

การศึกษาการผลิตฟิล์มบางซิลิคอนต่อทจากการนำแผ่นซิลิคอนเสียหามา
ผลิตใหม่เพื่อประยุกต์เป็นชั้นรับแสงบนเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
ปีการศึกษา 2562

**THE STUDY IN SILICON DOTS FILMS FABRICATION
FROM RECYCLING OF WASTE SILICON WAFER
FOR APPLYING EMITTER LAYER OF SILICON
SOLAR CELLS**



Supanut Laohawiroj

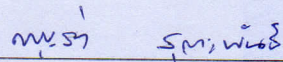
**A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirement for the
Degree of Master of Engineering in Electrical Engineering
Suranaree University of Technology**

Academic year 2019

การศึกษาการผลิตฟิล์มบางซิลิคอนดอทจากการนำแผ่นซิลิคอนเสียหามาผลิตใหม่
เพื่อประยุกต์เป็นชั้นรับแสงบนเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน

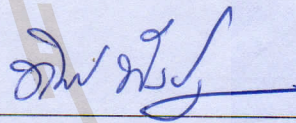
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้นับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา
ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์



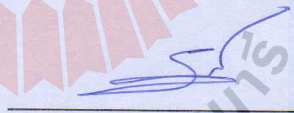
(ผศ. ดร.บุญส่ง สุตะพันธ์)

ประธานกรรมการ



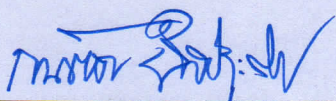
(ผศ. ดร.ทิพย์วรรณ พิงสุวรรณรักษ์)

กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)



(ดร.รุ่งเรือง วัฒนากุล)

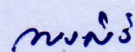
กรรมการ



(รศ. ร.อ. ดร.กนัธร ชำนิประศาสน์)

รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการ

และพัฒนาความเป็นสากล



(รศ. ดร.พรศิริ จงกล)

รักษาการแทนคณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

ศุภณัฐ เลหาวิโรจน์ : การศึกษาการผลิตฟิล์มบางซิลิคอนคอตจากการนำแผ่นซิลิคอน
เสียหามาผลิตใหม่เพื่อประยุกต์เป็นชั้นรับแสงบนเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน (THE
STUDY IN SILICON DOTS FILMS FABRICATION FROM RECYCLING OF
WASTE SILICON WAFER FOR APPLYING EMITTER LAYER OF SILICON
SOLAR CELLS) อาจารย์ที่ปรึกษา : ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ทิพย์วรรณ พิงสุวรรณรักษ์,
135 หน้า.

งานวิจัยนี้ได้เตรียมหมึกซิลิคอนที่มีส่วนประกอบของผงซิลิคอนและสารละลายซิงค์ออกไซด์ เพื่อผลิตเป็นฟิล์มบางบนแผ่นควอตซ์และบนแผ่นฐานพีเอ็นซิลิคอน ด้วยวิธีการเคลือบด้วยแรงหมุนเหวี่ยง ผงซิลิคอนได้เตรียมจากแผ่นซิลิคอนที่เสื่อมสภาพเสียหายโดยผ่านกระบวนการบดด้วยลูกบดเซอร์โคเนีย ฟิล์มบางซิลิคอนคอต (Si dots) ในเงื่อนไขความหนาแน่นของผงซิลิคอนจาก 0 – 0.2 g ในสารละลายโซลเจลเจือด้วยบิสมีทในปริมาณ 2 ml ได้ทำไปอบที่อุณหภูมิ 550°C ภายใต้ความดันบรรยากาศ ฟิล์มบาง Si dots นี้ใช้เป็นชั้นด้านบนของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดใหม่ ซึ่งสามารถเพิ่มการดูดกลืนแสงคลื่นสีน้ำเงิน เทคนิค XRD และ SEM ได้นำมาใช้เพื่อแสดงคุณภาพผลึกซิลิคอนและซิงค์ออกไซด์ ฟิล์มบาง Si dots ที่ผลิตขึ้นประกอบไปด้วยขนาดของผลึกนาโนที่แตกต่างกัน โดยผลึกนาโนซิลิคอนมีขนาดใหญ่อยู่ระหว่าง 64 nm – 155 nm ขณะที่ผลึก ZnO:Bi มีลักษณะทรงกลมขนาด 18 nm – 25 nm การวัด UV-VIS-NIR ให้ข้อมูลการขยายค่าช่องว่างพลังงานของฟิล์มบาง Si dots ได้ และค่าช่องว่างพลังงานสามารถปรับเปลี่ยนจากค่าความหนาแน่นของ Si dots ใน ZnO:Bi ขอบของการดูดกลืนแสงจะถูกเลื่อนจาก 1.1 eV ไปในช่วง 1.6 eV - 3.3 eV โดยวิธีการพล็อตของ Tauc การวัดภายใต้แสงของฟิล์มบาง Si dots ที่มีส่วนผสมของผงซิลิคอนปริมาณน้อย มีค่ากระแสโฟโตสูงกว่าสภาวะมืดประมาณ 10^3 เท่า ผลนี้สอดคล้องกับการเกิดสถานะดักจับที่ผิวสัมผัสระหว่าง Si และเมตริกซ์ ZnO:Bi

งานวิจัยนี้ได้ผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ที่ใช้ฟิล์มบาง Si dots เป็นชั้นด้านบนจากโครงสร้างรอยต่อพีเอ็นซึ่งพบว่า เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีฟิล์มบาง Si dots ให้ประสิทธิภาพเพิ่มขึ้น 2.17% เมื่อเปรียบเทียบกับเซลล์แสงอาทิตย์โครงสร้างรอยต่อพีเอ็น การวิเคราะห์เชิงเศรษฐศาสตร์ด้านราคาค้นทุนการผลิตพบว่า เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีฟิล์มบาง Si dots ถูกกว่าเซลล์ทั่วไป 0.6% ดังนั้นเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีฟิล์มบาง Si dots มีแนวโน้มที่จะประสบความสำเร็จในการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ประสิทธิภาพสูงต่อไปในอนาคตได้

สาขาวิชา วิศวกรรมไฟฟ้า
ปีการศึกษา 2562

ลายมือชื่อนักศึกษา ศุภณัฐ เลหาวิโรจน์
ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา อ.ทิพย์วรรณ

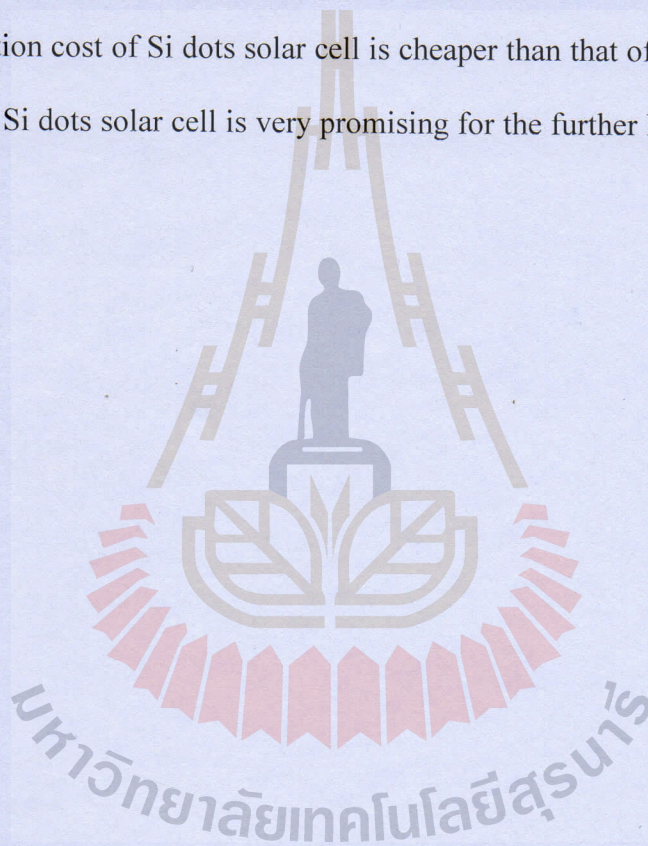
SUPANUT LAOHAWIROJ : THE STUDY IN SILICON DOTS FILMS
FABRICATION FROM RECYCLING OF WASTE SILICON WAFER FOR
APPLYING EMITTER LAYER OF SILICON SOLAR CELLS. THESIS
ADVISOR : ASST. PROF. THIPWAN FANGSUWANNARAK, Ph.D.,
135 PP.

THIRD GENERATION SOLAR CELL/SILICON POWDER/ZINC OXIDE DOPED
BISMUTH/LOW COST

In this research, silicon ink compositing of silicon powder and zinc oxide solution has been formulated and spin-coated on quartz and n/p-Si substrates. Silicon powder was prepared from waste silicon wafers as a raw material through a zirconia ball milling technique. Si dots thin films with varying Si powder densities from 0 – 0.2 g in zinc oxide doped bismuth sol-gel 2 ml were sintered at 550°C under the atmosphere. In order to enhance blue-light absorption, the thin film as a top-addition layer is able to be the highly promising layer for photo-generating carrier in third-generation photovoltaics. X-ray diffraction and scanning electron microscopy techniques have been employed for the presence of silicon and zinc oxide nanocrystallites. The Si dots thin films consist of different nanocrystal sizes of large Si nanocrystals (64 nm - 155 nm) and spherical ZnO:Bi nanocrystal (18 nm – 25 nm). UV-VIS-NIR Spectrophotometer can obtain an evidence of band gap enlargement of the Si dots films. The band gaps of the thin films were tunable by adjusting silicon dots density in ZnO:Bi film. Energy upshift of light absorption edge depended on the silicon dots density has been observed in the range 1.6-3.3 eV related band gap enlargement by Tauc plot. Under illumination measurement, high photocurrent gain of the thin film

comprised of low Si dots density to be coated on a quartz substrate is given by $\sim 10^3$ times compared with its dark current. This result is agreeably explained in terms of its lower superficial trap states at the interface between silicon and zinc oxide matrix.

This work fabricated the Si dots solar cell as a third-generation solar cell for a top-additional layer. The efficiency improvement of Si dots solar cell is by 2.17% compared with a typical crystalline p/n-Si solar cell. Economic analysis was indicated that the production cost of Si dots solar cell is cheaper than that of typical Si solar cell by 0.6%. Thus, Si dots solar cell is very promising for the further high efficiency solar cell.



School of Electrical Engineering

Academic Year 2019

Student' Signature Supanut Laohaniroj

Advisor' Signature Thipon Faj

กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้สำเร็จลุล่วงได้ดี ด้วยการสนับสนุนจากทุนกิตติบัตินิต ที่ให้โอกาสเข้ามาศึกษาในระดับมหาบัณฑิตมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี นอกจากนี้ยังได้รับทุนสนับสนุนภายนอกเพื่อดำเนินการวิจัยจากกองทุนเพื่อส่งเสริมการอนุรักษ์พลังงาน สำนักงานนโยบายและแผนพลังงานและพลังงานทดแทน สำนักงานนโยบายและแผนพลังงาน กระทรวงพลังงาน ประจำปีงบประมาณ 2561 ซึ่งทำให้วิทยานิพนธ์นี้ดำเนินการสำเร็จลุล่วงได้ ผู้วิจัยขอขอบพระคุณ ที่ได้รับการช่วยเหลือทางด้านวิชาการและเทคนิคการใช้เครื่องมือวิเคราะห์เชิงวิศวกรรมจากบุคคลและกลุ่มบุคคล รวมถึงหน่วยงานต่างๆ ที่อำนวยความสะดวกในการทำวิจัย ดังนี้

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ทิพย์วรรณ พิงสุวรรณรักษ์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ประจำสาขาวิศวกรรมไฟฟ้า สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ ที่ให้ความรู้ คำปรึกษาและคำแนะนำในการดำเนินงานวิจัย รวมถึงเป็นผู้ตรวจทานและแก้ไขวิทยานิพนธ์เล่มนี้ ให้มีความสมบูรณ์ยิ่งขึ้น อีกทั้งในช่วงเวลาที่ดำเนินงานวิจัยยังเป็นผู้ให้กำลังใจในการดำเนินชีวิตตลอดจนเป็นแบบอย่างที่ดีเสมอมา

รองศาสตราจารย์ ดร. ศิริรัตน์ ทับสูงเนิน รัตนจันทร์ อาจารย์ประจำสาขาวิศวกรรมเซรามิก สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ และคณะผู้วิจัยในห้องปฏิบัติการอาคารศูนย์เครื่องมือ 5 ที่เป็นผู้สนับสนุนให้คำปรึกษา ให้กำลังใจและได้ช่วยเหลือในงานวิจัยมาโดยตลอด

ดร. รุ่งเรือง พัฒนากุล และคณะผู้วิจัย ประจำศูนย์ปฏิบัติการ (Beamline 6a : DXL) และส่วนเครื่องมือภาคอุตสาหกรรม สถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน (องค์การมหาชน) ที่ได้สนับสนุนอุปกรณ์ เครื่องมือในงานวิจัยและสถานที่ ตลอดจนให้คำปรึกษาทางด้านวิชาการให้งานวิจัยนี้จนประสบความสำเร็จ

ดร. จริญญา ศรีธาราธิคุณ ดร. ทวีวัฒน์ กระจ่างสังข์ และคณะผู้วิจัย ประจำห้องปฏิบัติการวิจัยเทคโนโลยีพลังงานแสงอาทิตย์ ศูนย์เทคโนโลยีอิเล็กทรอนิกส์และคอมพิวเตอร์แห่งชาติ (NECTEC) ที่อำนวยความสะดวกในการใช้เครื่องมือที่เป็นประโยชน์ต่อการวิจัย ตลอดจนให้คำปรึกษาทางด้านวิชาการให้งานวิจัยนี้จนประสบความสำเร็จ

คณาจารย์ประจำสาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า คุณอัญชลี รักด่านกลาง และบุคลากรประจำสาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ที่ได้กรุณาให้ความรู้ด้านวิชาการ ให้คำปรึกษาและคำแนะนำอย่างดียิ่งมาโดยตลอด

บุคลากรบริษัท โซลาร์ตรอน จำกัด (มหาชน) ที่ได้สนับสนุนวัสดุและอุปกรณ์สำหรับงานวิจัย รวมถึงให้คำปรึกษาและข้อมูลอันเป็นประโยชน์ต่องานวิจัยในครั้งนี้

สุดท้ายนี้ ผู้วิจัยขอขอบพระคุณอาจารย์ผู้สอนทุกๆ ท่าน ที่ได้มอบความรู้ด้านต่างๆ และขอขอบพระคุณบิดา มารดา ญาติพี่น้อง และมิตรสหายของผู้วิจัย ที่มอบความรัก ความอบอุ่น กำลังใจ และมอบสิ่งต่างๆ ที่ดียิ่งตลอดมา จนทำให้ผู้วิจัยประสบความสำเร็จในชีวิตเรื่อยมา

ศุภณัฐ เลาหวิโรจน์



สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อ (ภาษาไทย).....	ก
บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ)	ข
กิตติกรรมประกาศ.....	ง
สารบัญ	ฉ
สารบัญตาราง	ณ
สารบัญรูป.....	ญ
คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ	ด
บทที่	
1 บทนำ	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหา	1
1.2 วัตถุประสงค์การวิจัย.....	9
1.3 ขอบเขตของการวิจัย	9
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	9
2 ปรัชญาวรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	10
2.1 คุณสมบัติของซิงค์ออกไซด์และงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	10
2.2 ทฤษฎีการจำกัดพลังงานเชิงควอนตัม (Quantum Confinement).....	14
2.3 กลไกการดูดกลืนแสงอาทิตย์ของสารกึ่งตัวนำ	17
2.4 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์รูปแบบรอยต่อพี – เอ็น	22
2.5 เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีฟิล์มบางนาโนซิลิคอน	27
3 การผลิตฟิล์มบางซิลิคอนดอทในเมทริกซ์ซิงค์ออกไซด์ด้วยเทคนิคโซล-เจล และ การวัดสมบัติทางโครงสร้าง ทางแสง และทางไฟฟ้า	44
3.1 พงซิลิคอน	44
3.1.1 การผลิตพงซิลิคอน	44
3.1.2 ผลการวิเคราะห์ขนาดพงซิลิคอน	45

