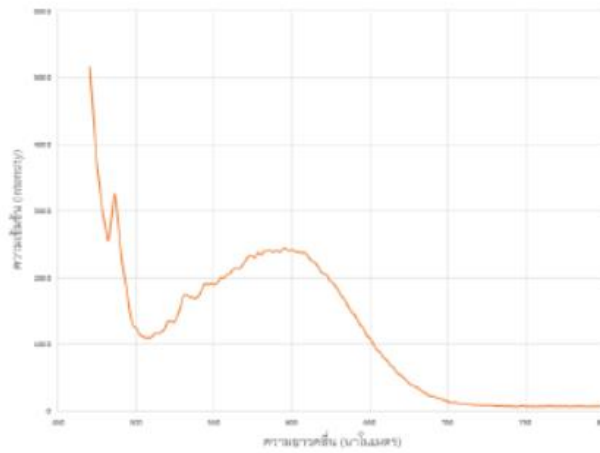


ภาพที่ 7 แสดงความเป็นผลึกระนาบ (110) ของผลึก CsI(Ca)

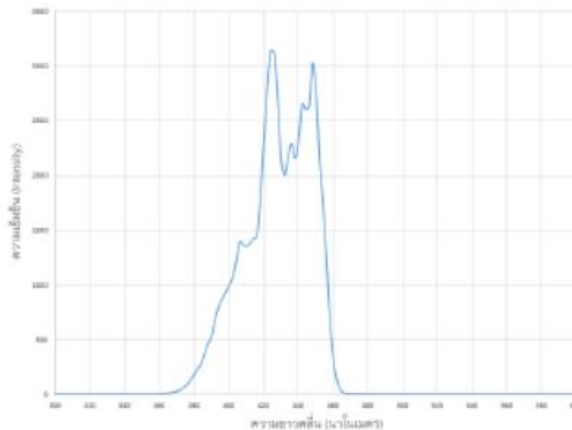


4. ผลการวิเคราะห์ความเรืองแสงของผลึก

การวิเคราะห์สมบัติแสงของผลึกเชิงประจักษ์ภาพการเรืองแสงเมื่อได้รับพลังงานกระตุ้น โดยเทคนิคโฟโตลูมิเนสเซนซ์ ซึ่งทำการทดลองโดยการส่องแสงกระตุ้นที่ความยาวคลื่น 450 nm ผ่านแผ่นฟิล์มกรองความยาวคลื่น 500 nm ก่อนตกกระทบมายังก้อนผลึก จากนั้นเมื่อผลึกได้รับการกระตุ้นระดับพลังงานและเมื่อกลับสู่ภาวะพื้นก็จะมีการเปล่งแสงออกมาซึ่งเป็นคุณสมบัติเฉพาะของแต่ละสารประกอบ ซึ่งได้ผลการวิเคราะห์ผลึกการเปล่งแสงหรือการเรืองแสงของผลึก พบว่าผลึก CsI(Tl) มีการเปล่งแสงที่ความยาวคลื่นประมาณ 590 nm และสำหรับกรณีผลึก CsI(Ce) โดยการส่องแสงกระตุ้นที่มีความยาวคลื่น 200 nm และให้มีการผ่านแผ่นฟิล์มกรองความยาวคลื่น 450 nm ผลึกมีการเปล่งแสงที่ความยาวคลื่นประมาณ 425 นาโนเมตร โดยมีลักษณะพีคแสดงให้เห็นได้ว่า มีการเปล่งแสงออกมาหลายความยาวคลื่น ซึ่งอาจมาจากการเปล่งแสงด้วยการแตกตัวของระดับพลังงานที่แตกต่างกัน และผลึกการเรืองแสงของผลึกทั้งสองโดยเทคนิคโฟโตลูมิเนสเซนซ์ ดังแสดงในรูปที่ 8 และ 9



ภาพที่ 8 แสดงความเรืองแสงของผลึก CsI(Tl)

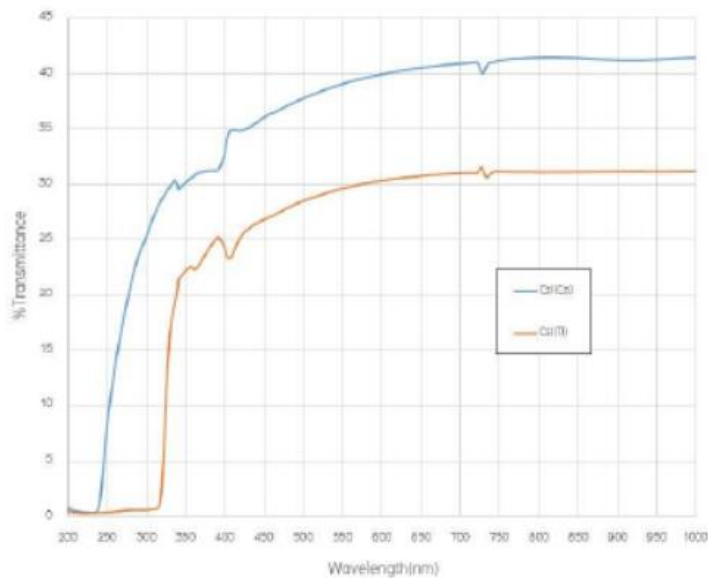




ภาพที่ 9 แสดงความเรียงแสงของผลึก CsI(Co)

5. ผลการวิเคราะห์ส่องผ่านแสงภายในผลึก

การวิเคราะห์สมบัติแสงของผลึกถึงการตอบสนองการส่องผ่านหรือการดูดกลืนแสงของผลึกสำหรับความยาวคลื่นในแต่ละย่านด้วยเทคนิค UV-Vis Spectrometry พบว่า ผลึก CsI(Tl) มีจุดเริ่มต้นการโปร่งแสงที่ความยาวคลื่น 320 nm และเกิดภาวะโปร่งแสงเต็มที่เพียงประมาณ 30% ที่ความยาวคลื่นประมาณ 560 nm ซึ่งมีความสัมพันธ์เชิงค่า $E_g = 2.21$ eV และเมื่อนำผลึก CsI(Co) มาทำการวิเคราะห์ พบว่า มีจุดเริ่มต้นการโปร่งแสงที่ความยาวคลื่น 240 nm และภาวะโปร่งแสงเต็มที่เพียงประมาณ 40% ที่ความยาวคลื่น 430 nm ซึ่งสัมพันธ์เชิงค่า $E_g = 2.95$ eV ดังแสดงในรูปที่ 10 และ 11 ซึ่งนี้แสดงให้เห็นว่าผลการวิเคราะห์สมบัติแสงทั้งสองเทคนิคนี้มีความสอดคล้องกัน โดยสรุปได้ว่า ผลึก CsI(Co) ที่ปลูกนี้มีสมบัติแสงที่มีการตอบสนองได้ดีในย่านความคลื่นประมาณ 420-430 nm หรือคลื่นแสงใกล้ย่านแสงยูวี ส่วนผลึก CsI(Tl) ปลูกนี้มีสมบัติแสงที่มีการตอบสนองได้ดีในย่านความคลื่นประมาณ 550-600 nm ซึ่งเป็นสมบัติเฉพาะของผลึก CsI(Tl) ที่ใช้งานทั่วไป

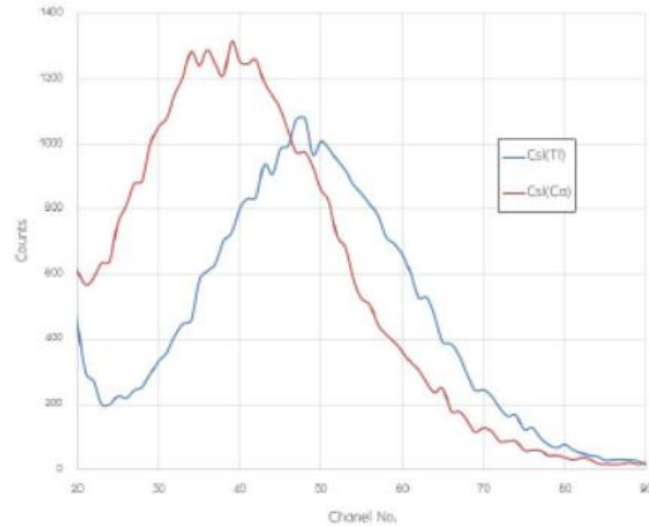


ภาพที่ 10 แสดงการส่องผ่านแสงในผลึก CsI(Tl), CsI(Co) ซึ่งมีจุดเริ่มต้นการโปร่งแสงที่ความยาวคลื่น 320 nm และ 240 nm ตามลำดับ

6. ผลการทดสอบประสิทธิภาพการวัดรังสีของผลึก



การทดสอบประสิทธิภาพการวัดรังสีของผลึก โดยนำผลึกที่ปลูกได้นี้ทำการตัดผลึกเป็นทรงกระบอกขนาด 1 cm x 1 cm แล้วนำมาประกบกับหลอดทวิคูณแสง และต่อเข้ากับระบบการวิเคราะห์สเปกตรัมรังสีแกมมาระดับพลังงาน 122 keV จากแหล่งกำเนิดรังสี Cs-57 ผลทดสอบนี้ พบว่า ผลึก CsI(Co) มีประสิทธิภาพการวัดรังสี 82% และผลึก CsI(Tl) มีประสิทธิภาพการวัดรังสี 81% โดยยังคงมีค่าความจำแนกระดับพลังงานที่ยังค่อนข้างสูง เนื่องด้วยยังมีการตัดและการขัดผลึกที่ไม่สมบูรณ์ โดยเฉพาะอย่างยิ่งตัวผลึก CsI(Co) นี้เองยังคงมีสภาพเงื่อนไขการปลูกผลึกที่ยังคงต้องปรับปรุงเพิ่มมากขึ้น โดยสเปกตรัมรังสีแกมมาพลังงาน 122 keV ที่วัดด้วยตัวผลึก CsI(Tl) และ CsI(Co) ที่ปลูกได้นี้ ดังแสดงในรูปที่ 11



ภาพที่ 11 แสดงสเปกตรัมของรังสีแกมมาระดับพลังงาน 122 keV จากผลึกวัดรังสี CsI(Tl) และ CsI(Co)

วิจารณ์ผลการวิจัย

1. เนื่องจากผลึกที่ได้มีความยาวคลื่นในการปล่อยแสงอยู่ในย่านที่ซึ่งไม่ต่อเหมาะสมควรในการที่จะประกบกับ PMT ที่มีอยู่ ปัญหานี้จำเป็นต้องได้รับการพิจารณาขึ้นรวมด้วย เพื่อให้การปล่อยแสงกับอยู่ในย่านการปล่อยแสงที่เหมาะสม
2. จุดหลอมเหลวของสารที่นำมาเจือบางสาร มีค่าจุดหลอมเหลวที่ต่างกันมาก จึงทำให้เกิดการระเหยออกจากผิวหน้าของ CsI ซึ่งมีผลต่อปริมาณสารเจือในเนื้อผลึกแม้ว่าระบบจะเป็นระบบปิดแล้วก็ตาม ปัญหานี้จึงจำเป็นต้องมีการออกแบบภาชนะปลูกผลึกให้ปริมาตรที่เพียงพอต่อการปลูก โดยคำนึงถึงความดันของภายในภาชนะปลูกในขณะที่ทำการปลูกให้เหมาะสมที่จะไม่ทำให้ภาชนะเกิดการแตกหรือร้าวระหว่างการปลูกผลึก

สรุปผลการวิจัย



ผลการวิจัยครั้งนี้ พบว่า การทดสอบคุณสมบัติของเคาปลูกพบว่าเคาปลูกผลึกมีการตอบสนองต่ออุณหภูมิที่ดี โดยเวลาเข้าสู่สภาวะเสถียรมีความแตกต่างกันขึ้นอยู่กับคุณสมบัติของสาร ซึ่งผลึก CsI(Tl) มีอัตราการเพิ่มของอุณหภูมิที่เข้าสู่สภาวะเสถียรเร็วที่สุดในเวลา 7 ชั่วโมง และ 5 ชั่วโมง สำหรับผลึก CsI(Ca) ซึ่งผลจากการวัดแบริเคชันของอุณหภูมิทำให้ทราบค่าอัตราการเกิดผลึก โดยมีอัตราการเกิดผลึกของ CsI(Tl) และ CsI(Ca) คือ 1.23 มม./ชั่วโมง และ 1.44 มม./ชั่วโมง ตามลำดับ ผลึกทั้งสองที่ปลูกนี้มีโครงสร้างผลึกแบบพหุสัณฐาน และโครงสร้างการจัดเรียงอะตอมที่เด่นชัด คือ โครงสร้างผลึกระนาบ (110) สำหรับประสิทธิภาพการเรืองแสงของผลึก พบว่า ผลึก CsI(Tl), CsI(Ca) มีการเปล่งแสงที่มีความยาวคลื่นประมาณ 590 nm และ 425 nm ตามลำดับ และสมบัติการส่องผ่านแสง พบว่า ผลึก CsI(Tl) มีการตอบสนองทางแสงได้ดีที่ความยาวคลื่นประมาณ 560 nm ซึ่งมีความสัมพันธ์ถึงค่า $E_g = 2.21$ eV และเมื่อนำผลึก CsI(Ca) มาทำการวิเคราะห์ พบว่า มีการตอบสนองทางแสงได้ดีที่ความยาวคลื่น 430 nm ซึ่งสัมพันธ์ถึงค่า $E_g = 2.95$ eV หลังจากนี้แล้วทำการทดสอบประสิทธิภาพการวัดรังสีของผลึก โดยใช้สเปกตรัมรังสีแกมมาระดับพลังงาน 122 keV พบว่า ผลึก CsI(Ca) มีประสิทธิภาพการวัดรังสี 82% และผลึก CsI(Tl) มีประสิทธิภาพการวัดรังสี 81% ถึงแม้ยังคงมีความจำแนกระดับพลังงานที่ยังค่อนข้างสูง แต่มีแนวโน้มในการพัฒนาปรับปรุงคุณภาพได้ รวมถึงการศึกษาถึงวิธีการหรือการประยุกต์ใช้งานในการตรวจวัดรังสีตามความยาวคลื่นที่เหมาะสมต่อไปในอนาคต

กิตติกรรมประกาศ

การวิจัยครั้งนี้ส่วนหนึ่งได้รับการสนับสนุนจากกองทุนวิจัยและนวัตกรรมของ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย และกองทุนสนับสนุนการวิจัย (Thailand Research Fund) ภายใต้สัญญา No. TRG5880265

เอกสารอ้างอิง

1. A. Lindsey, W. McAlexander, L. Stand, Y. Wu, M. Zhuravleva, C.L. Melcher. 2015. **Crystal growth and spectroscopic performance of large crystalline boules of CsCaI₃:Eu scintillator.** Materials Science and Engineering Department, The University of Tennessee, Knoxville, TN, USA.
2. Mariya Zhuravleva, Bonnie Blalock, Kan Yang, Merry Koschan, Charles L. 2012. **New single crystal scintillators : CsCaI₃:Eu and CsCaCl₃:Eu.** Department of Materials Science and Engineering, University of Tennessee, Knoxville, USA.
3. วิทยุ บุญฤกษ์วิทยาพร. 2542. **การพัฒนาหัววัดรังสีซีเอ็มไอโอโคดร่วมกับโคโคด p-i-n สำหรับตรวจวัดรังสีเอกซ์.** วิทยานิพนธ์ปริญญาโทบัณฑิต ภาคศึกษานิวเคลียร์เทคโนโลยี คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย.
4. มานิตย์ จิตรภักดิ์. 2546. **การพัฒนากระบวนการอย่างง่ายในการปลูกผลึกซีเอ็มไอโอโคด (หัลเลียม).** วิทยานิพนธ์ปริญญาโทบัณฑิต ภาคศึกษานิวเคลียร์เทคโนโลยี คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย.
5. มานิตย์ จิตรภักดิ์. 2552. **การพัฒนาผลึกวัดรังสีชนิดสารอินทรีย์ที่มีสมรรถนะสูงในการวิเคราะห์พลังงานรังสีแกมมา.** วิทยานิพนธ์ปริญญาโทบัณฑิต ภาคศึกษานิวเคลียร์เทคโนโลยี คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย.
6. ดวงจันทร์ จันทร์เรือง. 2552. **การวัดคุณภาพและปริมาณรังสีแกมมาในดิน โดยใช้หัววัดเจอร์มาเนียมความบริสุทธิ์สูง (HPGe).** Naresuan University Journal: Science and Technology (NUJST). 25(17): 123-130