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

3.1.3 การตรวจสอบคุณภาพผลึกของผงซิลิคอนด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์.....	46
3.2 फिल्मบางซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์.....	50
3.2.1 การผลิตหมึกซิลิคอนคอมโพสิตสารละลายประกอบซิงค์ออกไซด์เจือบิสมีท	50
3.3.2 การผลิตฟิล์มบางรับแสงซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์เจือบิสมีท	52
3.2.3 การตรวจสอบพื้นผิวและการวัดความหนาของฟิล์มบางซิลิคอนรับแสง Si dots	53
3.2.4 การวัดคุณสมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์มบางรับแสง Si dots	55
3.2.5 การวัดคุณสมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มบางรับแสง Si dots.....	63
3.2.6 การวัดคุณสมบัติทางแสงของฟิล์มบางรับแสง Si dots	67
3.3 สรุป.....	75
4 เซลล์แสงอาทิตย์ผลึกซิลิคอนที่มีฟิล์มบางซิลิคอนคอต	77
4.1 บทนำ.....	77
4.2 การผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ผลึกซิลิคอนที่มีฟิล์มบางซิลิคอนคอต.....	77
4.3 ผลทางไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots.....	84
4.4 การวิเคราะห์เชิงเศรษฐศาสตร์	88
4.5 การสร้างแผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ขนาดไม่น้อยกว่า 3 วัตต์.....	90
5 สรุปงานวิจัยและข้อเสนอแนะ	95
5.1 สรุปงานวิจัย.....	95
5.2 ข้อเสนอแนะ	96
รายการอ้างอิง	97

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

ภาคผนวก

ภาคผนวก ก	การทำความสะอาดแผ่นฐานซิลิคอนด้วยหลักการ Radio corporative of America.....	100
ภาคผนวก ข	การคำนวณสัดส่วนสารตั้งต้นสำหรับการสังเคราะห์สารละลายโซล-เจล ซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัท	102
ภาคผนวก ค	การคำนวณหาขนาดผลึก Relative intensity พารามิเตอร์โครงสร้างผลึกและค่า ความเครียดตามแนวแกนซี ของผลึกซิลิคอนและผลึกซิงค์ออกไซด์ จากการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD)	109
ภาคผนวก ง	บทความวิชาการที่ได้รับการเผยแพร่ในระหว่างการศึกษา	117
ประวัติผู้เขียน		135



สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
1.1	ข้อมูลการใช้พลังงานไฟฟ้าในปี 2559 – 2562 ของประเทศไทย 1
3.1	ค่าพารามิเตอร์ที่ได้จากการวิเคราะห์ XRD เมื่อพิจารณาเฉพาะระนาบ (111) 50
3.2	ปริมาณการเตรียมสารละลายโซล-เจลซึ่งค็อกซ์ไฮด์เจือบิสมัท 52
3.3	ตำแหน่งระนาบและ Relative intensity ของฟิล์มบางรับแสง Si dots 58
3.4	FWHM และผลการคำนวณขนาดผลึกของฟิล์มบางรับแสง Si dots 59
3.5	พารามิเตอร์โครงสร้างผลึกของซิลิคอนที่ระนาบ (111) ในฟิล์มบางรับแสง Si dots 60
3.6	พารามิเตอร์โครงสร้างผลึกของ ZnO ที่ระนาบ (100) และ (002) ของ ฟิล์มบางรับแสง Si dots 62
3.7	ผลทางไฟฟ้าของฟิล์มบางรับแสง Si dots 66
3.8	ขอบการดูดกลืนของแสงและค่าแถบพลังงานช่องว่างของฟิล์มบางรับแสง Si dots 73
4.1	ผลทางไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots 87
4.2	ข้อมูลจำเพาะของเซลล์แสงอาทิตย์และกำลังไฟฟ้าที่ผลิตได้ 89
ข.1	มวลโมเลกุลและความหนาแน่นของสารตั้งต้นที่ใช้ 88
ค.1	ค่าความเข้มของสัญญาณการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ 96

สารบัญรูปภาพ

รูปที่

หน้า

1.1	สัดส่วนตามน้ำหนักของวัสดุประกอบเป็นแผงเซลล์แสงอาทิตย์.....	3
1.2	ข้อมูลการติดตั้งพลังงานไฟฟ้าจากเซลล์แสงอาทิตย์ตั้งแต่ปี 2543 - 2560 และ การคาดการณ์การติดตั้งพลังงานไฟฟ้าจากเซลล์แสงอาทิตย์จนถึงปี 2565 จากทั่วโลก.....	3
1.3	พลังงานไฟฟ้าสะสมจากเซลล์แสงอาทิตย์ของแต่ละประเทศในปี 2560 และ การคาดการณ์สถานการณ์พลังงานไฟฟ้าสะสมในปี 2565	4
1.4	พลังงานไฟฟ้าสะสมจากเซลล์แสงอาทิตย์ของประเทศไทยตั้งแต่ปี 2526 – 2561	5
1.5	ปริมาณซิลิคอนที่เชื่อมสภาพสะสมของประเทศไทย	6
1.6	ขั้นตอนการรีไซเคิลผลึกโมโนซิลิคอนและเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยกระบวนการทางความร้อน และทางเคมี	7
1.7	สเปกตรัมของการแปลงพลังงานและการสูญเสียของเซลล์แสงอาทิตย์ ชนิดซิลิคอนรุ่นที่ 1.....	8
2.1	กระบวนการโซล-เจล และการประยุกต์ใช้	14
2.2	กราฟเปรียบเทียบความหนาแน่นของโครงสร้างนาโนและการจำกัดพลังงานควอนตัม ในแบบต่าง ๆ.....	15
2.3	ก) การจำกัดการเคลื่อนที่ของพาหะของผลึกนาโนซิลิคอนในเมทริกซ์ของไดออกไซด์ทริค และ ข) การเกิดระดับพลังงานควอนตัมของควอนตัมดอท	17
2.4	กลไกการดูดกลืนพลังงานโฟตอนของสารกึ่งตัวนำ	18
2.5	โครงสร้างการดูดกลืนพลังงานของสารกึ่งตัวนำแบบ DBG.....	19
2.6	โครงสร้างการดูดกลืนพลังงานของสารกึ่งตัวนำแบบ IDBG.....	20
2.7	กลไกการเดินทางของพาหะของโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ในสภาวะมืด ไม่มีการป้อนแรงดันไฟฟ้า	23
2.8	กลไกการเดินทางของพาหะของโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ในสภาวะสว่าง.....	25
2.9	(ก) ความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ ในสภาวะสว่าง และ (ข) วงจรสมมูลของเซลล์แสงอาทิตย์ในสภาวะสว่าง.....	26

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.10 แนวความคิดของเซลล์แสงอาทิตย์โครงสร้าง Tandem cell.....	28
2.11 แถบพลังงานช่องว่างของโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดเทนเดมเซลล์	28
2.12 ภาพถ่าย TEM ของ (ก) ภาคตัดขวาง และ (ข) ผลึกของฟิล์มบางในเงื่อนไข $\text{SiO}_{1.30}/\text{SiO}_2$	29
2.13 ผลการวัด GIXRD ของฟิล์ม $\text{SiO}_x/\text{SiO}_2$	30
2.14 สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงของฟิล์ม $\text{SiO}_x/\text{SiO}_2$ ที่แปรเปลี่ยนตามค่า x และภาพเล็กแสดงการประมาณค่าแถบพลังงานทางแสง.....	31
2.15 ผลการวัด IV-curve ของเซลล์แสงอาทิตย์ขนาด $125 \times 125 \text{ mm}^2$ (เส้นปะสีน้ำเงิน) และไม่มีชั้น SiQDs (เส้นสีแดง)	32
2.16 ผลการวัด EQE ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้น SiQDs (เส้นปะสีน้ำเงิน) และไม่มีชั้น SiQDs (เส้นสีแดง)	33
2.17 ค่าการสะท้อนแสงกลับของเซลล์แสงอาทิตย์ที่ไม่มีฟิล์ม SiQDs และมีฟิล์มบาง SiQDs ที่ความหนา 30, 120 และ 210 nm	33
2.18 การลดลงของประสิทธิภาพของเซลล์แสงอาทิตย์ SiQDs ตามเวลาหลังการผลิตเสร็จ	34
2.19 สเปกตรัมของ (ก) Raman และ (ข)) XRD ของฟิล์มบาง ZnO ที่มี nc-Si ผังอยู่ภายใน ภายใต้เงื่อนไขค่าของ sputtering power และรูปภาพเล็กของ (ก) แสดง curve-fitting ของชิ้นงาน S110	35
2.20 (ก) ผลการวัด FTIR ของฟิล์มบาง SiO_x ที่อบในอุณหภูมิ 60°C ในช่วงเวลาการบ่มของโหนดต่างๆ และ (ข)) ผลการวัด PES ของฟิล์มบาง SiO_x ที่อุณหภูมิการอบ 60 100 และ 400°C	36
2.21 การประมาณค่าแถบพลังงานช่องว่างด้วยวิธี Tauc's plot ของฟิล์มบาง nc-Si ในเมตริกซ์ออกไซด์.....	37
2.22 ผลการวัด (ก) ค่าการสะท้อนแสงกลับ และ (ข) ค่าการทะลุผ่านของแสงของฟิล์มบางซิลิคอนอนุภาคระดับนาโนเมตรในเมตริกซ์ Phosphosilicate glass	38
2.23 สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงของฟิล์มบางซิลิคอนอนุภาคระดับนาโนเมตรในเมตริกซ์ Phosphosilicate glass.....	39

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.24	สเปกตรัม PL ของฟิล์มบาง SiQDs ในเมตริกซ์ ZnO ในเงื่อนไข Sputtering power ของ Si target เท่ากับ 400 และ 600 W และ sputtering power ของ ZnO target เท่ากับ 1,000 W 40
2.25	Tauc's plot ของ SiQDs ฝังตัวอยู่ในเมตริกซ์ $\mu\text{c-SiC}$ ในเงื่อนไขอุณหภูมิการอบฟิล์ม 41
2.26	ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของ เซลล์แสงอาทิตย์โครงสร้าง p-SiQDs/n-cSi เปรียบเทียบกับโครงสร้าง n-cSi 42
2.27	สเปกตรัม (ก) EQE และการสะท้อนแสงกลับ และ (ข) IQE ของเซลล์แสงอาทิตย์ใน เงื่อนไข p-SiQDs/n-cSi (cell (a)) และ n-cSi (cell (b)) 43
3.1	การผลิตผงซิลิคอน (ก) แบบหยาดด้วยโกร่งบดสาร และ (ข) แบบละเอียดด้วย กระบวนการหมุนของหม้อบด 44
3.2	ผงซิลิคอนที่ผ่านกระบวนการบดด้วยวิธี Ball milling 45
3.3	ความสัมพันธ์ของเปอร์เซ็นต์ความถี่ในการพบอนุภาคและการกระจายตัวของอนุภาค และขนาดของอนุภาคที่วัดจากเครื่อง Particle Size Analysis 46
3.4	ภาพถ่าย 5000 เท่าของผงซิลิคอนด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราด 46
3.5	รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของผงซิลิคอน 47
3.6	โครงผลึกแบบ Simple cubic ของผงซิลิคอน 48
3.7	แผนภาพการเตรียม Si ink 51
3.8	แผนภาพการผลิตฟิล์มบางรับแสง Si dots จาก Si ink 52
3.9	ฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอนตั้งแต่ (ก) 0g (ข) 0.01g (ค) 0.03g (ง) 0.05g (จ) 0.08g (ฉ) 0.085g (ช) 0.09g (ซ) 0.095g (ณ) 0.1g (ญ) 0.13g (ฎ) 0.15g (ฏ) 0.18g และ (ฐ) 0.2g 53
3.10	ภาพถ่ายพื้นผิวของฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอน (ก) 0g (ข) 0.03g (ค) 0.1g และ (ง) 0.15g 54
3.11	ผลการความหนาแน่นของฟิล์มบางรับแสง Si dots 55
3.12	ผลการวัดการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของฟิล์มบางรับแสง Si dots 56
3.13	โครงผลึกแบบ Hexagonal wurtzite ของ ZnO 61
3.14	แผนผังการวัดแบบ Two-probe measurement ของฟิล์มบางรับแสง Si dots 63

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.15	ความสัมพัทธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของฟิล์มบางรับแสง Si dots..... 64
3.16	ความสัมพัทธ์ระหว่างความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของฟิล์มบางรับแสง Si dots 65
3.17	(ก) สเปกตรัมค่าการทะลุผ่านของแสงที่ความยาวคลื่นต่างๆ และ (ข) การจำแนกค่าการทะลุผ่านความยาวคลื่นในช่วง UV VIS และ IR ของฟิล์มบางรับแสง Si dots 68
3.18	(ก) สเปกตรัมค่าการสะท้อนแสงกลับที่ความยาวคลื่นต่างๆ และ (ข) การจำแนกค่าการสะท้อนแสงกลับความยาวคลื่นในช่วง UV VIS และ IR ของฟิล์มบางรับแสง Si dots 69
3.19	%WR ของฟิล์มบางรับแสง Si dots ตั้งแต่ความยาวคลื่น 280 – 1250 nm..... 70
3.20	สัมประสิทธิ์การดูดกลืนของแสงของฟิล์มบางรับแสง Si dots 71
3.21	การประมาณค่า E_g ของฟิล์มบางรับแสง Si dots..... 72
3.22	ค่าดัชนีหักเหแสงที่ความยาวคลื่นต่างๆ ของฟิล์มบางรับแสง Si dots..... 74
3.23	ค่าดัชนีหักเหแสงที่ความยาวคลื่นเท่ากับ 600nm ของฟิล์มบางรับแสง Si dots..... 74
3.24	ค่าสัมประสิทธิ์การสูญเสียทางแสงของฟิล์มบางรับแสง Si dots 75
4.1	ขั้นตอนการสร้างชั้นฟิล์มบาง ZnO:Bi/Si dots/ZnO:Bi บนเซลล์ซิลิคอนโครงสร้าง p/n/SiN _x 78
4.2	(ก) แผ่นฐานซิลิคอน โครงสร้าง p/n/SiN _x และฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอน (ข) 0 g (ค) 0.01 g (ง) 0.03 g (จ) 0.05 g (ฉ) 0.08 g (ช) 0.085 g (ซ) 0.09 g (ณ) 0.095 g (ญ) 0.1 g (ฎ) 0.13 g (ฏ) 0.15 g (ฐ) 0.18 g และ (ท) 0.2 g บนเซลล์ซิลิคอน โครงสร้าง p/n/SiN _x 79
4.3	อุปกรณ์ที่ใช้สำหรับการสกัดฟิล์มบางบริเวณเพื่อเปิดช่องฟิล์มบางทั้ง 3 ชั้น ประกอบด้วย (ก) แผ่น Flash foam (ข) แผ่นใสที่มีลวดลายขั้วไฟฟ้ากริด และ finger (ค) เครื่อง Flash stamp (ง) เครื่องประทับลาย (จ) กรดไนตริกซ์ 80
4.4	แผ่น Flash foam ที่มีลวดลายเช่นเดียวกับขั้วไฟฟ้ากริดของเซลล์แสงอาทิตย์..... 81
4.5	ลวดลายของฟิล์มบาง ZnO:Bi/Si dots/ZnO:Bi หลังจากเปิดช่องด้วยเครื่องประทับลาย 81

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.6	อุปกรณ์สำหรับสร้างขั้วโลหะให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ประกอบด้วย (ก) แท่นสำหรับวางแผ่นซิลิคอนกับไหมสกรีนที่มีลวดลายของขั้วโลหะ (ข) กาวโลหะเงินและกาวโลหะอะลูมิเนียม (ค) แผ่นยางปิดสำหรับพิมพ์ลาย (ง) เตอบ และ (จ) เครื่อง Fast firing..... 82
4.7	แผ่นเซลล์แสงอาทิตย์ผลึกซิลิคอนที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่ผ่านกระบวนการสร้างขั้วโลหะ 84
4.8	ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots 85
4.9	ค่า V_{oc} และ J_{sc} ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots 85
4.10	ค่า FF และ η ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots..... 86
4.11	ส่วนประกอบของต้นทุนการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ (ก) โครงสร้าง p/n/SiN _x และ (ข) โครงสร้างที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots..... 88
4.12	(ก) การเชื่อมต่อโลหะ Ribbon กับเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยการบัดกรี (ข) เซลล์แสงอาทิตย์ที่ต่อโลหะ Ribbon แล้ว 90
4.13	การจัดเรียงแผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ขนาด (ก) $3 \times 3 \text{ cm}^2$ และขนาด (ข) $5 \times 5 \text{ cm}^2$ 91
4.14	แผนภาพการเรียงลำดับการประกอบแผงเซลล์แสงอาทิตย์..... 91
4.15	การทำ Laminate แผงเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยเครื่อง Laminator..... 92
4.16	แผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ประกอบด้วยเซลล์ขนาด (ก) $3 \times 3 \text{ cm}^2$ และขนาด (ข) $5 \times 5 \text{ cm}^2$ 92
4.17	ผลทางไฟฟ้าของแผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่ประกอบด้วยเซลล์ขนาด $3 \times 3 \text{ cm}^2$ 93
4.18	ผลทางไฟฟ้าของแผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่ประกอบด้วยเซลล์ขนาด $5 \times 5 \text{ cm}^2$ 93