การประชุมวิชาการ และการประชุมสหวิชาการบัณฑิตศึกษาระดับชาติและนานาชาติ
ระหว่างวันที่ 17-18 พฤษภาคม 2561
ณ ศูนย์ประชุมแห่งชาติสิริกิติ์ กรุงเทพมหานคร ประเทศไทย



GRADUATE
RESEARCH ASSOCIATION
OF THAILAND

7. นันทวัฒน์ คู่ดี, สุชาติ เข้มมน. 2556. การสร้างหัววัดรังสีแกมมาสำหรับเครื่องโทรทรรศน์อวกาศ. วารสาร
มหาวิทยาลัยขอนแก่น: วิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ปีที่ : 21. 25(พิเศษ): 24-29

9. บทความวิจัย เรื่อง “การปลูกและการวิเคราะห์สมบัติเฉพาะของผลึกเรืองแสงซีเซียมไอโอไดต์” ได้ส่งนำเสนอผลงานและตีพิมพ์เผยแพร่ในวารสารประกอบ การประชุมวิชาการบัณฑิตศึกษาระดับชาติ ครั้งที่ 46 - การประชุมวิชาการ และการประกวดนวัตกรรมบัณฑิตศึกษาระดับชาติและนานาชาติ ระหว่างวันที่ 17-18 พฤษภาคม 2561 ณ ศูนย์ประชุมนานาชาติดิเอ็มเพรส โรงแรมดิเอ็มเพรส เชียงใหม่ ประเทศไทย



การประชุมวิชาการ และการประกวดนวัตกรรมบัณฑิตศึกษาระดับชาติและนานาชาติ
ระหว่างวันที่ 17-18 พฤษภาคม 2561
ณ ศูนย์ประชุมนานาชาติดิเอ็มเพรส โรงแรมดิเอ็มเพรส เชียงใหม่



การพัฒนาอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์ชนิดวัสดุอลูมิเนียมแอนติโมนิไนด์
Development of Aluminium Antimonide-Based Optoelectronic Devices

กุลธวัช ชิวะเจริญ¹ พรรณี แสงแก้ว^{1,*} สุกุลธรรม เสนาะพิมพ์¹ วิศิษฎ์พงษ์ ยอดศรี²
ชัญญา ธนชยานนท์³ นพดล นันทวงศ์⁴ วชิร วัฒนสกุลทอง⁵ เดโช ทองอร่าม¹

Kulthawat Cheewajaroen¹ Phannee Saengkaew^{1,*} Sakuntam Sanorpim² Visittapong Yordsri²

Chanchana Thanachayanont³ Noppadon Nuntawong⁴ Watcharee Rattanasakulthong⁵ and Decho Thong-Aram¹

¹ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย กรุงเทพมหานคร ประเทศไทย 10330

²ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย กรุงเทพมหานคร ประเทศไทย 10330

³ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC) สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ปทุมธานี ประเทศไทย 12120

⁴ศูนย์เทคโนโลยีอิเล็กทรอนิกส์และคอมพิวเตอร์แห่งชาติ (NECTEC) สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ปทุมธานี ประเทศไทย 12120

⁵ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ กรุงเทพมหานคร ประเทศไทย 10900

¹ Department of Nuclear Engineering, Faculty of Engineering, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand 10330

² Department of Physics, Faculty of Science, Chulalongkorn University, Bangkok, Thailand 10330

³ National Metal and Materials Technology Center (MTEC), National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand 12120

⁴ National Electronic and Computer Technology Center (NECTEC), National Science and Technology Development Agency, Ministry of Science and Technology, Pathumthani, Thailand 12120

⁵ Department of Physics, Faculty of Science, Kasetsart University, Bangkok, Thailand 10900

*Corresponding author : Phannee.S@chula.ac.th, s_phannee@hotmail.com

Abstract

Semiconductor materials of Group III-V elements such as AlN, GaN, GaSb and AlSb are applied for development of optical electronic devices and radiation semiconductor measurements. The AlSb film was grown on a glass substrate in argon atmosphere at a pressure of 10^{-2} mbar by RF-Magnetron Sputtering at 250 watts. The precursor ratio of pure aluminium and antimony is 95:5. Copper and silicon were doped in order to obtain the n-type and p-type AlSb films. The ratio of pure Al, Sb and dopants are about 90:5:5. The study of AlSb films on glass by XRD shows that the AlSb films has a (111)-orientated cubic structure with a lattice constant of 6.1305 Å, a crystal size of 50.85 nm. AlSb:Si has a lattice constant of 6.1042 Å and AlSb:Cu with a lattice constant of 6.1402 Å. The surface morphology has studies by AFM measurements on $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ showing a roughness of 2.13 nm of undoped AlSb, a roughness of 2.85 nm of AlSb:Si and 3.81 nm of AlSb:Cu. The smoothest doped Alsb films were achieved with Cu doping of 1% and Si doping of 4%. The electrical conductivity was measured by IV characteristics. For the best AlSb:Cu, AlSb:Si and undoped AlSb films, their electrical resistivities were 2.55, 4.23 and 199.84 mΩ-cm, respectively. Characterization of n-type and p-type AlSb films by Cu and Si doping have been performed by Hall-effect measurements. The sheet carrier concentrations are about -2.7572×10^{17} and $2.4381 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ of AlSb:Cu and AlSb:Si films, respectively. Finally, AlSb-based diode structures have



been developed on Si substrates. Their electrical properties by I-V measurements demonstrates the I-V characteristics of diode devices. In the next investigation, AISb-based devices will be developed as the radiation detection devices.

Keywords: Semiconductor III-V Materials, IV Measurement, Hall-Effect Measurement, Optoelectronic Devices, Radiation Detection