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ

A	=	พื้นที่หน้าตัด
Ar	=	อาร์กอน (Argon)
A_{area}	=	พื้นที่รับแสงของเซลล์แสงอาทิตย์
A^*	=	ค่าคงที่มีค่าเท่ากับ 2×10^4
A^{**}	=	ค่าคงที่ของวัสดุที่พิจารณาในการดูดกลืนแสง
a	=	lattice constant ของ a
B	=	Full width at half maximum (FWHM)
Bi	=	บิสมัท (Bismuth)
Bi	=	บิสมัทไนเตรตเพนตะไฮเดรต (Bismuth (III) nitrate pentahydrate)
Bi_2O_3	=	บิสมัท (III) ออกไซด์ (Bismuth (III) oxide)
CTAB	=	สารลดแรงตึงผิว Cetyltrimethyl ammonium bromide
c	=	lattice constant ของ c
c_0	=	ค่าพารามิเตอร์โครงผลึกซี (c-lattice parameter) ของผงซิลิคอนที่ไม่มี ความเครียด
D	=	เส้นผ่านศูนย์กลางของขั้วโลหะ
DBG	=	Direct Band Gap
DI	=	ย่อมาจาก Deionized water
DOS	=	ความหนาแน่นของสถานะ (Density of state)
$D(E)$	=	ความหนาแน่นของสถานะที่ขึ้นอยู่กับพลังงาน
D_e	=	ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของพาหะอิเล็กตรอน
D_h	=	ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของพาหะโฮล
$d_{h,k,l}$	=	ระยะห่างระหว่างระนาบ (hkl)
E	=	พลังงาน
EQE	=	External quantum efficiency
EG	=	เอทิลีนไกลคอล (Ethylene glycol)
E_c	=	แถบพลังงานคอนดักชัน (Conduction band energy)
E_f	=	พลังงานของเฟอร์มิเลเวล

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ (ต่อ)

E_g	=	ช่องว่างพลังงาน
E_i	=	พลังงานของเงื่อนไขเริ่มต้น
E_p	=	พลังงานจากการดูดกลืนโฟนอนที่ถูกกำหนดด้วยโมเมนตัม
E_v	=	แถบพลังงานวาเลนซ์ (Valence band energy)
FESEM	=	กล้องอิเล็กตรอนชนิดส่องกราด (Field emission scanning electron microscope)
FF	=	ฟิลล์แฟกเตอร์ (Fill factor)
G	=	อัตราการผลิตพาหะ
HCl	=	กรดไฮโดรคลอริก (Hydrochloric)
HNO ₃	=	กรดไนตริก
h	=	ค่าคงที่ของพลังค์ (Planck's constant) มีค่าเท่ากับ 4.136×10^{-15} [eV·s]
$\hbar$	=	ค่าคงที่ของพลังค์แบบลดรูป (Reduced Planck's constant) มีค่าเท่ากับ $\frac{h}{2\pi}$
I	=	กระแสไฟฟ้า
IDBG	=	Indirect Band Gap
IPA	=	โพรพานอล (Isopropyl alcohol)
IQE	=	Internal quantum efficiency
I_{hkl}	=	ความเข้มของสัญญาณที่ระนาบ (hkl)
I_{mp}	=	กระแสไฟฟ้าที่กำลังไฟฟ้าสูงสุด
I_{net}	=	กระแสไฟฟ้าสุทธิ
I_{ph}	=	กระแสไฟฟ้าที่ได้จากแสง
I_{sc}	=	กระแสไฟฟ้าลัดวงจร
I_0	=	กระแสไฟฟ้าอิ่มตัวย้อนกลับ (Reverse saturation current)
J	=	ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้า
k	=	ค่าคงที่บ็อลทซ์มันน์ (Boltzmann's constant) มีค่าเท่ากับ 8.617×10^{-5} [eV/K]
k_{Ext}	=	สัมประสิทธิ์การสูญหายของแสง (Extinction coefficient)
k^*	=	คือค่าคงที่ขึ้นกับรูปร่างของผลึกมีค่าเท่ากับ 0.9

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ (ต่อ)

L	=	ระยะห่างระหว่างขั้วโลหะ
L_e	=	ระยะทางการแพร่ของอิเล็กตรอน
L_h	=	ระยะทางการแพร่ของโฮล
MEA	=	โมโนเอทานอลเอมีน (Mono-ethanol amine)
m^*	=	มวลยังผล (effective mass)
m_n^*	=	มวลประสิทธิผลของอิเล็กตรอน
m_p^*	=	มวลประสิทธิผลยังผลของโฮล
N	=	ดัชนีหักเหของแสงเชิงซ้อน
NaOH	=	โซเดียมไฮดรอกไซด์ (Sodium hydroxide).
NaCl	=	โซเดียมคลอไรด์ (Sodium chloride)
NH ₄ OH	=	แอมโมเนีย (Ammonia)
NIR	=	แสงช่วงความยาวคลื่น near infrared
N_A	=	ความหนาแน่นของสารเจือชนิดผู้รับ (Density of acceptor)
N_D	=	ความหนาแน่นของสารเจือชนิดผู้ให้ (Density of donor)
n	=	Ideality factor มีค่าเท่ากับ 1
n^{**}	=	คุณสมบัติการดูดกลืนแสงแบบของฟิล์มบาง
n_{ref}	=	ดัชนีหักเหแสง (Refractive index)
n_i	=	ความหนาแน่นของพาหะในวัสดุก่อนเจือสาร (Intrinsic concentration)
n_n	=	ความหนาแน่นของพาหะอิเล็กตรอนในวัสดุชนิดเอ็น
n_p	=	ความหนาแน่นของพาหะอิเล็กตรอนในวัสดุชนิดพี
n^*	=	ลำดับการสะท้อน มีค่าเท่ากับ 1
O	=	ออกซิเจน (Oxygen)
P_{piece}	=	คือกำลังไฟฟ้าที่ผลิตได้ของเซลล์แสงอาทิตย์จำนวน 1 แผ่น
PECVD	=	Plasma enhanced chemical vapor deposition
PL	=	Photoluminescence
p	=	โมเมนตัมของผลึก (Crystal momentum)
P_{in}	=	กำลังไฟฟ้าที่ได้จากแสงที่ตกกระทบบนแผ่นเซลล์แสงอาทิตย์
pH	=	ค่าแสดงความเป็นกรดและเบส
p_n	=	ความหนาแน่นของพาหะโฮลในวัสดุชนิดเอ็น

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ (ต่อ)

p_p	=	ความหนาแน่นของพาหะโฮลในวัสดุชนิดพี
$p/n/SiN_x$	=	แผ่นฐานซิลิคอนรอยต่อพี-เอ็นที่มีชั้นซิลิคอนไนไตรด์อยู่ด้านบน
Q	=	เปอร์เซ็นต์ความถี่ในการพบบอนุภาคและการกระจายตัวของอนุภาค
QDs	=	ควอนตัมดอท (Quantum dots)
q	=	ประจุไฟฟ้ามีค่าเท่ากับ 1.602×10^{-19} [coulomb, c]
R	=	ความต้านทานไฟฟ้า
RCA	=	Radio Corporation of America
RTA	=	Rapid thermal annealing
RI	=	Relative intensity
SDS	=	สารลดแรงตึงผิว Sodium dodecyl sulfate
Si	=	ซิลิคอน (Silicon)
SiO_2	=	ซิลิคอนไดออกไซด์ (Silicon dioxide)
SiQDs	=	ซิลิคอนควอนตัมดอท (Silicon quantum dots)
SRO	=	Silicon-rich oxide
T	=	อุณหภูมิในหน่วยเคลวิน [K]
TEM	=	กล้องอิเล็กตรอนชนิดส่องผ่าน (Transmission electron microscope)
Tx-100	=	สารลดแรงตึงผิว Triton
%T	=	ค่าการทะลุผ่านของแสง
t	=	ค่าความหนาของฟิล์มบาง
%R	=	ค่าการสะท้อนแสงกลับ
UV	=	แสงช่วงความยาวคลื่น Ultra violet
V	=	แรงดันไฟฟ้า
VIS	=	แสงช่วงความยาวคลื่น Visible
V_a	=	แรงดันไฟฟ้าที่ป้อนให้กับรอยต่อพี-เอ็น
V_{mp}	=	แรงดันไฟฟ้าที่กำลังไฟฟ้าสูงสุด
V_{oc}	=	แรงดันไฟฟ้าเปิดวงจร
W	=	ความกว้างของ Depletion region
wt%	=	ร้อยละโดยน้ำหนัก
XRD	=	การเลี้ยวเบนด้วยรังสีเอ็กซ์

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ (ต่อ)

Zn	=	ซิงค์ (Zinc)
ZnAc	=	ซิงค์อะซิเตตไดไฮเดรต (Zinc acetate di-hydrate)
ZnO	=	ซิงค์ออกไซด์ (Zinc oxide)
ZnO:Bi	=	ซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัท
α	=	สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสง (Absorption coefficient)
α_a	=	สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงของ phonon absorption [cm^{-1}]
α_e	=	สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงของ phonon emission [cm^{-1}]
$\delta(E)$	=	เดลตาฟังก์ชันของพลังงาน
$\varepsilon(x)$	=	สนามไฟฟ้าในสารกึ่งตัวนำ ณ ตำแหน่งต่างๆ
ε_0	=	สนามไฟฟ้าภายใน
η	=	ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานแสงเป็นพลังงานไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์
θ	=	มุมของยอดการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์
λ	=	ความยาวคลื่นของรังสีเอ็กซ์ (1.5418 Å)
ν	=	ค่าความถี่ของแสง
π	=	ค่าคงที่มีค่าเท่ากับ 3.142
ρ	=	ความต้านทานจำเพาะของฟิล์มบาง
τ_e	=	ค่าช่วงชีวิตของพาหะอิเล็กตรอน
τ_h	=	คือค่าช่วงชีวิตของโฮล
Ψ_0	=	กำแพงศักย์ (Build-in voltage)

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหา

ปัจจุบันในประเทศต่างๆ มีแนวโน้มของการใช้พลังงานไฟฟ้าที่เพิ่มสูงมากขึ้น ซึ่งพลังงานไฟฟ้าส่วนใหญ่ได้ถูกแปรรูปมาจากฟอสซิล อาทิ น้ำมัน แก๊สธรรมชาติ ถ่านหิน เป็นต้น พลังงานเหล่านี้เป็นพลังงานที่ใช้แล้วเกิดมลพิษทางอากาศและเป็นสิ่งที่ใช้แล้วหมดไป อีกทั้งมีการใช้พลังงานที่เพิ่มขึ้นจากปริมาณประชากรที่เพิ่มขึ้น ซึ่งอาจจะเกิดปัญหาพลังงานขาดแคลนได้ในอนาคต

ตารางที่ 1.1 ข้อมูลการใช้พลังงานไฟฟ้าในปี 2559 – 2562 ของประเทศไทย

สาขา	ปริมาณการใช้ไฟฟ้า					
	GWh				2562 (ม.ค. – ก.พ.)	
	2559	2560	2561	2562 (ม.ค. – ก.พ.)	Growth (%) YoY	Share (%)
ครัวเรือน	43,932	44,374	45,205	7,088	13.7	20
ธุรกิจ	44,639	45,100	46,764	7,547	8.9	21
- ห้างสรรพสินค้า	5,086	5,154	5,235	834	5.4	
- อพาร์ทเมนต์และเกสต์เฮาส์	4,458	4,600	4,831	806	15.4	
- โรงแรม	4,210	4,228	4,363	728	5.3	
อุตสาหกรรม	86,878	87,772	87,829	13,706	-0.5	39
- อาหาร	10,873	11,362	11,228	1,803	0.5	
- เหล็กและโลหะพื้นฐาน	7,176	7,861	7,913	1,104	-13.3	
- อิเล็กทรอนิกส์	7,034	7,248	7,294	1,103	-5.5	
IPS*	25,634	30,372	33,949	5,551	-3.4	16
อื่นๆ **	7,398	7,878	8,034	1,362	5.7	4
รวม	208,481	215,496	221,781	35,254	3.8	100

* IPS (Independent power supply) คือโรงไฟฟ้าที่ผลิตไฟฟ้าใช้เอง และ/หรือขายตรง ที่เชื่อมต่อกับระบบของ 3 การไฟฟ้า

** อังคกรไม่แสวงหากำไร สืบน้ำเพื่อการเกษตร ไฟชั่วคราว ไฟสาธารณะและอื่นๆ

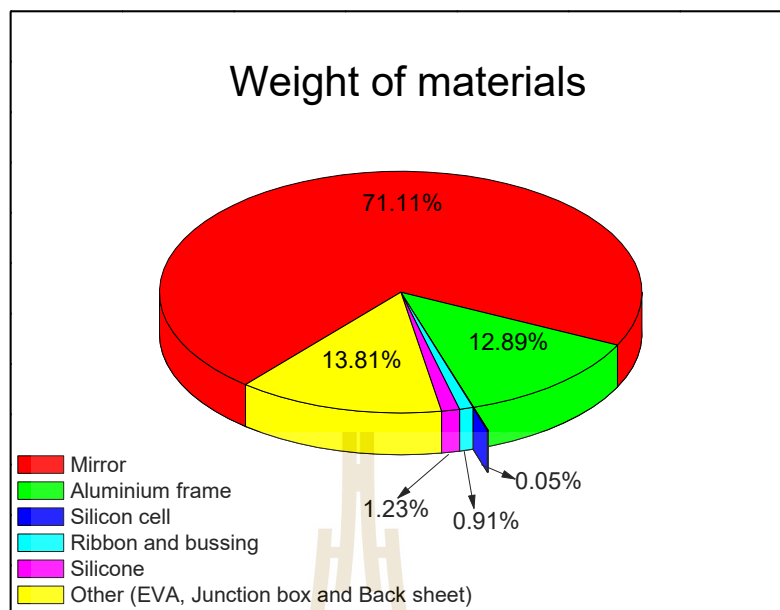
หมายเหตุ : 1 การเปลี่ยนแปลง (%) เทียบกับช่วงเวลาดียวกันของปี

2. การใช้ไฟฟ้าสาขาธุรกิจและอุตสาหกรรมแสดงเฉพาะข้อมูลที่สำคัญสามประเภท

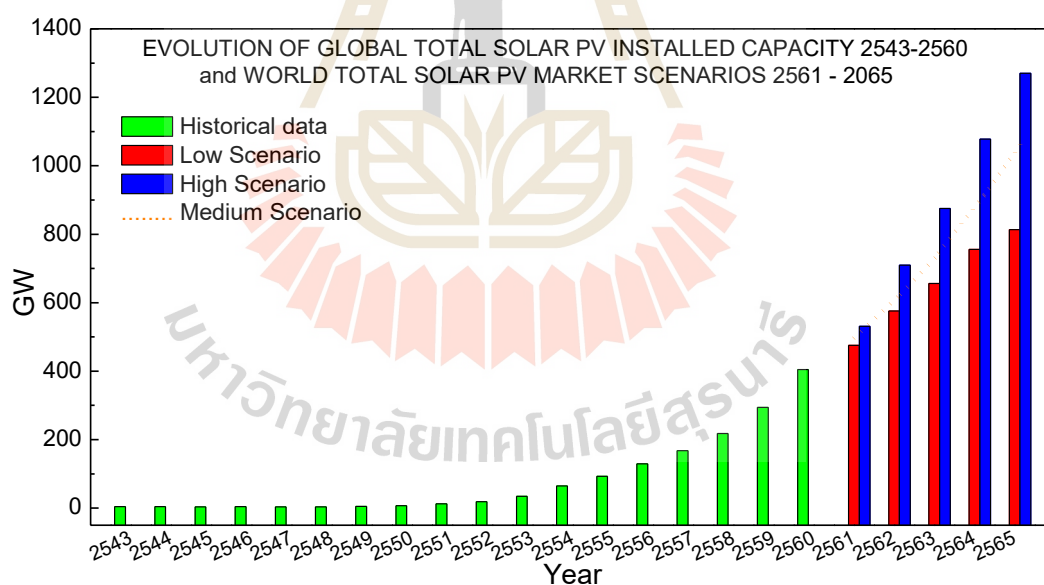
ตารางที่ 1.1 แสดงข้อมูลปริมาณการใช้พลังงานไฟฟ้าในปี 2559 – 2561 จากกระทรวงพลังงาน (อ้างอิงข้อมูลจาก <http://www.eppo.go.th>) พบว่า ทั้งในภาคครัวเรือน ภาคธุรกิจ ภาคอุตสาหกรรม และอื่นๆ มีการใช้พลังงานที่มากขึ้นในแต่ละปี ทั้งนี้ช่วงต้นปี 2562 พบว่า ความต้องการการใช้พลังงานของภาคครัวเรือนและภาคธุรกิจอยู่ที่ 20% และ 21% แต่อย่างไรก็ตามจะพบว่าการใช้พลังงานไฟฟ้าที่มากขึ้นถึง 13.7% และ 8.9% ตามลำดับ ทั้งนี้มาจากการเพิ่มขึ้นของประชากรจึงเกิดการขยายตัวของอุปโภคและบริโภค