บทคัดย่อ

วัสดุแก๊งตัวนำหมู่ III-V เช่น อลูมิเนียมไนไตรด์(AIN) แกลเลียมไนไตรด์(GaN) แกลเลียมแอสตโมไนต์(GaSb) และ อลูมิเนียมแอสตโมไนต์(AISb) นำมาพัฒนาเป็นอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ทางแสงและการตรวจวัดรังสีได้ โดยปลูกฝังเลเยอร์ฟิล์ม AISb บนกระจกแก้ว ด้วยเทคนิคสเปคโตรอิมมูโนสภาวะบรรยากาศอาร์กอนที่ความดัน 10^{-2} mbar ที่กำลัง 250 วัตต์ โดยมี อัตราส่วนของสารตั้งต้นอลูมิเนียมบริสุทธิ์และแอสตโมไนต์ 95:5 และมีการเจือสารทองแดงและซิลิกอนเพื่อให้ได้ฟิล์ม อลูมิเนียมแอสตโมไนต์ n-type และ p-type ที่มีอัตราส่วนของอลูมิเนียมบริสุทธิ์ แอสตโมไนต์และสารเจือประมาณ 90:5:5 จาก การศึกษาฟิล์ม AISb บนกระจกแก้วด้วยเทคนิค XRD แสดงให้เห็นว่าฟิล์ม AISb มีระนาบที่ (111) ค่าคงที่แลตทิซ 6.1305 Å ขนาดผลึก 50.85 nm. สำหรับฟิล์ม AISb:Si มีค่าคงที่แลตทิซ 6.1042 Å และฟิล์ม AISb:Cu ที่มีค่าคงที่แลตทิซ 6.1402 Å การศึกษาลักษณะเชิงพื้นผิวด้วย AFM บนพื้นที่ $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ พบว่า AISb มีค่าความขรุขระ 2.13 nm. AISb:Si มีค่าความขรุขระ 2.85 nm. และ AISb:Cu 3.81 nm. ได้ศึกษาหน้าตัดที่ขรุขระน้อยที่สุดสำหรับชิ้นงานที่เจือ Cu = 1% และ Si = 4% จากการศึกษา คุณสมบัติทางไฟฟ้าด้วยเทคนิค I-V พบว่าฟิล์มบาง AISb:Cu ที่มีความต้านทานไฟฟ้าน้อยที่สุด 2.55 mΩ-cm และฟิล์ม AISb:Si และ AISb มีค่า 4.23 และ 199.84 mΩ-cm ตามลำดับ นอกจากนี้ทำการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค Hall-effect measurement แสดงผลชัดเจนถึงลักษณะของฟิล์ม AISb ชนิด n-type และ p-type ได้จากการเจือด้วย Cu และ Si โดยมีความหนาแน่นของตัวนำประจุ -2.7572×10^{17} และ $2.4381 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ ตามลำดับ และสุดท้ายฟิล์มเหล่านี้ได้ถูกพัฒนาเป็น อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์โครงสร้างไดโอดบนฐานรองซิลิกอน จากการศึกษาคุณสมบัติทางไฟฟ้าด้วย I-V พบว่ามีการแสดง คุณสมบัติเป็นไดโอด ในอนาคตฟิล์มอลูมิเนียมแอสตโมไนต์นี้จะถูกพัฒนาต่อไปเพื่อใช้เป็นอุปกรณ์สำหรับการตรวจวัดรังสี

คำสำคัญ: วัสดุสารแก๊งตัวนำหมู่ สาม-ห้า, การวัดคุณสมบัติไฟฟ้าแบบ IV, การวัดปรากฏการณ์ฮอลล์, อุปกรณ์ อิเล็กทรอนิกส์ทางแสง, การตรวจวัดรังสี

บทนำ

ในปัจจุบันเทคโนโลยีซิลิคอนได้ถูกนำมาใช้งานในด้านต่างๆ อย่างมากมายเช่นด้านการแพทย์ ด้านเกษตรกรรม เทคโนโลยีอาหาร ด้านอุตสาหกรรม ด้านวัสดุศาสตร์ และด้านเทคโนโลยีพลังงาน เป็นต้น ในการนำเทคโนโลยีซิลิคอนมาใช้ งานนั้น จำเป็นอย่างยิ่งที่ต้องมีระบบการตรวจวัดรังสีที่มีประสิทธิภาพและแม่นยำเพื่อให้ทราบถึงความแรงรังสีและป้องกัน ตนเองจากการได้รับรังสีที่เกินขนาด สำหรับห้ววัดรังสีที่มีสถานะเป็นแข็งแบ่งได้ 2 ประเภท คือห้ววัดรังสีแบบซินทิลเลชั่นเป็น ห้ววัดรังสีโดยอาศัยการเปล่งแสงของผลึกหลังรังสีตกกระทบทำปฏิกิริยากับก้อนผลึกนั้นและ ห้ววัดรังสีสารแก๊งตัวนำเป็น ห้ววัดรังสีที่การทำงานโดยอาศัยการแยกกันของอิเล็กตรอน-โฮล[1] โดยทั่วไปจะทำให้เป็นห้ววัดรังสีแบบ PIN diodes หรือ PN diodes

วัสดุแก๊งตัวนำหมู่สาม-ห้า ตัวอย่างเช่น อลูมิเนียมไนไตรด์(AIN) แกลเลียมไนไตรด์(GaN) แกลเลียมแอสตโมไนต์(GaSb) และอลูมิเนียมแอสตโมไนต์(AISb) ซึ่งได้ถูกนำมาประยุกต์ใช้งานในหลากหลายด้านไม่ว่าจะเป็นอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์แสง (Optoelectronic Devices) และอุปกรณ์ในการตรวจวัดรังสี เช่น ไดโอดเปล่งแสง (LEDs) ตัวเก็บแสง (Optical Storages) และ



เครื่องตรวจจับแบบสารกึ่งตัวนำ (Semiconductor Detectors) [2,7,8,12] สำหรับหัววัดรังสีชนิดกึ่งตัวนำเป็นหัววัดรังสีชนิดหนึ่งที่ถูกนำมาใช้งานในการตรวจวัดรังสีอย่างมาก หัววัดรังสีสารกึ่งตัวนำมีหลายแบบ เช่น หัววัดแบบเซมิคอนดักเตอร์-แบริออร์ หัววัดรอยต่อแบบแพร์ หัววัดรังสีชนิดกึ่งตัวนำมีข้อได้เปรียบกว่าหัววัดรังสีชนิดอื่นๆ คือ การตอบสนองในช่วงกว้างของพลังงาน มีประสิทธิภาพสูงกว่าสำหรับขนาดที่กำหนดเนื่องจากความหนาแน่นสูงของวัสดุของแข็งที่ใช้ทำหัววัด มีความเป็นไปได้อย่างดีสำหรับการจัดวางเชิงเรขาคณิตพิเศษ เวลาลาดฟิลล์เร็ว สามารถทำงานในสุญญากาศได้ และไม่ไวต่อสนามแม่เหล็ก ซึ่งอลูมิเนียมแอนติโมนีไดโอด มีคุณสมบัติที่เป็นสารกึ่งตัวนำชนิด p-type ที่มีช่องว่างแถบพลังงานอยู่ที่ 1.62 eV [10] ปัจจุบันอลูมิเนียมแอนติโมนีไดโอดได้ถูกใช้เป็นตัวคูณสัญญาณสำหรับเซลล์สุริยะ โฟโตไดโอด อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์เชิงแสง [2,7] และมีการวิจัยศึกษาค้นคว้าเพื่อพัฒนาไปใช้เป็นอุปกรณ์สำหรับการตรวจวัดรังสีที่อุณหภูมิห้อง [3,4,9]

ในการตรวจวัดรังสีหัววัดรังสีเป็นส่วนสำคัญอย่างมาก และเพื่อให้การตรวจวัดมีความแม่นยำจำเป็นต้องมีหัววัดรังสีที่มีประสิทธิภาพ ซึ่งหัววัดรังสีสารกึ่งตัวนำมีข้อได้เปรียบกว่าหัววัดชนิดอื่นๆ รวมถึงวิธีการผลิตเตรียมจะทำได้ผลึกที่มีขนาดบางระดับนาโนเมตรซึ่งบางมากเมื่อเทียบกับก้อนผลึก นำไปสู่การมีอุปกรณ์ขนาดเล็ก และคุณสมบัติการตรวจวัดรังสีได้ที่อุณหภูมิห้องของสารกึ่งตัวนำอลูมิเนียมแอนติโมนีไดโอด จึงเหตุผลที่ทำให้เกิดการวิจัยการพัฒนาสารกึ่งตัวนำอลูมิเนียมแอนติโมนีไดโอดด้วยวิธีสเปคโตรอิเล็กโทรลิซิสเพื่อใช้เป็นส่วนหนึ่งในอุปกรณ์การวัดรังสีขึ้น