ดังนั้นจึงได้มีการพัฒนาพลังงานทางเลือกอื่น ๆ อาทิ พลังงานลม พลังงานคลื่นทะเล ความร้อนใต้พิภพ และพลังงานจากแสงอาทิตย์ เป็นต้น พลังงานเหล่านี้เป็นพลังงานสะอาดไม่หมดไปจึงนำมาทดแทนการใช้พลังงานจากฟอสซิลได้ โดยเฉพาะพลังงานจากเซลล์แสงอาทิตย์ เซลล์แสงอาทิตย์เป็นอุปกรณ์ที่สามารถแปลงพลังงานแสงให้เป็นพลังงานไฟฟ้าได้โดยตรง ด้วยการใช้วัสดุสารกึ่งตัวนำอย่างซิลิคอน ซึ่งเป็นวัสดุที่มีอยู่มากบนพื้นผิวโลกจึงมีราคาถูกกว่าสารกึ่งตัวนำชนิดอื่นในการผลิต นิยมใช้แร่ควอตไซต์หรือทรายมาเข้าสู่กระบวนการหลอมละลายและทำให้บริสุทธิ์ด้วยกระบวนการทางเคมี เมื่อขึ้นรูปเป็นผลึกซิลิคอนและตัดออกมาเป็นแผ่นซิลิคอน จึงนำมาผลิตเป็นรอยต่อ p/n พื้นที่มีขนาดใหญ่สำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ จากนั้นนำเซลล์แสงอาทิตย์มาเชื่อมต่อและประกอบจนได้แผงเซลล์แสงอาทิตย์ ซึ่งประกอบด้วยกระจก กรอบอะลูมิเนียม แผ่นซิลิคอน เส้นลวดโลหะเงิน กาวซิลิโคน และอื่น ๆ สัดส่วนตามน้ำหนักในการประกอบเป็นแผงเซลล์แสงอาทิตย์แสดงในรูปแผนภูมิวงกลมรูปที่ 1.1 พบว่ากระจกมีปริมาณสัดส่วนตามน้ำหนักที่มากที่สุดถึง 70% แผ่นเซลล์แสงอาทิตย์มีน้ำหนักเพียง 0.05%

จากข้อมูลของ Global Market Outlook For Solar Power / 2018 – 2022 (Solar power Europe) ได้รวบรวมข้อมูลการติดตั้งพลังงานไฟฟ้าจากเซลล์แสงอาทิตย์ทั่วโลก ตั้งแต่ปี พ.ศ. 2543 ตลอดจนการคาดการณ์สถานการณ์การติดตั้งพลังงานไฟฟ้าจากเซลล์แสงอาทิตย์ ซึ่งมีรายละเอียดแสดงในรูปที่ 1.2



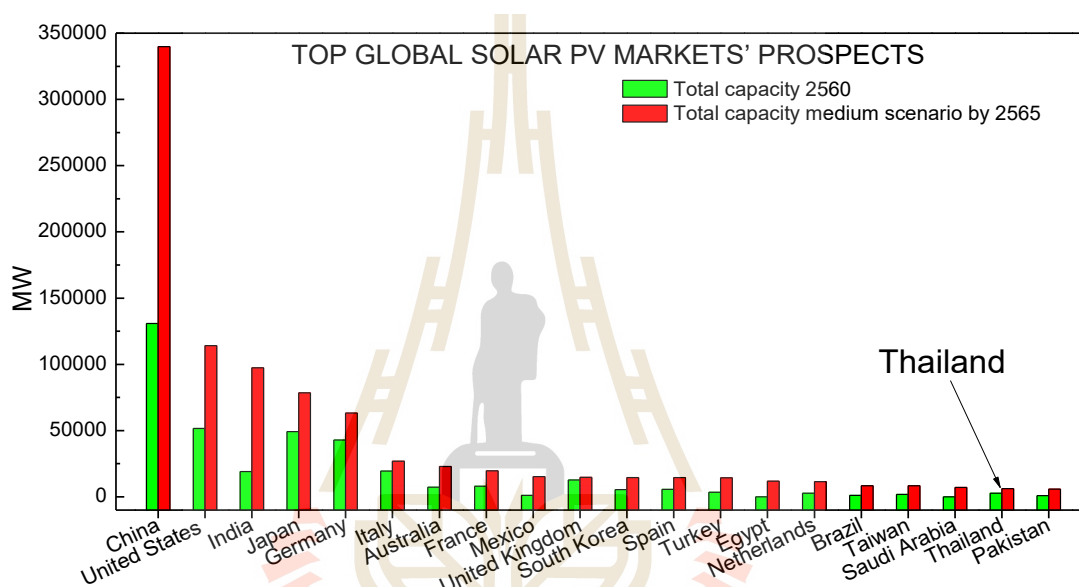
รูปที่ 1.1 สัดส่วนตามน้ำหนักของวัสดุประกอบเป็นแผงเซลล์แสงอาทิตย์



รูปที่ 1.2 ข้อมูลการติดตั้งพลังงานไฟฟ้าจากเซลล์แสงอาทิตย์ตั้งแต่ปี พ.ศ. 2543 - 2560 และการคาดการณ์การติดตั้งพลังงานไฟฟ้าจากเซลล์แสงอาทิตย์จนถึงปี พ.ศ. 2565 จากทั่วโลก

รูปที่ 1.2 แสดงข้อมูลการติดตั้งพลังงานไฟฟ้าจากเซลล์แสงอาทิตย์ของทั่วโลก ตั้งแต่ปี พ.ศ. 2543 – 2560 มีการติดตั้งแผงเซลล์แสงอาทิตย์เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่อง ทำให้มีพลังงานไฟฟ้าที่ได้

จากแผงเซลล์แสงอาทิตย์ในปี พ.ศ. 2560 มีค่ามากกว่า 1,000 GW และจากการคาดการณ์การติดตั้งพลังงานไฟฟ้าจากแผงเซลล์แสงอาทิตย์จนถึงปี พ.ศ. 2565 ก็ยังมีแนวโน้มที่จะเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องเช่นเดียวกัน มีความเป็นไปได้ที่ในปี พ.ศ. 2565 อาจมีพลังงานไฟฟ้าจากการติดตั้งพลังงานไฟฟ้าจากแผงเซลล์แสงอาทิตย์มากกว่า 4,200 GW นอกจากนี้ ข้อมูลของ Global Market Outlook For Solar Power / 2018 – 2022 (Solar power Europe) ได้รวบรวมข้อมูลพลังงานไฟฟ้าสะสมจากเซลล์แสงอาทิตย์ของแต่ละประเทศแสดงในรูปที่ 1.3

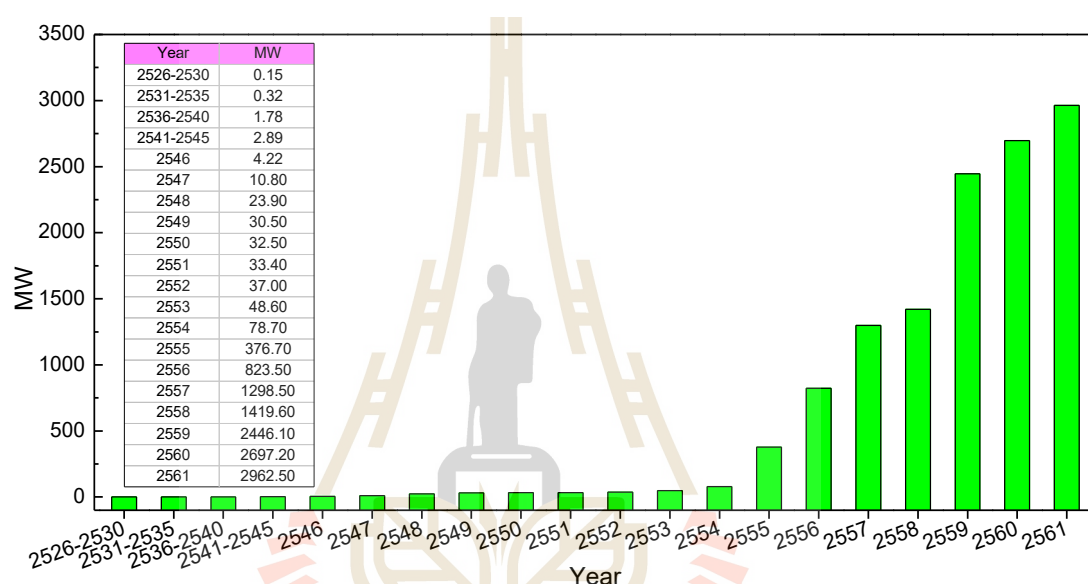


รูปที่ 1.3 พลังงานไฟฟ้าสะสมจากเซลล์แสงอาทิตย์ของแต่ละประเทศในปี พ.ศ. 2560 และการคาดการณ์สถานการณ์พลังงานไฟฟ้าสะสมในปี พ.ศ. 2565

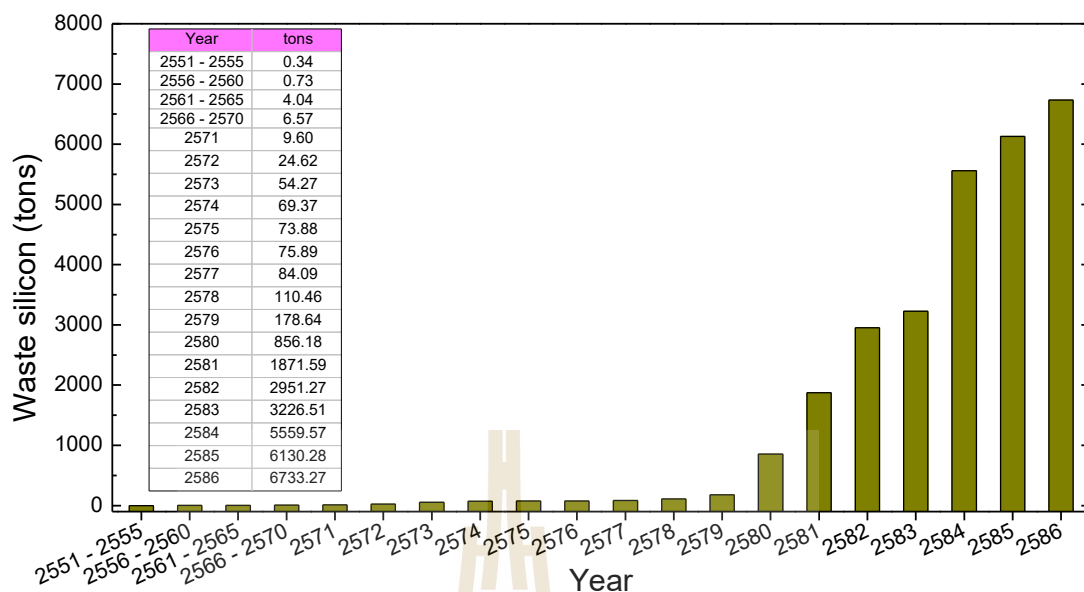
รูปที่ 1.3 แสดงข้อมูลพลังงานไฟฟ้าสะสมจากเซลล์แสงอาทิตย์ของแต่ละประเทศในปี พ.ศ. 2560 ซึ่งพบว่าประเทศ 3 อันดับแรกที่มีพลังงานไฟฟ้าสะสมจากเซลล์แสงอาทิตย์มากที่สุดคือ ประเทศจีน ประเทศสหรัฐอเมริกา และประเทศญี่ปุ่น ตามลำดับ อย่างไรก็ตามจากการคาดการณ์พลังงานไฟฟ้าสะสมจากเซลล์แสงอาทิตย์ในปี พ.ศ. 2565 ในแต่ละประเทศจะมีการติดตั้งเซลล์แสงอาทิตย์ที่มากขึ้น โดยเฉพาะประเทศจีนและประเทศอินเดียที่มีการคาดการณ์การเติบโตของการสะสมพลังงานจากเซลล์แสงอาทิตย์ที่มากถึง 3 เท่า

จากข้อมูลของกรมพัฒนาพลังงานทดแทนและอนุรักษ์พลังงาน รายงานพลังงานทดแทนของประเทศไทยปี พ.ศ. 2556 และ รายงานพลังงานทดแทนของประเทศไทยปี พ.ศ. 2558

(กระทรวงพลังงาน) ได้รวบรวมข้อมูลพลังงานไฟฟ้าสะสมจากเซลล์แสงอาทิตย์ในประเทศไทย ตั้งแต่ปี พ.ศ. 2526 – 2561 แสดงในรูปที่ 1.4 พบว่าประเทศไทยมีการติดตั้งเซลล์แสงอาทิตย์ที่มากขึ้นทุกปี แสดงให้เห็นถึงปริมาณการใช้พลังงานไฟฟ้าของประเทศไทยที่มากขึ้น อย่างไรก็ตาม แผงเซลล์แสงอาทิตย์จะมีการเสื่อมสภาพในการผลิตพลังงานไฟฟ้าเหลือเพียง 80% ในระยะเวลา 25 ปี ดังนั้นเมื่อเวลาครบกำหนดแผงเซลล์เหล่านั้นจะถูกกำจัดทิ้ง เมื่อคิดปริมาณเซลล์แสงอาทิตย์ที่เสื่อมสภาพจะมีปริมาณสะสมแสดงในรูปที่ 1.5

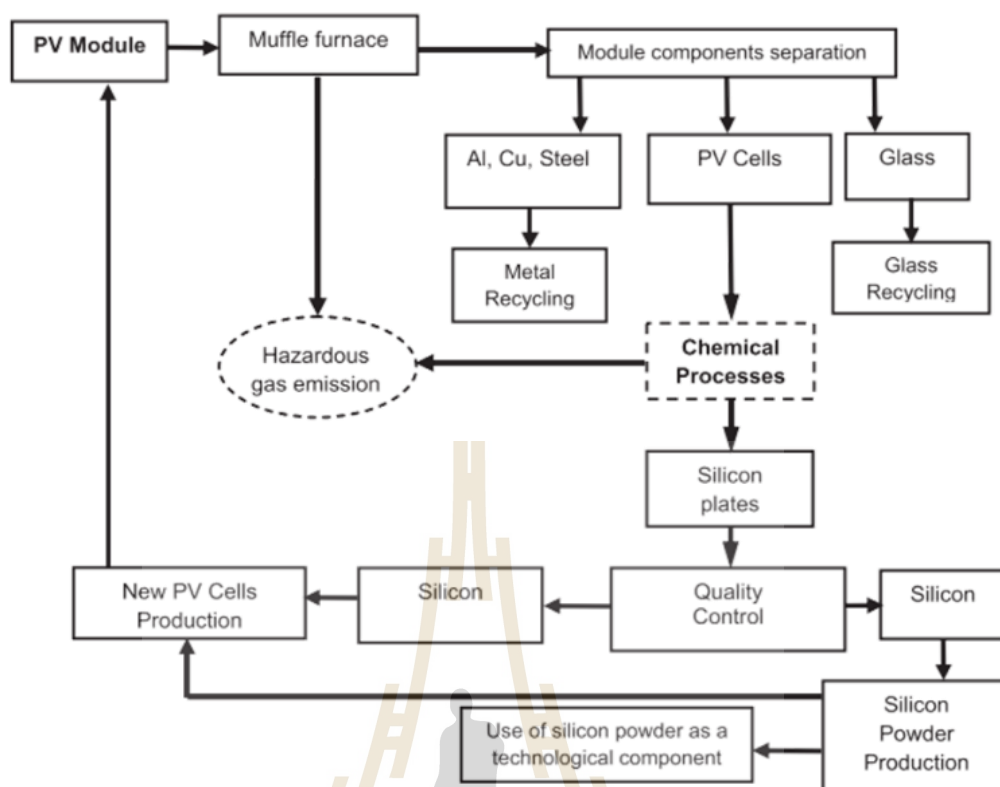


รูปที่ 1.4 พลังงานไฟฟ้าสะสมจากเซลล์แสงอาทิตย์ของประเทศไทยตั้งแต่ปี พ.ศ. 2526 - 2561



รูปที่ 1.5 ปริมาณซิลิคอนที่เสื่อมสภาพสะสมของประเทศไทย

นอกจากนี้ จากแผนพัฒนากำลังผลิตไฟฟ้าของประเทศไทย ปี พ.ศ. 2561 - 2580 (PDP2018) (สำนักนโยบายและแผนพลังงาน กระทรวงพลังงาน) มีการวางแผนว่าในปี 2580 ความต้องการในการผลิตพลังงานไฟฟ้าสะสมอยู่ที่ 10,000 MW ดังนั้นต้องใช้แผ่นเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนจำนวน 22,728 ตัน ซึ่งเมื่อเซลล์แสงอาทิตย์หมดอายุการใช้งาน จะมีปริมาณขยะจากเซลล์แสงอาทิตย์เป็นจำนวนมาก ในปัจจุบันการกำจัดเซลล์แสงอาทิตย์ที่เสื่อมสภาพของประเทศไทยได้ใช้วิธีการฝังกลบ ซึ่งจะก่อให้เกิดปัญหาด้านสิ่งแวดล้อมได้ จากปัญหาดังกล่าวจึงมีการคิดค้นวิธีที่จะนำเซลล์แสงอาทิตย์กลับมาใช้ใหม่ จากรูปที่ 1.6 Ewa, K. R. และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2010) แสดงแผนภาพการแยกชิ้นส่วนของแผงเซลล์แสงอาทิตย์และการจัดการกับชิ้นส่วนต่างๆ โดยเริ่มจากการแยกชิ้นส่วนของแผ่นเซลล์แสงอาทิตย์ กระจุกและกรอบอะลูมิเนียมออกจากกัน ส่วนที่เป็นกระจุกและอะลูมิเนียมสามารถนำมหลอมเพื่อนำกลับมาใช้ใหม่ได้ ส่วนของแผ่นเซลล์แสงอาทิตย์จะถูกหลอมละลายด้วยกระบวนการทางเคมีต่างๆ เพื่อนำมารีไซเคิลจนได้เป็นแผ่นซิลิคอน และนำมาผลิตเป็นเซลล์แสงอาทิตย์ได้อีกครั้ง



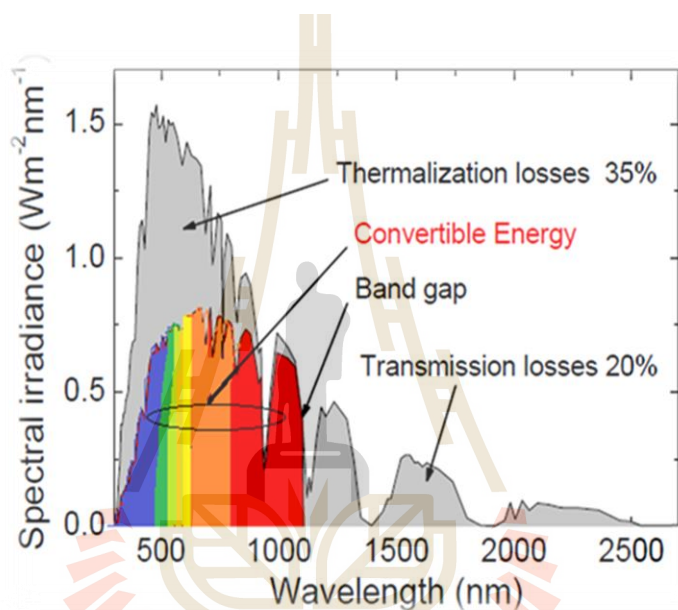
รูปที่ 1.6 ขั้นตอนการรีไซเคิลผลิตภัณฑ์เซลล์แสงอาทิตย์ด้วยกระบวนการทางความร้อนและทางเคมี (ที่มา: Ewa K. R. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2010)

นอกจากนี้จากงานวิจัยของ Ferna'ndez, L.J. และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2011) ได้นำเซลล์แสงอาทิตย์ที่เสื่อมสภาพนำมาบดให้ละเอียด และผสมเข้ากับเมตริกซ์ของซีเมนต์ จากนั้นทำการทดสอบคุณสมบัติทางกายภาพ โดยพบว่าผงเซลล์แสงอาทิตย์สามารถเพิ่มปริมาณรูปพูนให้กับซีเมนต์ได้มากถึง 14% ซึ่งทำให้ซีเมนต์นี้มีคุณสมบัติทนทานทางความร้อนที่เพิ่มมากขึ้น อย่างไรก็ตามความแข็งแรงของซีเมนต์จะมีค่าที่ลดน้อยลง

ในปัจจุบันเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนสามารถ แบ่งออกเป็น 3 รุ่น ประกอบด้วย รุ่นที่ 1 คือเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกซิลิคอน ซึ่งมี 2 ประเภทได้แก่ Mono silicon และ Poly silicon ซึ่งมีข้อจำกัดทางทฤษฎี Theoretical limitation การแปลงพลังงานอยู่ที่ 30 % รุ่นที่ 2 คือเทคโนโลยีฟิล์มบางซิลิคอน ผลิตจากแก๊สในการควบคุมความดันให้ทำปฏิกิริยาแตกตัวเป็นพลาสมาได้อนุภาคของซิลิคอนเกาะติดบนแผ่นฐานกระจก ซิลิคอนที่ได้จะมีโครงสร้างเป็นอะมอร์ฟัส เซลล์แสงอาทิตย์นี้สามารถให้ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานแสงอาทิตย์ได้น้อยกว่า 20 % และรุ่นที่ 3 คือเซลล์แสงอาทิตย์ที่ประกอบด้วยผลึกซิลิคอนขนาดเล็กในระดับนาโนเมตรฝังตัวอยู่ในเมตริกซ์ของ

ออกไซด์ชนิดต่างๆ เซลล์แสงอาทิตย์นี้ในทางทฤษฎีสามารถให้ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานแสงอาทิตย์ได้มากกว่า 30 % อย่างไรก็ตามในปัจจุบัน รุ่นที่ 3 ยังไม่มีการออกจำหน่าย

เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนรุ่นที่ 1 มีข้อจำกัดการแปลงพลังงานเนื่องจากคุณสมบัติเฉพาะของวัสดุชนิดซิลิคอน ที่มีแถบพลังงานช่องว่างเท่ากับ 1.1 eV สามารถดูดกลืนพลังงานแสงที่มีประสิทธิภาพสูงสุดที่ความยาวคลื่นเท่ากับ 1,100 nm ส่วนที่ความยาวคลื่นสั้นกว่าจะสามารถดูดกลืนได้แต่เกิดการสูญเสียในรูปของความร้อนสูงถึง 35% ซึ่งแสดงสเปกตรัมการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกซิลิคอนได้ในรูปที่ 1.7



รูปที่ 1.7 สเปกตรัมของการแปลงพลังงานและการสูญเสียของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนรุ่นที่ 1

อย่างไรก็ตาม สำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกนาโนซิลิคอนรุ่นที่ 3 เกิดการขยายแถบพลังงานช่องว่าง ซึ่งประกอบด้วยผลึกซิลิคอนระดับนาโนเมตร ทำให้เกิดการ quantize ของพลังงานช่องว่างในวัสดุได้ ซึ่งจะกล่าวรายละเอียดในบทที่ 2

ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงมีความสนใจในการพัฒนาเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนรุ่นที่ 3 ที่ประกอบด้วยชั้นรับแสงจากฟิล์มบางซิลิคอนคอต (Si dots) ที่ให้สมบัติการขยายแถบพลังงานช่องว่างของเซลล์แสงอาทิตย์ และเคลือบลงบนผลึกซิลิคอนรอยต่อ p/n ในกระบวนการสร้างชั้นฟิล์ม Si dots ได้ใช้แผ่นซิลิคอนที่เสื่อมสภาพเสียหายมาผลิตใหม่เป็นผงซิลิคอน และเป็นส่วนประกอบในหมึกซิลิคอนคอมโพสิต (Si ink) เพื่อสร้างชั้นฟิล์มซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ออกไซด์ งานวิจัยนี้มุ่งเน้นการนำซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัทมาใช้เป็นเมตริกซ์ให้กับฟิล์มบาง Si dots เนื่องจากมีคุณสมบัติในการตอบสนองต่อแสงที่ดี และให้คุณสมบัติ Photo-generation

1.2 วัตถุประสงค์การวิจัย

- 1.2.1 สามารถผลิตผงซิลิกอนจากการนำแผ่นซิลิกอนมาใช้ใหม่ด้วยวิธีการบด
- 1.2.2 สามารถสังเคราะห์หมึกซิลิกอนคอมโพสิตจากวิธีการเตรียมแบบ โซล-เจล เพื่อเป็นฟิล์มบางซิลิกอนคอต ด้วยเทคนิคเคลือบแบบหมุนเหวี่ยง
- 1.2.3 ศึกษาคุณสมบัติทางโครงสร้าง ทางแสงและทางไฟฟ้าของฟิล์มบางซิลิกอนคอต ในเงื่อนไขความหนาแน่นของผงซิลิกอนและจำนวนชั้นของฟิล์มบาง
- 1.2.4 สร้างเซลล์แสงอาทิตย์ต้นแบบที่มีโครงสร้างของชั้นรับแสงด้วยฟิล์มบางซิลิกอนคอตในขนาดพื้นที่ไม่น้อยกว่า 9 ตารางเซนติเมตร

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

- 1.3.1 ศึกษาการสังเคราะห์ฟิล์มบางซิลิกอนคอตที่มีความหนาแน่นของผงซิลิกอนตั้งแต่ 0g – 0.2g เมื่อผลิตฟิล์มบางด้วยเทคนิคเคลือบแบบหมุนเหวี่ยง
- 1.3.2 ศึกษาฟิล์มบางซิลิกอนคอตในเงื่อนไขจำนวนชั้นฟิล์ม 3 ชั้น ได้แก่ชั้นที่ 1 เป็นชั้นที่คั่นระหว่างชั้นซิลิกอนไนไตรด์กับชั้นซิลิกอนคอต ชั้นที่ 2 เป็นชั้นซิลิกอนคอต และชั้นที่ 3 เป็นชั้นที่ปกคลุมชั้นซิลิกอนคอต ที่มีผลต่อสมบัติทางไฟฟ้าอิเล็กทรอนิกส์และทางแสง
- 1.3.3 ศึกษาโครงสร้างจุลภาพของผลึกซิลิกอนคอตในชั้นฟิล์ม และคุณภาพของผลึก
- 1.3.4 ศึกษาผลของชั้นอิมิตเตอร์ด้วยฟิล์มบางซิลิกอนคอต บนเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิกอนรอยต่อพี เอ็น ที่มีผลต่อสมบัติทางไฟฟ้าอิเล็กทรอนิกส์
- 1.3.5 ศึกษาการผลิตต้นแบบ ที่มีส่วนประกอบด้วยชั้นฟิล์มซิลิกอนคอต และวิเคราะห์ประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน

1.4 ประโยชน์ที่ได้รับ

- 1.4.1 สามารถลดขยะอิเล็กทรอนิกส์จากเซลล์แสงอาทิตย์ที่เสื่อมสภาพ นำมาแปลงเป็นผงซิลิกอนได้ผงผลิตสูงเกินกว่า 80%
- 1.4.2 สามารถนำผงซิลิกอนจากการรีไซเคิลแผ่นซิลิกอนที่เสื่อมสภาพ มาผลิตเป็นหมึกซิลิกอน สร้างมูลค่าให้กับผลิตภัณฑ์
- 1.4.3 ได้ต้นแบบเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดใหม่ ประสิทธิภาพสูง จากฟิล์มบางซิลิกอนคอตที่ใช้ต้นทุนต่ำ เพิ่มความเข้มแข็งในการแข่งขันในตลาดโลกได้

บทที่ 2

ปรีทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 คุณสมบัติของซิงค์ออกไซด์และงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ซิงค์ออกไซด์เป็นวัสดุสารกึ่งตัวนำชนิดสารประกอบ II-VI มีค่าแถบช่องว่างพลังงาน (Energy band gap, E_g) เท่ากับ 3.37 eV ที่อุณหภูมิห้อง แถบช่องว่างพลังงานเป็นชนิดแบบตรง (Direct band gap) มีค่า Exciton binding energy เท่ากับ 60 meV ซึ่งคุณสมบัตินี้เหมาะกับการนำมาประยุกต์ใช้กับไดโอดเปล่งแสง แสงเลเซอร์ และอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์อื่นๆ อีกทั้งยังมีโครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal wurtzite ซึ่งเป็นโครงสร้างที่มี Sublattice Zn เป็นไอออนบวก และมี O เป็นไอออนลบ ค่า Lattice constant ในหนึ่งยูนิตเซลล์ (Unit cell) ของ a และ c เท่ากับ 3.25 Å และ 5.207 Å ตามลำดับ ซึ่งการจัดเรียงแบบนี้ทำให้โครงสร้างไม่มีความเสถียร เมื่อมีแรงจากภายนอกมากระทำจึงทำให้ไอเล็กตรอนหลุดออกได้อย่างง่าย ซึ่งเป็นคุณสมบัติอย่างหนึ่งที่สามารถนำมาประยุกต์เข้ากับวัสดุ Piezoelectric และ Pyro-electric ได้เป็นอย่างดี นอกจากนี้ซิงค์ออกไซด์ที่มีผลึกระดับนาโนเมตรเป็นฟิล์มบางมีลักษณะโปร่งแสง และมีคุณสมบัติที่สามารถตอบสนองต่อแสง UV ได้ดี อีกทั้งผลึกซิงค์ออกไซด์ยังให้คุณสมบัติ Photo-generation ที่ดีเมื่อได้รับแสง นักวิจัยพัฒนาซิงค์ออกไซด์มาด้วยฟิล์มบาง สารละลาย อนุภาคของก๊าซหรือเป็นของแข็ง งานวิจัยต่างๆ ที่เกี่ยวข้องกับการผลิตซิงค์ออกไซด์และผลการวิเคราะห์สำคัญมีดังต่อไปนี้

งานวิจัยของ Ji, Z. และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2005) ได้ศึกษาการสังเคราะห์ฟิล์มบางซิงค์ออกไซด์ที่มีอนุภาคระดับนาโนเมตร ด้วยเทคนิคการออกซิเดชันของโลหะซิงค์ในสารละลายไฮโดรเจนเปอร์ออกไซด์ (Hydrogen peroxide, H_2O_2) ภายหลังได้สารละลาย นำมาผลิตเป็นฟิล์มบางด้วยเทคนิค Spray pyrolysis บนแผ่นฐาน โดยควบคุมอุณหภูมิคงที่ที่ 80°C จากนั้นทำการอบฟิล์มเพื่อให้เกิดผลึกซิงค์ออกไซด์ด้วยอุณหภูมิตั้งแต่ 100 – 500 °C ผลจาก XRD พบว่าเกิดผลึกซิงค์ออกไซด์ที่มีขนาดเพิ่มขึ้นตั้งแต่ 5 – 25 nm ตามอุณหภูมิการอบที่มากขึ้น และจากผลการดูดกลืนของแสงของซิงค์ออกไซด์พบการเลื่อนของความยาวคลื่นไปทางด้าน Red shift ตามการอบที่อุณหภูมิที่สูงขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับผลของ Photoluminescence ที่มีการเลื่อนของยอดสเปกตรัมไปทาง Red shift เช่นเดียวกัน ซึ่งบ่งชี้ถึงการขยายช่วงการดูดกลืนของแสงของซิงค์ออกไซด์ที่ผลิตขึ้นได้

งานวิจัยของ He, C. และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2007) ได้ศึกษาการสังเคราะห์อนุภาคซิงค์ออกไซด์ระดับนาโนเมตรด้วยเทคนิค Pulse laser ablation กับสารละลายที่มีค่า pH ที่แตกต่างกัน