วิธีดำเนินการวิจัย

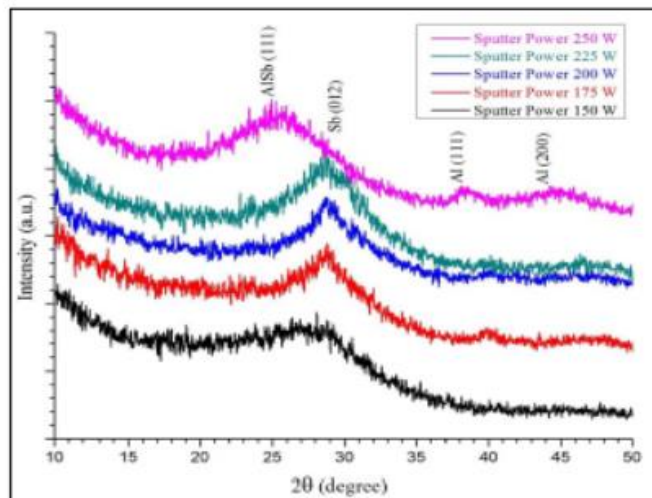
ฟิล์มอลูมิเนียมแอนติโมนีไดโอด (AISb) ถูกปลูกขึ้นบนกระจกแก้ว โดยเครื่อง RF-Magnetron Sputtering ในสภาวะบรรยากาศอาร์กอนที่ความดัน 10^{-2} mbar ที่กำลังการเคลื่อน 150 - 250 วัตต์ โดยมีอัตราส่วนของอลูมิเนียมบริสุทธิ์และแอนติโมนีที่ 95:5 และมีการเจือสาร 2 ชนิดคือทองแดงและซิลิกอนเพื่อให้ได้ฟิล์มอลูมิเนียมแอนติโมนีไดโอด n-type และ p-type ตามลำดับ โดยมีอัตราส่วนของอลูมิเนียมบริสุทธิ์ แอนติโมนีและสารเจือประมาณ 90:5:5 โดยมีการศึกษาการเจือสารที่เหมาะสมจากการปรับเปลี่ยนอัตราส่วนการเจือสาร คือ อัตราส่วนของทองแดงที่อัตราส่วน 0.8% - 4% และสำหรับการเจือซิลิกอนที่อัตราส่วนการเจือที่ 2% - 4% โดยมีอัตราการปลูกฟิล์มประมาณ 200 nm.ต่อชั่วโมง และวัสดุฐานรองแก้วต้องทำความสะอาดในอะซิโตนในเครื่องอัลตราโซนิกเป็นเวลา 5 นาที เมื่อทำการปลูกฟิล์มอลูมิเนียมแอนติโมนีไดโอดแล้ว จึงนำมาวิเคราะห์คุณสมบัติเฉพาะของฟิล์มที่ปลูกได้ โดยคุณสมบัติเชิงโครงสร้างวิเคราะห์โดยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์ (X-Ray Diffractometer) และวิเคราะห์ลักษณะเชิงพื้นผิวด้วยกล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม (Atomic Force Microscope, AFM) ขนาดสแกนบนพื้นที่ $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ วิเคราะห์คุณสมบัติทางไฟฟ้าด้วยเทคนิค I-V Measurement และเทคนิคการวัดสัญญาณไฟฟ้าแบบฮอลล์เอฟเฟกต์ (Hall-Effect Measurement) เมื่อวิเคราะห์คุณสมบัติต่างๆ แล้วทำให้สามารถทราบเงื่อนไขการปลูกฟิล์มที่เหมาะสมที่จะได้ฟิล์มที่ปลูกขึ้นนั้นมีคุณสมบัติที่ตรงตามต้องการ ต่อจากนั้นจึงทำการพัฒนาปลูกฟิล์มแบบหลายชั้นแบบโครงสร้างไดโอดชนิด PN และ PIN บนฐานรองซิลิกอน โดยฐานรองซิลิกอนนี้จะถูกทำความสะอาดด้วยโพรพานอล (Propanol) ในเครื่องอัลตราโซนิกเป็นเวลา 2 นาทีเพื่อกำจัดอนุภาคเล็กๆที่อยู่บนผิวหน้า หลังจากนั้นกำจัดสารอินทรีย์ด้วยสารละลาย $\text{H}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{O} + \text{H}_2\text{O}_2$ ในอัตราส่วน 3:1:1 เป็นเวลา 1 นาที และสุดท้ายกำจัดชั้นออกไซด์รวมถึงพันธะไฮโดรเจนที่เกิดบนผิวหน้าด้วย HF ที่ความเข้มข้น 5% เป็นเวลา 30 วินาที โดยฟิล์มแบบหลายชั้นที่มีโครงสร้างไดโอดบนฐานรองซิลิกอนนี้ถูกปลูกขึ้นมาเพื่อพัฒนาเป็นอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์ และฟิล์มแบบหลายชั้นบนฐานรองซิลิกอนนี้ได้ถูกนำไปวิเคราะห์ถึงคุณสมบัติทางไฟฟ้าด้วยเทคนิค I-V Measurement



ผลการวิจัยและวิจารณ์ผลการวิจัย

การศึกษาคุณสมบัติเชิงโครงสร้างโดยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์ (X-Ray Diffractometer)

การปลูกฟิล์มอลูมิเนียมแอนติโมนีให้มคุณภาพและคุณสมบัติที่ดีนั้น เริ่มต้นจากการทราบเงื่อนไขการปลูกที่เหมาะสม โดยที่เครื่องสเปคโตรรังสีเอ็กซ์หลักที่สามารถปรับค่าได้คือ ค่ากำลังการสเปคโตร โดยในงานวิจัยนี้ได้ทดลองปรับที่ระดับ 150 - 250 วัตต์ แล้วจึงนำฟิล์มเหล่านี้มาวิเคราะห์โครงสร้างโดยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์ ได้ผลการวิเคราะห์ ดังแสดงในภาพที่ 1 จากผลการวิเคราะห์พบว่า ที่กำลังการสเปคโตร 250 วัตต์ เท่านั้น จึงได้ฟิล์มบางที่มีโครงสร้างของสารประกอบอลูมิเนียมแอนติโมนีแบบโครงสร้างลูกบาศก์ ที่มีการจัดเรียงอะตอมหลายแบบ คือ AISb(111) Al(111) และ Al(200) แต่เมื่อทำการปลูกที่ค่าสูงกว่า พบว่าฟิล์มที่ปลูกได้นั้นไม่ได้เป็นฟิล์มของแอนติโมนี ผลการวัดของ XRD นั้นไม่ปรากฏ โครงสร้าง AISb ซึ่งมีเพียงแต่ โครงสร้างของแอนติโมนีที่มีระนาบ Sb(012) เท่านั้น จากผลการวิเคราะห์ที่ได้นี้ เมื่อไปคำนวณตามสมการ Bragg's Law และ Scherrer's Formula ทำให้ได้ค่าคงที่แลตทิซของโครงสร้างผลึกของ AISb นี้คือ 6.1305 Å และขนาดผลึก 50.85 nm โดยเมื่อเปรียบกับค่ากำหนดทางทฤษฎีนั้นซึ่งมีค่าคงที่แลตทิซ 6.1355 Å แสดงว่ามีค่าคลาดเคลื่อนจากทฤษฎี 0.081% โดยที่ค่าแลตทิซของฟิล์มที่ปลูกได้มีค่าน้อยกว่า นั้นแสดงว่า ฟิล์มที่ปลูกได้นี้เป็นฟิล์มที่มีความเค้นในฟิล์มแบบหดตัว โดยสรุปแล้ว การปลูกฟิล์มอลูมิเนียมแอนติโมนีนั้นต้องทำการปลูกที่กำลังการสเปคโตร 250 วัตต์ เมื่อตั้งค่าต่ำกว่านี้จะเป็นเพียงฟิล์มบางหรือการเคลือบฝุ่นของแอนติโมนีเท่านั้น