วิธีการสังเคราะห์เริ่มต้นจากใช้แสงเลเซอร์ด้วยพลังงาน 100 mJ/pulse ฉายลงมายังแผ่นซิงค์ (Zinc plate) ที่ถูกแช่อยู่ในสารละลายที่มีความเข้มข้นของกรดและเบส 0.1M โดยจำแนกการทดลองคือ 1. แช่ด้วยน้ำ DI (DI, pH 7.51) 2. สารละลายที่ปรับค่า pH ด้วยกรด HCl (HCl, pH 5.36) 3. สารละลายที่ถูกปรับค่า pH ด้วยเบส NaOH (NaOH, pH 11.98) และ 4 สารละลายที่ถูกปรับค่า pH เป็นกลางด้วย NaCl (NaCl, pH 7.15) ใช้เวลาในการฉายแสง 60 นาที สารที่ได้มีลักษณะขุ่นแต่สามารถมองเห็นทะลุผ่านได้ เมื่อนำมาวัดคุณสมบัติเชิงโครงสร้างด้วย XRD พบว่าในทุกเงื่อนไขปรากฏโครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal wurtzite ของอนุภาคระดับนาโนเมตรของซิงค์ออกไซด์ และจากการถ่ายภาพด้วยกล้อง TEM ของเงื่อนไข DI และ HCl พบว่ามีอนุภาคของซิงค์ออกไซด์ที่ได้มีลักษณะเป็นทรงกลม และจากการวัดขนาดอนุภาคพบว่ามีความแตกต่างกัน 15, 20, 26 และ 23 nm ของเงื่อนไข HCl NaOH NaCl และ DI ตามลำดับ จะสังเกตได้ว่าสารละลายที่เป็นกรดจะทำให้ได้ขนาดอนุภาคที่เล็กที่สุด จากการทดสอบทางแสงในเรื่องของการดูดกลืนแสงของแต่ละเงื่อนไขพบว่า เงื่อนไข HCl และ NaOH จะมีการดูดกลืนแสงในช่วง UV ที่มากกว่า DI และ NaCl เป็นอย่างมาก อย่างไรก็ตามในช่วงความยาวคลื่นตั้งแต่ 380 – 600 nm เงื่อนไข NaCl จะยังมีการดูดกลืนแสงอยู่ เมื่อเทียบกับเงื่อนไขอื่นๆ ที่ไม่สามารถดูดกลืนแสงช่วงนี้ได้ ดังนั้นค่า pH ของสารละลายเพื่อผลิตอนุภาคซิงค์ออกไซด์ระดับนาโนเมตร จึงมีผลต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดอนุภาคและสมบัติการดูดกลืนแสง

งานวิจัยของ Salem, J.K และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2009) ได้ศึกษาผลผลิตซิงค์ออกไซด์ระดับนาโนเมตร ในเงื่อนไขที่ไม่เติมสารลดแรงตึงผิว (ZnO) เติมสารลดแรงตึงผิว Triton (Tx-100), sodium dodecyl sulfate (SDS) และ cetyltrimethyl ammonium bromide (CTAB) ลงไปเพื่อศึกษาคุณสมบัติทางแสงที่เกิดขึ้น ในกระบวนการเตรียมได้ใช้การเตรียมในรูปของสารละลาย ในสารละลายประกอบด้วยน้ำที่มีสัดส่วนของซิงค์ออกไซด์ 0.5M และสารลดแรงตึงผิว 2M ทำการกวนสารละลาย 2 ชั่วโมง และบ่ม 12 ชั่วโมง จากนั้นทำการปั่นเหวี่ยงด้วยเครื่อง Centrifuge เพื่อให้เกิดการตกตะกอน จากนั้นนำมาล้างด้วยน้ำและอะซิโตน ทำการอบไล่ความชื้นที่ 110°C และทำการ Calcine 200°C นาน 3 ชั่วโมง ซึ่งผลจาก XRD พบว่าได้ผลผลิตซิงค์ออกไซด์ระดับนาโนเมตร ที่ได้มีโครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal wurtzite ซึ่งมีขนาดเท่ากับ 12, 9, 6 และ 4 nm สำหรับชิ้นงาน ZnO, Tx-100, SDS และ CTAB ตามลำดับ สำหรับค่าทางแสงพบว่า ชิ้นงาน ZnO, Tx-100, SDS และ CTAB มีค่าแถบพลังงานช่องว่างเท่ากับ 3.53, 3.54, 3.63 และ 3.65 eV ตามลำดับ ซึ่งให้เห็นถึงการเลื่อนระดับพลังงานการดูดกลืนแสงไปทางด้าน Blue shift พบในชิ้นงาน SDS และ CTAB อย่างชัดเจน และพบว่า CTAB ให้ขนาดของผลึกของซิงค์ออกไซด์ที่เล็กที่สุดและเกิดการขยายแถบพลังงานช่องว่างได้มากที่สุด

งานวิจัยของ Krongarrom, P. และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2012) ทำการศึกษาฟิล์มบางซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัทเตรียมด้วยสารละลาย Sol-gel จากนั้นฟิล์มบางถูกผลิตด้วยกระบวนการหมุนเหวี่ยงจากสารละลาย Sol-Gel และอบด้วยอุณหภูมิ 600°C จากนั้นได้ทดสอบเชิงโครงสร้างพบว่า โครงสร้างของผลึกเป็นแบบ Hexagonal wurtzite และมีปริมาณเปอร์เซ็นต์อะตอม Bismuth มากถึง 1.2 เปอร์เซ็นต์อะตอม เกิดผลึกของ Bi_2O_3 ที่แยกตัว (Out-phase) ออกจากผลึกซิงค์ออกไซด์ แต่เมื่อมีปริมาณ Bismuth น้อยๆ ระหว่าง 0.2 - 1 เปอร์เซ็นต์อะตอม จะมีการเกาะเกี่ยวของพันธะ ZnO และ Bi แบบเป็น in-phase ผลการดูดกลืนของแสงจากการประมาณค่าโดย Tauc's plot พบว่า แถบพลังงานช่องว่างอยู่ในช่วง 3.27 - 3.8 eV และผลทางไฟฟ้าพบว่า Bismuth 0.2 เปอร์เซ็นต์อะตอมให้ค่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าสูงที่สุด และยังพบอีกว่าการเคลือบซิงค์ออกไซด์ทับกัน 5 ชั้นสามารถให้ได้ค่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าสูงที่สุดและมีค่าความต้านทานไฟฟ้าจำเพาะเท่ากับ 20.48 Ωcm

งานวิจัยของ Zhong J.B. และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2013) ได้ศึกษาผลของ Photocatalyst จากการเติม CTAB ลงไปยังซิงค์ออกไซด์ ในรูปของสารละลายโดยใช้กระบวนการ Sol-Gel จากนั้นทำการอบ (Calcine) ที่อุณหภูมิ 500°C ซึ่งเมื่อนำมาวัดการหาพื้นที่ผิวจำเพาะ (specific surface area) และขนาดรูพรุน (pore size measurement) พบว่าที่เงื่อนไขการเติม CTAB พื้นที่ผิวจำเพาะมีค่าลดลงจาก 10 m^2/g เป็น 8 m^2/g มีปริมาณรูพรุนลดลงจาก 0.1 cc/g เป็น 0.06 cc/g และขนาดของรูพรุนที่เล็กลงจาก 155 เป็น 191.7 Å ซึ่งบ่งชี้ถึงการกระจายตัวที่ดีของรูพรุน เหมาะสมกับการนำมาใช้ประโยชน์เป็นตัวทำปฏิกิริยาเพิ่มเพิ่มประสิทธิภาพให้กับ photocatalytic activity นอกจากนี้จากการวัด XRD จะพบว่าซิงค์ออกไซด์ที่มีการเติม CTAB มีโครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal wurtzite และมีขนาดผลึกที่ใหญ่ขึ้นจาก 78 เป็น 86 นาโนเมตร และจากการถ่ายภาพ FESEM ซิงค์ออกไซด์ที่มีการเติม CTAB มีการเกาะกันของอนุภาคที่หนาแน่นมากกว่า ซึ่งบ่งชี้ถึงสารที่สังเคราะห์ มีความหนืดของ Colloid ที่เพิ่มขึ้น นอกจากนี้เมื่อทำการวัด Surface photovoltage spectroscopy (SPS) พบว่าซิงค์ออกไซด์ที่มีการเติม CTAB มีการตอบสนองต่อ SPS ในช่วงความยาวคลื่น Visible ที่สูงมาก บ่งชี้ว่าในช่วงความยาวคลื่นช่วงนี้ ซิงค์ ออกไซด์ที่มีการเติม CTAB มี Surface state ที่มาก ส่งผลให้มีจำนวนของประจุที่มากขึ้น จนเกิดการไหลของประจุได้ง่ายทำให้เกิดปฏิกิริยา Photocatalyst ที่ดี

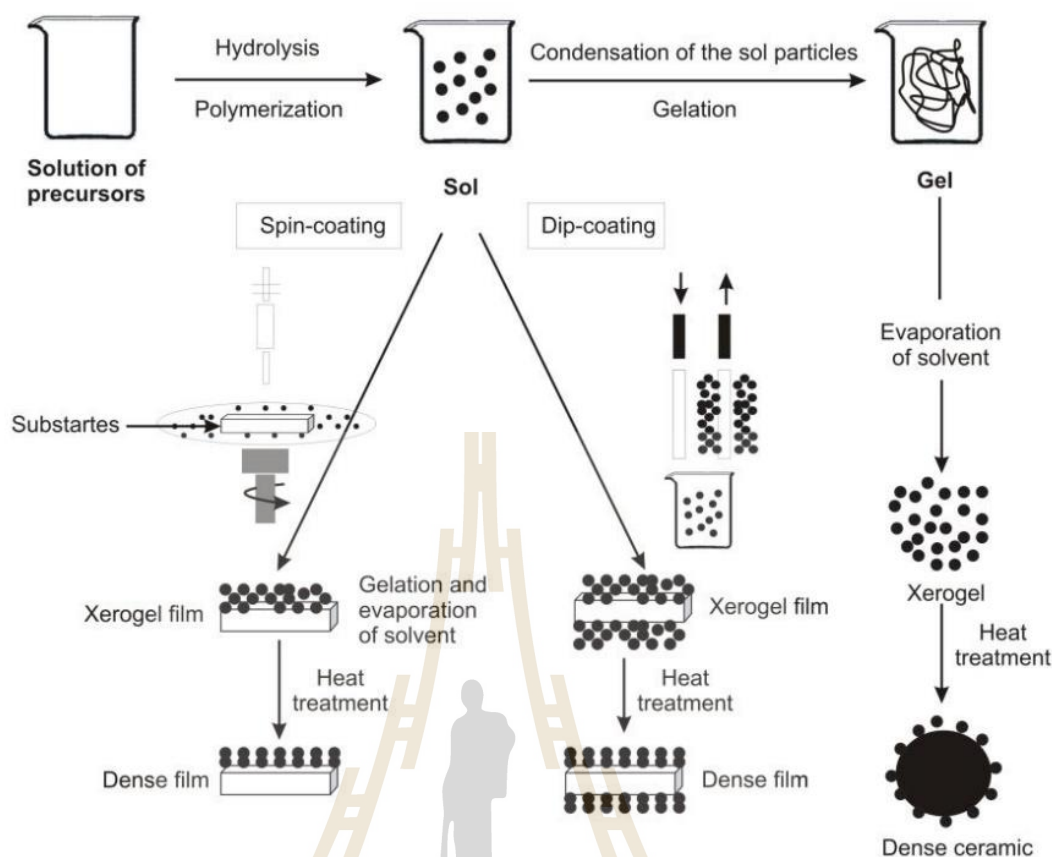
งานวิจัยของ Kaewphoka, J. และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2014) ได้สังเคราะห์ฟิล์มบางซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัทที่มีการเติม CTAB ด้วยกระบวนการ Sol-Gel มาผลิตเป็นฟิล์มบางด้วยเทคนิคการหมุนเหวี่ยง ที่อุณหภูมิการอบ 600°C พบว่า มีพื้นที่ผิวของฟิล์มบางไม่มีรอยแตก ค่าทางไฟฟ้าของฟิล์มบางในสถานะสว่าง ให้ค่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าเพิ่มขึ้นประมาณ 1,000 เท่า

งานวิจัยของ Khan M. I. และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2017) ทำการสังเคราะห์ฟิล์มบางซิงค์ออกไซด์โดยใช้สารละลาย Sol-Gel เคลือบบนแผ่นกระจกแบบ Multi-layer ด้วยเทคนิคการเคลือบ

ด้วยแรงเหวี่ยง ในเงื่อนไขจำนวนชั้นตั้งแต่ 1 – 5 ชั้น จากนั้นทำการอบฟิล์มด้วยอุณหภูมิ 400°C จากผลเชิงโครงสร้าง พบว่าฟิล์มทั้ง 3 เงื่อนไขปรากฏโครงสร้างแบบ Hexagonal wurtzite และมีขนาดผลึกที่ใหญ่ขึ้นตามจำนวนชั้นที่มากขึ้นจาก 7.96 – 17.7 nm จากผลทางไฟฟ้าได้ใช้เครื่อง 4-point probe วัดค่าความต้านทานจำเพาะของฟิล์มบางพบว่า จำนวนชั้นซึ่งค่ออกไซด์ที่ 3 และ 5 ชั้น มีค่าความต้านทานจำเพาะที่น้อยกว่า 1 ชั้นถึง 10 เท่า เนื่องจากจำนวนชั้นที่มากขึ้นช่วยเพิ่มขนาด grain ส่งผลให้ mobility ของอิเล็กตรอนเพิ่มสูงขึ้น นอกจากนี้ผลทางแสงพบว่า การดูดกลืนแสงของฟิล์มบางที่มีจำนวน 5 ชั้น มีการดูดกลืนแสงสูงในช่วง UV ถึง 2 เท่า เมื่อเทียบกับฟิล์มบางที่มีจำนวน 1 และ 3 ชั้น อีกทั้งค่าแถบพลังงานช่องว่างจะมีค่าที่ลดลงเมื่อฟิล์มบางมีจำนวนชั้นที่มากขึ้น มีค่าลดลงจาก 3.85 – 3.72 eV

งานวิจัยของ Rattanawichai, P. และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2018) ทำการศึกษาการสังเคราะห์ฟิล์มบางซึ่งค่อออกไซด์เจือบิสมัท (ZnO:Bi) ด้วยสารละลาย Sol-Gel เพื่อประยุกต์ใช้เป็นชั้นขนส่งอิเล็กตรอน (Electron transport layer) ของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดเพอร์รอฟสไกต์ (Perovskite) ในการสร้างชั้นฟิล์มได้ใช้เทคนิคการเคลือบด้วยแรงเหวี่ยง มีจำนวนตั้งแต่ 4 – 8 ชั้น และอบด้วยอุณหภูมิตั้งแต่ 350 – 550 °C นาน 2 ชั่วโมง จากผลของ FESEM พบว่า ฟิล์มบาง ZnO:Bi ที่มีจำนวนชั้นมากกว่าจะไม่ปรากฏรอยแตกบนผิวฟิล์ม อีกทั้งลักษณะพื้นผิวของฟิล์มมีลักษณะคล้ายกลีบดอกไม้ ในการศึกษาคูณสมบัติทางแสงพบว่า ที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 390 – 800 nm ฟิล์มบางจะมีค่าการทะลุผ่านของแสงที่สูงถึง 80% และมีค่าการสะท้อนแสงที่ต่ำกว่า 20% ซึ่งจากการประมาณค่าแถบพลังงานช่องว่างของฟิล์มบาง ZnO:Bi มีค่าที่ลดลงเล็กน้อยจาก 3.38 – 3.33 eV ตามอุณหภูมิการอบที่เพิ่มขึ้น ในการศึกษาคุณสมบัติทางไฟฟ้า พบว่าเมื่อทดสอบฟิล์มบางในสถานะสว่างให้ค่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าที่เพิ่มขึ้นถึง 1,000 เท่า เมื่อเทียบกับสถานะมืด ซึ่งเงื่อนไขที่ดีที่สุดคือการด้วยอุณหภูมิ 550 °C ที่มีจำนวนชั้นฟิล์ม 5 ชั้น

การผลิตซึ่งค่อออกไซด์จากกระบวนการ Sol-gel เป็นเป็นวิธีการที่ผลิตได้ง่าย ใช้อุณหภูมิที่ไม่สูงและไม่จำเป็นต้องพึ่งพากระบวนการสุญญากาศ ทำให้มีต้นทุนการผลิตที่ต่ำกว่าเทคนิคการผลิตอื่นๆ ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงเลือกการผลิตซึ่งค่อออกไซด์จากกระบวนการ Sol-gel นอกจากนี้ จากบทความทางวิชาการของเพ็ญวิสาข์ พิสิฐฐศักดิ์ (ปี ค.ศ.2015) ได้อธิบายหลักการของกระบวนการ Sol-gel เบื้องต้น คือ กระบวนการสังเคราะห์ออกไซด์ด้วยสาร อนินทรีย์ มี Sol ที่เป็นอนุภาคของแข็งที่เป็นคอลลอยด์กระจายตัวในของเหลว และ Gel เป็นอนุภาคร่างแหที่มีรูพรุน ซึ่งมีกระบวนการเริ่มต้นจาก Sol เกิดการ Polymerization ผ่านปฏิกิริยา Hydrolysis และ Condensation จะได้ Gel และข้อมูลจากงานวิจัยของ Agnieszka, K.-R. และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2014) ได้รวบรวมข้อมูลการสังเคราะห์ซึ่งค่อออกไซด์ด้วยวิธีการต่างๆ หนึ่งในนั้นคือกระบวนการ Sol-Gel ซึ่งได้แสดงกระบวนการ Sol-Gel และการใช้งานของ Sol และ Gel ในรูปที่ 2.1



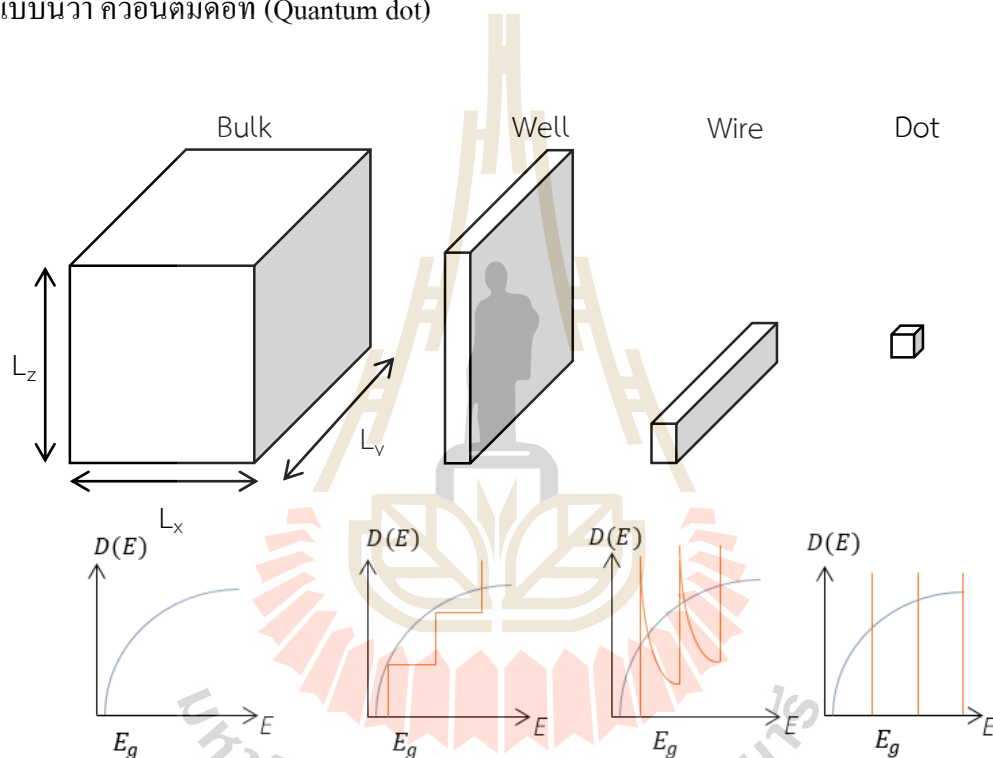
รูปที่ 2.1 กระบวนการโซล-เจล และการประยุกต์ใช้ (Agnieszka, K.-R. และคณะผู้วิจัย (2014))

จากรูปที่ 2.1 แสดงการเกิดปฏิกิริยาของ Sol และ Gel ซึ่ง Sol เป็นของเหลวสามารถนำมาประยุกต์ใช้คือการสร้างชั้นฟิล์มบางเคลือบกับวัสดุ ด้วยกระบวนการเคลือบด้วยแรงเหวี่ยงและการเคลือบด้วยการจุ่มจากนั้นทำการอบเพื่อให้ได้ชั้นฟิล์ม ชั้นฟิล์มที่ได้บางครั้งอาจได้ผลึกที่มีขนาด 1 – 100 nm และ Sol จะเป็นของเหลวที่หนืดหรือเป็นของแข็ง ซึ่งเมื่อนำมาอบจะได้เซรามิกที่มีลักษณะเป็นได้ทั้งแก้ว เส้นใยหรือเป็นผง

2.2 ทฤษฎีการจำกัดพลังงานเชิงควอนตัม (Quantum Confinement)

การจำกัดพลังงานเชิงควอนตัมเป็นปรากฏการณ์ที่เกิดขึ้นในวัสดุสารกึ่งตัวนำที่มีขนาดเล็กระดับนาโนเมตร โดยเป็นการจำกัดการเคลื่อนที่ของพาหะให้อยู่ในบริเวณจำกัดของสารกึ่งตัวนำ ซึ่งผลของการจำกัดนี้จะทำให้เกิดเป็นระดับชั้นพลังงานย่อยเกิดขึ้นในบ่อพลังงาน โดยเรียกว่าระดับพลังงานควอนไทซ์ (Quantized energy levels) ทำให้ขอบของแถบพลังงานคอนดักชันและแถบพลังงานวาเลนซ์ขยับเลื่อนไปให้ค่า E_g ที่กว้างมากขึ้น ซึ่งจากงานวิจัยของ Barbagiovanni,

E.G. และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2014) การเกิดระดับพลังงานควอนไทซ์สามารถแบ่งได้เป็น 3 ประเภท คือ การจำกัดพลังงานใน 1 มิติ เป็นการกักกันพาหะเชิงควอนตัมในแกนเดียวส่งผลให้พาหะสามารถเคลื่อนที่ได้อิสระในสองแกน โดยเรียกการจำกัดพลังงานแบบนี้ว่า ควอนตัมเวลล์ (Quantum well) การจำกัดพลังงานใน 2 มิติ เป็นการกักกันพาหะเชิงควอนตัมสองแกน ส่งผลให้พาหะสามารถเคลื่อนที่ได้อิสระเพียงแกนเดียว โดยเรียกการจำกัดพลังงานแบบนี้ว่า ควอนตัมไวร์ (Quantum wire) การจำกัดพลังงานใน 3 มิติ เป็นการกักกันพาหะเชิงควอนตัมทุกแกน ส่งผลให้พาหะไม่สามารถเคลื่อนที่ได้อิสระซึ่งสามารถเรียกอีกอย่างว่าการเคลื่อนที่ในศูนย์มิติ โดยเรียกการจำกัดพลังงานแบบนี้ว่า ควอนตัมดอท (Quantum dot)



รูปที่ 2.2 กราฟเปรียบเทียบความหนาแน่นของโครงสร้างนาโนและการจำกัดพลังงานควอนตัมในแบบต่างๆ

จากรูปที่ 2.2 การเคลื่อนที่ของพาหะที่ถูกจำกัดในมิติต่างๆ ได้ถูกแสดงในรูปแบบของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นของสถานะ (Density of state, (DOS)) และพลังงาน จะสังเกตได้ว่าเมื่อมีการถูกจำกัดมิติจะเกิดการเปลี่ยนแปลงของ E_g ที่ตำแหน่งต่างๆ ซึ่งสามารถอธิบายได้ดังนี้ (ธีรพงษ์, ปี ค.ศ. 2014))

สำหรับก้อนผลึก (Bulk) เมื่อไม่มีการจำกัดการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนในแกนใดๆ รูปแบบ DOS จะมีลักษณะเป็นเส้นโค้ง มีฟังก์ชันความหนาแน่นของสถานะพลังงาน ตามความสัมพันธ์ในสมการที่ 2.1

$$D(E) = \frac{1}{\pi} \left(\frac{m^*}{\hbar^2} \right)^{3/2} (2E)^{1/2} \quad (2.1)$$

สำหรับการจำกัดการเคลื่อนที่ใน 1 มิติ จะมีลักษณะรูปแบบของ DOS ที่ต่อเนื่องคล้ายขั้นบันได เมื่อพาหะถูกจำกัดในแกน x ซึ่งเคลื่อนที่ได้อย่างอิสระในแกน y และ z จะได้ขนาด $L_x = L$ โดยมีฟังก์ชันความหนาแน่นของสถานะพลังงานในควอนตัมเวลล์ แสดงในสมการที่ 2.2

$$D(E) = \frac{k}{\pi} \left(\frac{2m^*}{\hbar^2} \right)^{1/2} \frac{1}{2E^{1/2}} \quad (2.2)$$

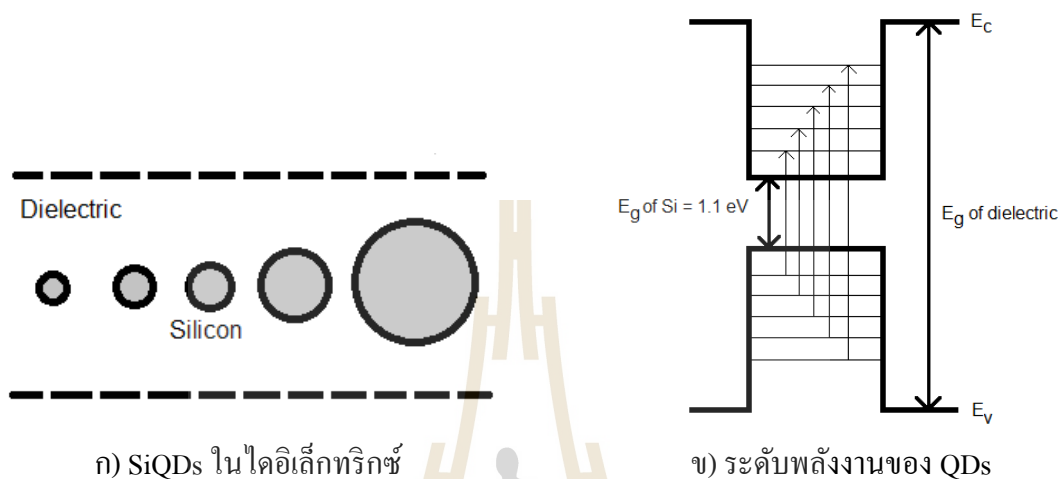
สำหรับการจำกัดการเคลื่อนที่ใน 2 มิติ จะมีลักษณะรูปแบบของ DOS ที่ไม่ต่อเนื่อง เมื่อพาหะถูกจำกัดในแกน x และแกน z ซึ่งเคลื่อนที่ได้อย่างอิสระในแกน y จะได้ขนาด $L_x = L_z = L$ โดยมีฟังก์ชันความหนาแน่นของสถานะพลังงานในควอนตัมไวร์ แสดงในสมการที่ 2.3

$$D(E) = \left(\frac{2m^*}{\hbar^2} \right)^{1/2} \frac{1}{\pi E^{1/2}} \quad (2.3)$$

สำหรับการจำกัดการเคลื่อนที่ใน 3 มิติ จะมีลักษณะรูปแบบของ DOS ที่ไม่ต่อเนื่อง เกิดระดับพลังงานที่พลังงานใดพลังงานหนึ่งเท่านั้น เมื่อพาหะถูกจำกัดทั้งสามแกน จะได้ขนาด $L_x = L_y = L_z = L$ โดยมีฟังก์ชันความหนาแน่นของสถานะพลังงานในควอนตัมดอทสามารถอธิบายได้ด้วยฟังก์ชันเดลตา แสดงในสมการที่ 2.4

$$D(E) = 2 \sum_n \delta(E - E_n) \quad (2.4)$$

ดังนั้นการจำกัดการเคลื่อนที่ของพาหะของผลึกนาโนซิลิคอนที่มีขนาดเล็กมากๆ ในเมทริกซ์ของไดอิเล็กตริก จะทำให้เกิดระดับพลังงานควอนไทซ์ของควอนตัมดอท (Quantum dot, QD) แสดงในรูปที่ 2.3

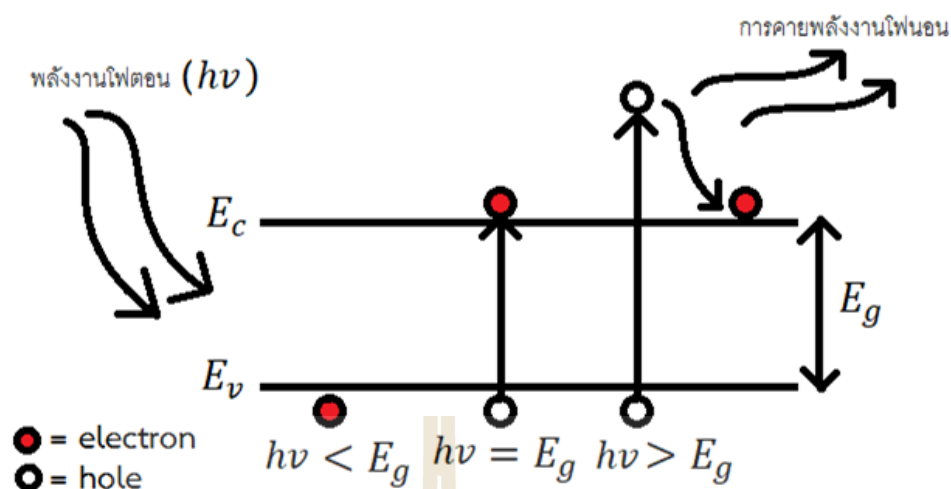


รูปที่ 2.3 ก) การจำกัดการเคลื่อนที่ของพาหะของผลึกนาโนซิลิคอนในเมทริกซ์ของไดอิเล็กตริก และ ข) การเกิดระดับพลังงานควอนไทซ์ของควอนตัมดอท

จากรูปที่ 2.3 ระดับพลังงานของอิเล็กตรอนภายในควอนตัมดอทสามารถเปลี่ยนไปตามขนาดของควอนตัมดอท ซึ่งขนาดของควอนตัมดอทที่มีโครงสร้างขนาดใหญ่จะมีพลังงานแถบช่องว่างที่แคบกว่าโครงสร้างขนาดเล็ก

2.3 กลไกการดูดกลืนแสงอาทิตย์ของสารกึ่งตัวนำ

การดูดกลืนของแสงโฟตอนของสารกึ่งตัวนำ เป็นกลไกอย่างหนึ่งที่อิเล็กตรอน (Electron) เปลี่ยนสถานะพลังงานจากแถบพลังงานวาเลนซ์ (Valence band energy, E_v) ของอะตอมออกไปสู่แถบพลังงานคอนดักชัน (Conduction band energy, E_c) และเกิดโฮล (Hole) ขึ้นในแถบพลังงานวาเลนซ์ ถ้าพลังงานโฟตอนภายนอกมีค่าต่ำกว่าแถบช่องว่างพลังงานของสารกึ่งตัวนำจะไม่เกิดกลไกการดูดกลืนแสงแต่จะเกิดการทะลุผ่านไปในสารกึ่งตัวนำ แต่ถ้าพลังงานโฟตอนสูงกว่าแถบช่องว่างพลังงานจะเกิดกลไกการดูดกลืนแสงและจะกระตุ้นสร้างคู่อิเล็กตรอน-โฮลอิสระ โดยมีพลังงานจลน์ที่เท่ากับความต่างของพลังงานโฟตอนและแถบช่องว่าง ซึ่งเรียกว่าพลังงานโฟนอน แสดงในรูปที่ 2.4

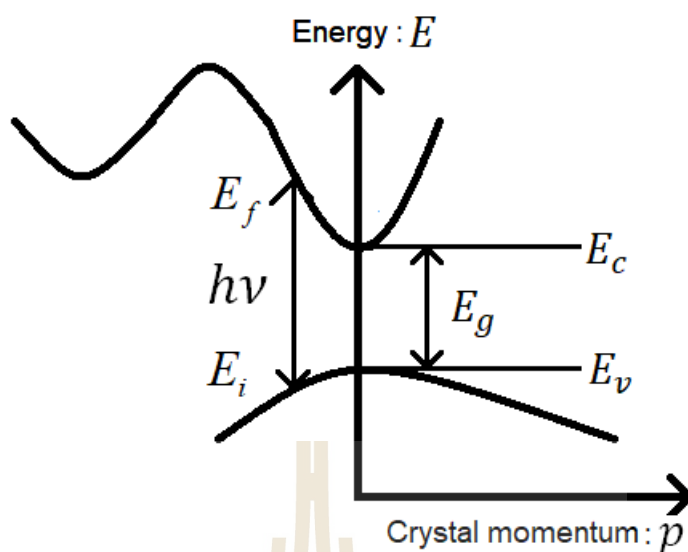


รูปที่ 2.4 กลไกการดูดกลืนพลังงานโฟตอนของสารกึ่งตัวนำ

ในระบบการดูดกลืนแสงของวัสดุจะเกิดการอนุรักษ์พลังงานและการอนุรักษ์โมเมนตัม กล่าวคือในระบบต้องไม่เกิดการสูญหายของพลังงานและโมเมนตัม โดยกลไกการดูดกลืนแสงของสารกึ่งตัวนำสามารถแบ่งได้เป็น 2 ประเภทคือ Direct Band Gap (DBG) และ Indirect Band Gap (IDBG)