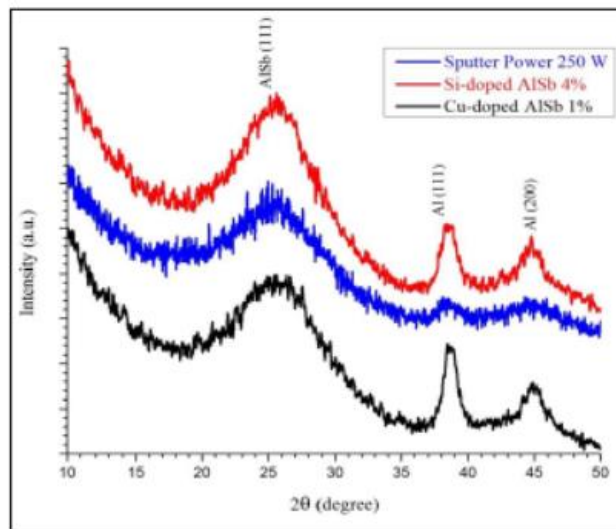


ภาพที่ 1 0/2θ โดย X-Ray Diffractometer ของฟิล์มอลูมิเนียมแอนติโมนีที่กำลังการเคลือบ 150-250 วัตต์

ต่อมาเพื่อมุ่งหวังพัฒนาให้ได้ฟิล์มอลูมิเนียมแอนติโมนีที่มีคุณสมบัติการนำไฟฟ้าที่ดี จึงทำการศึกษาถึงการปลูกฟิล์มอลูมิเนียมแอนติโมนีที่มีการเจือสารปริมาณน้อย นั้นคือทำการเจือทองแดง หรือ ฟิล์ม AISb:Cu เพื่อให้ได้ฟิล์มอลูมิเนียม



แอนติโมนิโดไซด์ชนิด n-type และทำการเจือซิลิกอนหรือฟิล์ม AISb:Si เพื่อให้ได้ฟิล์มออลูมิเนียมแอนติโมนิโดไซด์ชนิด p-type โดยได้ทดลองเจือทองแดงที่ยังตราส่วนต่างๆ คือ 0.8% 1.0% 1.5% 3% และ 4% พบว่า เมื่อมีปริมาณการเจือทองแดงมากขึ้น มีแนวโน้มของคุณภาพของโครงสร้างฟิล์มออลูมิเนียมแอนติโมนิโดไซด์แย่ลง และยังคงพบว่าเมื่อทำการปลูกฟิล์มด้วยอัตราส่วนการเจือทองแดงที่ 4% ผลการวิเคราะห์นั้น บนฟิล์มที่ปลูกนั้นปรากฏโครงสร้างของสารประกอบทองแดงออลูมิเนียม (CuAl) เกิดขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากมีปริมาณของทองแดงมากเกินไปจึงทำให้ไปสร้างพันธะกับออลูมิเนียมเกิดเป็นสารประกอบ CuAl ขึ้นได้ แต่เมื่อมีอัตราส่วนทองแดงที่ต่ำกว่า 4% ไม่มีผลแสดงถึงสารประกอบดังกล่าว สำหรับค่าคงที่แลตทิซของฟิล์มเจือทองแดงมีค่าอยู่ในช่วง 6.12574 Å - 6.1619 Å และสำหรับกรณีการปลูกฟิล์มออลูมิเนียมแอนติโมนิโดไซด์เจือซิลิกอน หรือ ฟิล์ม AISb:Si ทำการทดลองเจือซิลิกอนที่ยังตราส่วน 2% 3.5% และ 4% ผลการวิเคราะห์โดยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์ พบว่า ฟิล์มทั้งหมดที่มีการเจือซิลิกอนนั้นไม่มีผลปรากฏที่แสดงโครงสร้างที่ต่างกันมากนัก และฟิล์ม AISb:Si มีค่าคงที่แลตทิซในช่วง 6.1042 Å - 6.1595 Å โดยมีภาพเปรียบเทียบสเปกตรัมการสแกน θ/2θ โดยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์ของฟิล์มออลูมิเนียมแอนติโมนิโดไซด์แบบไม่เจือสาร ชนิดแบบเจือทองแดง และชนิดแบบเจือซิลิกอน ดังแสดงในภาพที่ 2



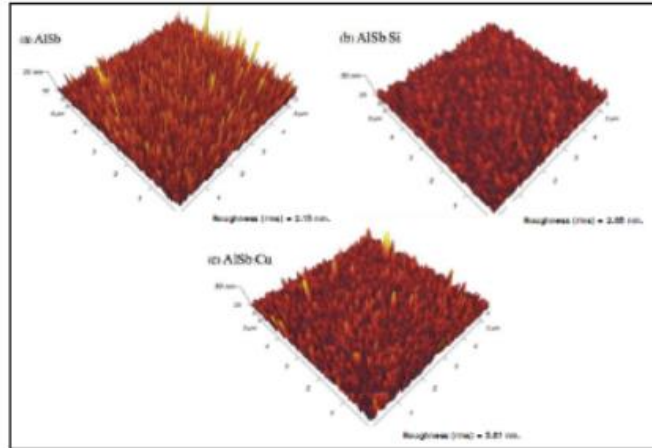
ภาพที่ 2 θ/2θ โดย X-Ray Diffractometer ของฟิล์ม AISb, AISb:Cu, AISb:Si

การศึกษาลักษณะเชิงพื้นผิวหน้าด้วยกล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม (Atomic Force Microscope, AFM)

ลักษณะพื้นผิวหน้าของฟิล์มออลูมิเนียมแอนติโมนิโดไซด์แบบไม่เจือสาร โดยกล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม พบว่ามีขนาดผลึกเฉลี่ยประมาณ 136.98 ± 32.40 nm. บนพื้นผิวการสแกนขนาด $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ มีความขรุขระ (RMS) 2.13 nm. และเมื่อนำฟิล์มออลูมิเนียมแอนติโมนิโดไซด์แบบเจือสารเมื่อมีอัตราส่วนการเจือสารที่เท่ากันที่ 4% นั้น มาศึกษาถึงลักษณะพื้นผิวหน้าของฟิล์ม AISb:Si และ AISb:Cu พบว่ามีค่าความขรุขระ (RMS) 2.85 nm. สำหรับกรณีของฟิล์ม AISb:Si และ 3.97 nm. สำหรับกรณีฟิล์ม AISb: Cu และสำหรับการศึกษาถึงขนาดผลึกเฉลี่ยได้ผลดังนี้ ฟิล์ม AISb:Si มีค่าขนาดผลึกประมาณ 156.79 ± 50.29 nm. และสำหรับฟิล์ม AISb: Cu มีขนาดผลึกที่ใหญ่กว่าอยู่ที่ประมาณ 176.92 ± 46.28 nm. และยังพบว่าฟิล์มที่มีการเจือนี้มีค่า



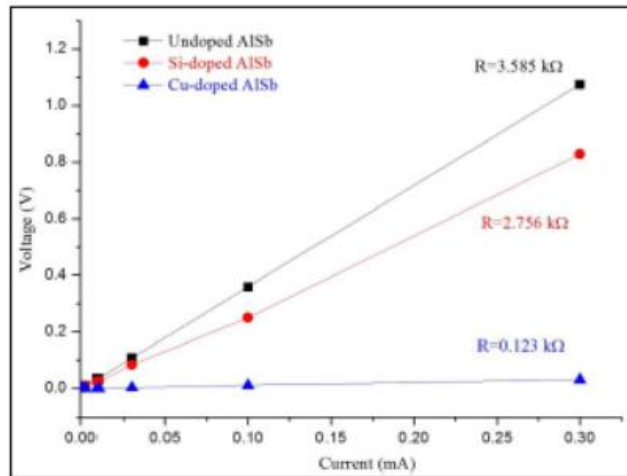
ความขรุขระที่มากกว่าฟิล์ม AISb ที่ไม่มีการเจือสารเล็กน้อย และลักษณะผิวหน้าที่มีความขรุขระน้อยที่สุดสำหรับชิ้นงานที่เจือทองแดง คือที่อัตราส่วนการเจือทองแดงที่ 1% และ อัตราส่วนการเจือซิลิกอน 4% โดยที่ฟิล์ม AISb:Si มีค่าความขรุขระ 2.85 nm. และฟิล์ม AISb:Cu มีความขรุขระ 3.81 nm. ส่วนสำหรับฟิล์ม AISb ไม่มีการเจือสาร มีค่าความขรุขระ 2.13 nm. ลักษณะพื้นผิวของฟิล์มดังกล่าวที่ได้จากการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม แสดงดังภาพที่ 3



ภาพที่ 3 แสดงค่าความขรุขระของ (a) ฟิล์ม AISb ที่ไม่มีการเจือ (b) ฟิล์ม AISb:Si 4% และ (c) ฟิล์ม AISb:Cu 1%

การศึกษาคุณสมบัติทางไฟฟ้าด้วยเทคนิค I-V Measurement และเทคนิคการวัดสัญญาณไฟฟ้าแบบฮอลล์เอฟเฟกต์ (Hall-Effect Measurement)

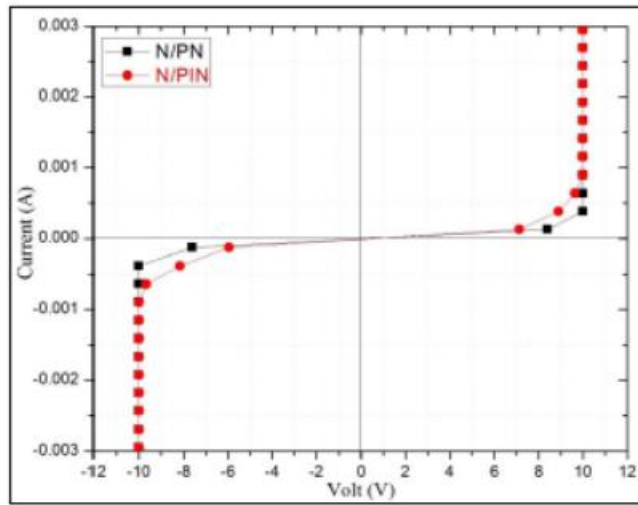
เมื่อทำการปลูกฟิล์มที่มีการเจือสาร หรือ ฟิล์ม AISb:Si และ AISb:Cu จึงต้องทำการวิเคราะห์คุณสมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มที่ปลูกได้เหล่านี้ โดยใช้เทคนิคการวัดความสัมพันธ์ของกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้า หรือ I-V measurement พบว่า ลักษณะความสัมพันธ์ของ I-V เปลี่ยนแปลงไปเมื่อเทียบกับระหว่างฟิล์ม AISb ที่ไม่มีการเจือสาร ฟิล์ม AISb:Si และ AISb:Cu ผลการวัดสัญญาณไฟฟ้า พบว่า ฟิล์มที่มีการเจือสาร หรือ ฟิล์ม AISb:Si และ AISb:Cu มีคุณสมบัติทางไฟฟ้าที่ดีกว่า โดยมีความต้านทานไฟฟ้าต่ำกว่า ผลทางไฟฟ้าที่ได้จากการวัดความสัมพันธ์ของ I-V นั้นทำให้สามารถทราบถึงค่าความต้านทานของแต่ละชิ้นงาน ซึ่งได้ผลวิเคราะห์ดังนี้ 3.585 kΩ 2.756 kΩ และ 0.123 kΩ สำหรับฟิล์ม AISb ที่ไม่มีการเจือสาร ฟิล์ม AISb: Si และ ฟิล์ม AISb: Cu ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4 และเมื่อทำการทดลองวัดค่าความสามารถของ ความต้านทานเชิงเส้นเมื่อมีการควบคุมขนาดพื้นที่การวัดของชิ้นงานเท่าๆกัน พบว่า ผลการทดลองสอดคล้องกัน คือ ฟิล์มบาง AISb:Cu ที่มีสมบัติไฟฟ้าที่ดีที่สุด โดยมีค่าความต้านทานไฟฟ้าน้อยที่สุดคือ 2.55 mΩ-cm และสำหรับฟิล์ม AISb:Si และ ฟิล์ม AISb ที่ไม่เจือสาร มีค่าเท่ากับ 4.23 และ 199.84 mΩ-cm ตามลำดับ นั่นคือ ฟิล์มที่ไม่มีการเจือสารมีสมบัติทางไฟฟ้าแย่มากที่สุด และเมื่อทำการวัดทางไฟฟ้าด้วยเทคนิคฮอลล์เอฟเฟกต์ (Hall-effect measurement) เพื่อทำการยืนยันชนิดการนำไฟฟ้าของฟิล์มที่มีการเจือสารแต่ละชนิด ซึ่งได้ผลการวัดที่แสดงผลชัดเจนถึงลักษณะของฟิล์ม AISb ชนิด n-type และ p-type ที่ ได้จากการเจือด้วยทองแดงและซิลิกอน โดยมีค่าความหนาแน่นของตัวนำประจุ -2.7572×10^{17} และ $2.4381 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ ตามลำดับ



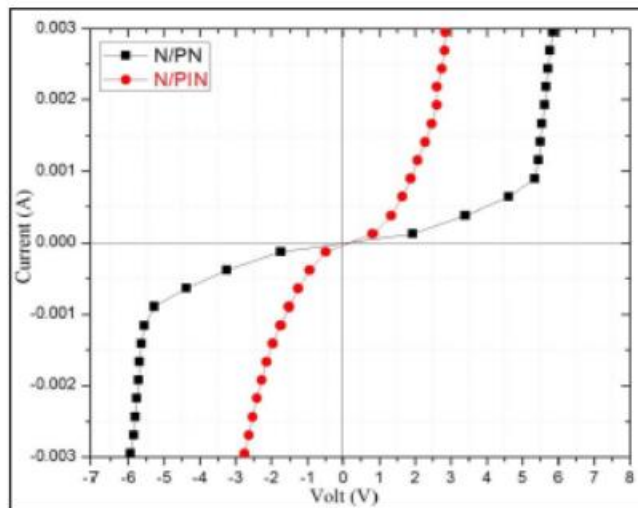
ภาพที่ 4 แสดงลักษณะทางไฟฟ้า I-V ของ พิล์ม AISb ที่ไม่มีการเจือ พิล์ม AISb:Si และ พิล์ม AISb:Cu

การศึกษาคุณสมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มออกไซด์อินทรีย์แอนติโมนี

ดังนั้น เมื่อได้เงื่อนไขที่เหมาะสมในการปลูกฟิล์ม AISb เพื่อให้ได้คุณภาพฟิล์มและสมบัติไฟฟ้าไฟฟ้าแล้ว ดังนั้นจึงทำการออกแบบการปลูกฟิล์ม AISb แบบหลายชั้นที่มีโครงสร้างไดโอดแบบ PN และ PIN บนแผ่นฐานรองซิลิกอน ซึ่งเมื่อนำฟิล์มที่ปลูกได้เหล่านี้มาวิเคราะห์คุณสมบัติทางไฟฟ้าด้วยการวัดความสัมพันธ์ของ I-V ของชิ้นงานที่มีโครงสร้างแบบ PN และ PIN บนฐานรองซิลิกอนชนิด n-type แสดงดังภาพที่ 5 ซึ่งเห็นได้ว่า ชิ้นงานทั้งสองนี้แสดงคุณสมบัติของไดโอด โดยมีค่า turn on Voltage อยู่ที่ประมาณ 9.0 eV ของการจ่ายไฟแบบด้านโพสิทีฟ (forward bias) และสำหรับการจ่ายไฟแบบด้านโพลบ (reverse bias) ที่ค่า -9.0 eV และเมื่อมีการทำขั้วนำไฟฟ้าโดยการเคลือบด้วยทองคำบางที่หนาเพียง 5 nm ได้ผลการวัดทางไฟฟ้าที่เปลี่ยนแปลงไปแสดงดังภาพที่ 6 กราฟ I-V ของชิ้นงานทั้งสองที่มีโครงสร้าง PN และ PIN นี้ แสดงถึงลักษณะไดโอดทั้งด้านโพสิทีฟและด้านโพลบ ซึ่งโดยโครงสร้างนี้พบว่า มีค่า turn on Voltage ของการจ่ายไฟด้านบวกอยู่ที่ประมาณ 1.5 eV และ การจ่ายไฟด้านลบมีค่าอยู่ที่ -1.0 eV ซึ่งผลทั้งหมดนี้เป็นเพียงการศึกษาเบื้องต้นที่แสดงให้เห็นถึงศักยภาพของ ฟิล์ม AISb แบบหลายชั้นที่มีโครงสร้างแบบไดโอดที่ปลูกขึ้นโดยเครื่อง RF-Magnetron Sputtering นี้สามารถมีแนวโน้มที่จะเป็นวัสดุอิเล็กทรอนิกส์ตั้งต้นสำหรับการพัฒนาเป็นอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์วัสดุออกไซด์อินทรีย์แอนติโมนีในอนาคตโดยเฉพาะอย่างยิ่งสำหรับการใช้เป็นส่วนหนึ่งในอุปกรณ์ตรวจวัดรังสี



ภาพที่ 5 แสดงลักษณะทางไฟฟ้า I-V ของฟิล์ม AISb หลายชั้นในโครงสร้างบนแผ่น Si ชนิด N



ภาพที่ 6 แสดงลักษณะทางไฟฟ้า I-V ของฟิล์ม AISb แบบหลายชั้นในโครงสร้างบนแผ่น Si ชนิด N
ที่มีการเคลือบทองคำหนา 5 nm.



สรุปผลการวิจัย

ด้วยสภาวะการปลูกฟิล์มที่เหมาะสมของเครื่อง RF-Magnetron Sputtering ทำให้ฟิล์ม AISb มีค่าคงที่แลดทึบ 6.1305 Å และขนาดผลึกเฉลี่ย 50.85 nm. สำหรับฟิล์ม AISb ที่ไม่มีการเจือสาร มีคุณสมบัติเป็นสารกึ่งตัวนำชนิด p-type จาก ความเข้มข้นความหนาแน่นของตัวนำประจุบนพื้นผิว $1.266 \times 10^{19} \text{ cm}^{-2}$ มีความต้านทานไฟฟ้า 199.84 mΩcm สำหรับฟิล์ม ตัวนำชนิด n-type และ p-type จากการเจือด้วย Cu 1% และ Si 4% มีความต้านทานที่ต่ำคือ 2.55 และ 4.23 mΩcm มีความเข้มข้นความหนาแน่นของตัวนำประจุบนพื้นผิว -2.7572×10^{17} และ $2.4361 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ และความขรุขระของพื้นผิว $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ เท่ากับ 2.85 nm. สำหรับ AISb:Si, 3.81 nm. สำหรับ AISb:Cu และ 2.15 nm. สำหรับ AISb ที่ไม่มีการเจือ ภายใต้สภาวะการ ปลูกฟิล์มบนฐานรองซิลิกอนที่เหมาะสมที่มีโครงสร้างไดโอดชนิด PIN จากคุณสมบัติทางไฟฟ้าแสดงลักษณะไดโอดได้อย่าง ชัดเจน โดยฟิล์มที่มีโครงสร้างไดโอดชนิด PIN มีค่า turn on Voltage อยู่ที่ประมาณ 9.0 eV (Forward Bias) และ -9.0 eV (Reverse Bias) และสำหรับฟิล์มโครงสร้างไดโอดชนิด PIN ที่เคลือบด้วยทองคำมีค่า turn on Voltage ประมาณ 1.5 eV (Forward Bias) และ -1.0 eV (Reverse Bias) อย่างไรก็ตามผลการทดสอบเหล่านี้แสดงให้เห็นว่าอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์ ชนิดวัสดุอิมเมียนแอนติโมนไนด์เป็นอุปกรณ์ที่มีคุณภาพที่เหมาะสมต่อการพัฒนาออกแบบในอนาคตในลักษณะโครงสร้าง ไดโอดชนิด PN-junction หรือ PIN-junction เพื่อใช้เป็นส่วนหนึ่งในอุปกรณ์สำหรับการตรวจวัดรังสี

กิตติกรรมประกาศ

การวิจัยครั้งนี้ได้รับการสนับสนุนจากกองทุนวิจัยระดับเอกสมโภช จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย และกองทุนสนับสนุนการ วิจัย (Thailand Research Fund) ภายใต้สัญญา No. TRG5880265

เอกสารอ้างอิง

- [1] ชิตตระการ, ชวีร์. "การตรวจและการวัดรังสี". กรุงเทพมหานคร: สำนักพิมพ์แห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2541.
- [2] Rabin Dhakal, Yung Huh, David Galipeau and Xingzhong Yan, "AISb Compound Semiconductor as Absorber Layer in Thin Film Solar Cells, Solar Cells - New Aspects and Solutions", Prof. Leonid A. Kosyachenko (Ed.), *Intech*, (2011), Available from : <http://www.intechopen.com/books/solar-cells-new-aspects-and-solutions/alsb-compound-semiconductor-as-absorber-layer-in-thin-film-solar-cells>
- [3] Erhart, Paul, Daniel Åberg, Benjamin W. Sturm, Kuang-Jen Wu, and Vincenzo Lordi. "Theory-Guided Growth of Aluminum Antimonide Single Crystals with Optimal Properties for Radiation Detection." *Applied Physics Letters* 97, no. 14 (2010).
- [4] Gandhi, T., K. S. Raja, and M. Misra. "Room Temperature Electrodeposition of Aluminum Antimonide Compound Semiconductor." *Electrochimica Acta* 53, no. 24 (2008): 7331-37.
- [5] Hsu, L., M. D. McCluskey, and E. E. Haller. "Pressure Dependence of Donor Excitation Spectra in Alsb." *Physical Review B* 67, no. 3 (2003).
- [6] Kroemer, Herbert. "The Family (Inas, Gasb, Als) and Its Heterostructures: A Selective Review." *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures* 20, no. 3-4 (2004): 196-203.



- [7] Liu, Chao, Yanbo Li, and Yiping Zeng. "Progress in Antimonide Based III-V Compound Semiconductors and Devices." *Engineering D2*, no. 08 (2010): 617-24.
- [8] Owens, Alan, and A. Peacock. "Compound Semiconductor Radiation Detectors." *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment* 531, no. 1-2 (2004): 18-37.
- [9] Vaughan, E. L., N. Rahimi, G. Balakrishnan, and A. A. Hecht. "Thin-Film Gallium Antimonide for Room-Temperature Radiation Detection." *Journal of Electronic Materials* 44, no. 10 (2015): 3288-93.
- [10] WEIDONG CHEN, LIANGHUAN FENG, ZHI LEI, JINGQUAN ZHANG, FEFE YAO, WEI CAI, YAPING CAI, WEI LI, LILI WU., and BING LI and JIA-GUI ZHENG. "Alsb Thin Films Prepared by Dc Magnetron Sputtering and Annealing." *International Journal of Modern Physics B* 22, no. 14 (2008): 2275-83.
- [11] Xia Hao, Lili Wu], Zheng Huang, Jianxiang He, Lianghuan Feng, Jingquan Zhang, Wei Li, Yaping Cai, Bing Li. "Study on Alsb Films Deposited by Co-Sputtering."
- [12] Y. R. Toda, K. S. Chaudhari, A. B. Jain, D. N. Gujarathi. "Structural and Optical Properties of Aluminium Antimonide Thin Films Deposited by Thermal Evaporation Method." *Archives of Physics Research* 2, no. 1 (2011): 146-53.