กระบวนการดูดกลืนของแสงแบบ DBG ในวัสดุสารกึ่งตัวนำ มีรูปแบบความสัมพันธ์ของพลังงานและโมเมนตัมแสดงในรูปที่ 2.5 จากรูป ระดับพลังงานที่ต่ำที่สุดของแถบคอนดักชันและระดับพลังงานสูงสุดของแถบวาเลนซ์มีค่าโมเมนตัมของผลึก (Crystal momentum: p) เท่ากัน เมื่อมีการดูดกลืนโฟตอนที่พลังงาน $E = h\nu$ หรือความแตกต่างระหว่างพลังงานของเงื่อนไขเริ่มต้น (E_i) และสุดท้าย (E_f) ในผลึกมีความสัมพันธ์ในสมการที่ 2.5

$$E_f - E_i = h\nu \quad (2.5)$$



รูปที่ 2.5 โครงสร้างการดูดกลืนพลังงานของสารกึ่งตัวนำแบบ DBG

ความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานและโมเมนตัม แสดงสมการในรูปของพลังงานในแถบคอนดักชัน (E_c) และพลังงานของโฮลในแถบวาเลนซ์ (E_v) ได้ในสมการที่ 2.6 และ 2.7 ตามลำดับ

$$E_f - E_c = \frac{p^2}{2m_n^*} \quad (2.6)$$

$$E_v - E_i = \frac{p^2}{2m_p^*} \quad (2.7)$$

โดยที่ m_n^* คือ มวลประสิทธิผลของอิเล็กตรอน

m_p^* คือ มวลประสิทธิผลของโฮล

เมื่อนำสมการที่ 2.6 และ 2.7 มารวมกันจะได้สมการที่ 2.8

$$h\nu - E_g = \frac{p^2}{2} \left(\frac{1}{m_n^*} + \frac{1}{m_p^*} \right) \quad (2.8)$$

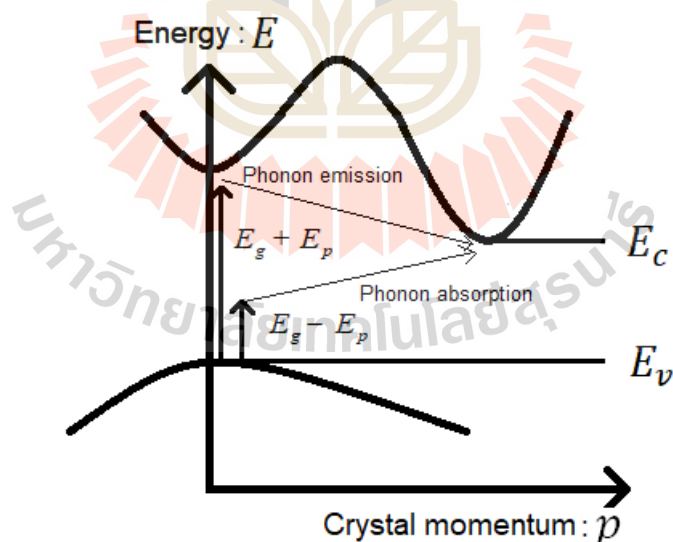
จากสมการที่ 2.8 เมื่อพลังงานโฟตอนมีค่าที่สูงขึ้น จะทำให้โมเมนตัมของผลึกเลื่อนตำแหน่งออกจากขอบการดูดกลืนของแสง ทำให้ E_i และ E_f เพิ่มมากขึ้น ส่งผลให้ความน่าจะเป็นของการดูดกลืนของแสงขึ้นอยู่กับ Density of state ของอิเล็กตรอนที่ระดับพลังงาน E_i และ Density of empty state ที่ระดับพลังงาน E_f ซึ่งเมื่อค่า E_i และ E_f เพิ่มขึ้นทำให้ตำแหน่งของโมเมนตัมของผลึกเลื่อนออกจากขอบการดูดกลืนแสงมากขึ้น ส่งผลให้สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสง (Absorption coefficient : α) มีค่าเพิ่มขึ้นตามความสัมพันธ์ในสมการที่ 2.9

$$\alpha(h\nu) \approx A^* (h\nu - E_g)^{1/2} \quad (2.9)$$

โดยที่ α คือ สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสง (cm^{-1})

A^* คือ ค่าคงที่เท่ากับ 2×10^4

กระบวนการดูดกลืนแสงของสารกึ่งตัวนำแบบ IDBG มีรูปแบบความสัมพันธ์ของพลังงานและโมเมนตัมแสดงในรูปที่ 2.6



รูปที่ 2.6 โครงสร้างการดูดกลืนพลังงานของสารกึ่งตัวนำแบบ IDBG

จากรูปที่ 2.6 ระดับพลังงานที่ต่ำที่สุดของแถบคอนดักชันและระดับพลังงานที่สูงที่สุดของแถบวาเลนซ์ มีค่าโมเมนตัมของผลึก p ไม่ตรงกัน ไม่สามารถส่งผ่านพลังงานที่ระดับค่า p แตกต่าง

กันได้โดยตรง จึงต้องมีโมเมนตัมจาก phonon emission และ phonon absorption เข้ามาเกี่ยวข้อง กล่าวคืออิเล็กตรอนที่ตำแหน่งที่สูงที่สุดในแถบพลังงานวาเลนซ์ เมื่อได้รับพลังงานจากแสงที่มองเห็นในรูปของ Particle อิเล็กตรอนจะเคลื่อนที่ออกจากแถบวาเลนซ์ จากนั้นจะเกิด Coordinated vibration ของอะตอมที่ถูกสร้างขึ้นภายในโครงผลึกจากการชนของ particle ของแสง ทำให้เกิดพลังงานโฟนอน ซึ่งมีพลังงานต่ำแต่มีโมเมนตัมที่สูงมาก ผลักอิเล็กตรอนไปยังตำแหน่งที่ต่ำที่สุดของแถบพลังงานคอนดักชัน ซึ่งปริมาณพลังงานในการดูดกลืนของแสงของ IDBG ที่ใช้ที่น้อยที่สุด จะมีพลังงานตามความสัมพันธ์ในสมการที่ 2.10

$$h\nu = E_g - E_p \quad (2.10)$$

โดยที่ E_p คือ พลังงานจากการดูดกลืนโฟนอนที่ถูกกำหนดด้วยโมเมนตัม

ในกระบวนการดูดกลืนแสงของสารกึ่งตัวนำแบบ IDBG ต้องมีพลังงานจากการดูดกลืนโฟนอนมาเกี่ยวข้อง ความน่าจะเป็นของการดูดกลืนแสงของกระบวนการนี้จะน้อยกว่ากรณีของสารกึ่งตัวนำแบบ DBG ดังนั้นสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงจะมีค่าต่ำกว่า ซึ่งมีสมการความสัมพันธ์ของ phonon absorption และ phonon emission แสดงในสมการที่ 2.11 และ 2.12 ตามลำดับ

$$\alpha_a(h\nu) = \frac{A^{**}(h\nu - E_g + E_p)^2}{\exp(E_p / kT) - 1} \quad (2.11)$$

$$\alpha_e(h\nu) = \frac{A^{**}(h\nu - E_g - E_p)^2}{1 - \exp(E_p / kT)} \quad (2.12)$$

โดยที่ A^{**} คือ ค่าคงที่ของวัสดุที่พิจารณาในการดูดกลืนแสง

k คือ Boltzmann's constant มีค่าเท่ากับ 8.617×10^{-5} [eV/K]

T คือ อุณหภูมิ [K]

α_a คือ สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงของ phonon absorption [cm^{-1}]

α_e คือ สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงของ phonon emission [cm^{-1}]

2.4 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์รูปแบบรอยต่อพี - เอ็น

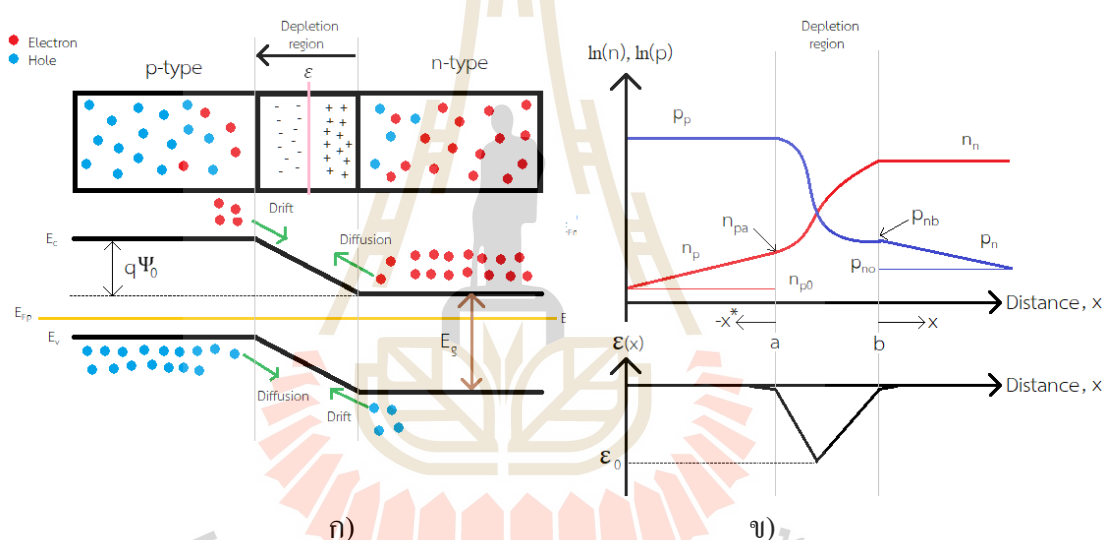
เซลล์แสงอาทิตย์ (Solar Cell) เป็นสิ่งประดิษฐ์ทางไฟฟ้า จากโครงสร้างรอยต่อพีเอ็นของสารกึ่งตัวนำสำหรับเปลี่ยนพลังงานจากแสงตกกระทบซึ่งมีความยาวคลื่นที่เท่ากับหรือน้อยกว่าวัสดุสารกึ่งตัวนำให้เป็นพลังงานไฟฟ้าได้โดยตรง (Photovoltaic effect) โดยวัสดุซิลิคอนและแกลเลียมอาร์เซไนด์นิยมนำมาผลิตเป็นเซลล์แสงอาทิตย์ โดยส่วนมากเซลล์แสงอาทิตย์ที่ใช้บนโลกนิยมใช้ซิลิคอนเป็นหลักเนื่องจากมีราคาถูกและไม่เป็นพิษต่อสิ่งแวดล้อม

เซลล์แสงอาทิตย์ได้ถูกพัฒนามาอย่างต่อเนื่อง เมื่อแบ่งตามโครงสร้างของวัสดุสารกึ่งตัวนำซิลิคอนสามารถแบ่งเป็นเซลล์แสงอาทิตย์ 3 รุ่น ซึ่งจากรายงานของ Kibria, M., และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 2014) อธิบายความแตกต่างของเซลล์แสงอาทิตย์แต่ละรุ่นดังนี้ รุ่นที่ 1 (First generation) เป็นเซลล์แสงอาทิตย์ที่เป็นผลึกเดี่ยวและหลายผลึก (Single crystal and Multi-crystal solar cells) ซึ่งให้ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานถึง 24.7% ในระดับห้องปฏิบัติการ รุ่นที่ 2 (Second generation) เป็นเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดฟิล์มบาง โดยส่วนมากจะประกอบไปด้วยอะมอร์ฟัสซิลิคอน ซึ่งให้ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานถึง 10.1% ในระดับห้องปฏิบัติการ ถึงแม้ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานจะน้อยกว่ารุ่นที่ 1 แต่สามารถนำมาประยุกต์ใช้กับงานอื่นๆ ได้ อาทิ ใช้กับวัสดุที่มีส่วนโค้งงอ สร้างฟิล์มบางบนกระจก สร้างฟิล์มบางบนแผ่นฐานที่มีความยืดหยุ่น สามารถสร้างฟิล์มบางที่มีพื้นที่กว้างได้ เป็นต้น และรุ่นที่ 3 (Third generation) เป็นเซลล์แสงอาทิตย์จากการใช้วัสดุต่างๆ ประกอบเข้ากับโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ อาทิ มีผลึกระดับนาโนในเซลล์แสงอาทิตย์ มีโพลิเมอร์เป็นองค์ประกอบในเซลล์แสงอาทิตย์ และมีเม็ดผลึกของสีย้อมแสง (Dye sensitized solar cell) ซึ่งให้ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานมากกว่า 30% ในระดับห้องปฏิบัติการ

โครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกประกอบด้วยรอยต่อพีเอ็น (p-n junction) ของสารกึ่งตัวนำ ซึ่งบริเวณสารกึ่งตัวนำชนิด n มีการเติมสารเจือหมู่ 5 ชนิดผู้ให้ (Donor impurity) เป็นการเพิ่มจำนวนของอิเล็กตรอนอิสระในแถบคอนดักชัน ทำให้มีอิเล็กตรอนมากกว่าโฮล จึงเรียกอิเล็กตรอนอิสระที่ได้รับการกระตุ้นจากแสงนี้ว่าเป็นพาหะข้างมาก (Majority carrier) และพาหะโฮลจะเรียกว่าพาหะข้างน้อย (Minority carrier) และเกิดประจุ + ใน n-type และในทางตรงกันข้ามบริเวณของสารกึ่งตัวนำที่มีการเติมสารเจือหมู่ 3 ชนิดผู้รับ (Acceptor impurity) เรียกสารกึ่งตัวนำบริเวณนี้ว่า ชนิดพี (p-type) ซึ่งมีโฮลที่เกิดขึ้นเป็นพาหะข้างมาก และเกิดประจุ -

โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์คือนำสารเจือชนิดพีและชนิดเอ็นมาสร้างให้เกิดเป็นรอยต่อพี-เอ็น และได้ Band diagram ของรอยต่อพี-เอ็น แสดงในรูปที่ 2.7 (ก) เมื่อพิจารณาในสภาวะมืด จะพบว่า โฮล (hole, h^+) ในวัสดุชนิดพีจะเคลื่อนที่ไปยังวัสดุชนิดเอ็น ในขณะที่อิเล็กตรอน (electron, e^-) ในวัสดุชนิดเอ็น จะเคลื่อนที่ไปยังวัสดุชนิดพี ซึ่งการเคลื่อนที่ดังกล่าวเรียกว่าการแพร่ (diffusion) ภายหลังจากการแพร่ของพาหะ ทางวัสดุชนิดเอ็นจะสร้างประจุบวกใน

ขณะที่วัสดุชนิดพีจะสร้างประจุลบ ประจุทั้งสองจะทำการสร้างสนามไฟฟ้าภายใน ($\mathcal{E}$) ขึ้นมา สนามไฟฟ้านี้จะทำการต้านกระบวนการแพร่ของพาหะ ทำให้การแพร่ของพาหะลดลง ซึ่งบริเวณที่มีสนามไฟฟ้านี้จะเรียกว่าบริเวณปลอดพาหะ (Depletion region or Space charge region) อย่างไรก็ตาม สนามไฟฟ้าที่ถูกสร้างขึ้นนี้จะมีผลกับพาหะที่บริเวณขอบของบริเวณปลอดพาหะ ทำให้พาหะโฮลด้านเอ็นและพาหะอิเล็กตรอนด้านพีเคลื่อนที่ข้ามรอยต่อเนื่องจากสนามไฟฟ้า ซึ่งการเคลื่อนที่ดังกล่าวเรียกว่าการพัดพา (drift) ในลักษณะดังกล่าวนี้กระแสแพร่ (Diffusion current) และกระแสพัดพา (Drift current) จะมีค่าเท่ากันแต่มีทิศตรงกันข้ามจะหักล้างเท่ากับศูนย์ ทำให้เสมือนเป็นการเปิดวงจร (open circuit) และปริมาณความหนาแน่นของพาหะในระยะความลึกของเซลล์แสดงในรูปที่ 2.7 (ข)



รูปที่ 2.7 กลไกการเคลื่อนที่ของพาหะของโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ในสภาวะมีดไม่มีการป้อนแรงดันไฟฟ้า

จากรูปที่ 2.7 (ข) จะมีความหนาแน่นของพาหะอิเล็กตรอนและโฮลที่แตกต่างกันในแต่ละระยะความลึก ซึ่งสามารถพิจารณาได้คือ ส่วนที่หนึ่งในเนื้อวัสดุสารกึ่งตัวนำ แบ่งได้เป็นชนิดพีและชนิดเอ็น ในวัสดุชนิดพีจะมีความหนาแน่นของพาหะข้างมากคือ โฮล (p_p) และมีความหนาแน่นของพาหะข้างน้อยคือ อิเล็กตรอน (n_p) และในวัสดุชนิดเอ็นจะมีความหนาแน่นของพาหะข้างมากคือ อิเล็กตรอน (n_n) และมีความหนาแน่นของพาหะข้างน้อยคือ โฮล (p_n) ส่วนที่สองพิจารณาการข้ามรอยต่อของสารกึ่งตัวนำ พาหะข้างน้อย n_p และ p_n จะลดลงจากบริเวณรอยต่อจนถึงจุดสมดุลที่

ระดับ n_{p0} และ p_{n0} ซึ่งบริเวณนี้จะมีสนามไฟฟ้าที่เกิดจากประจุไฟฟ้า ซึ่งกระบวนการนี้เรียกว่า minority carrier injection แสดงความสัมพันธ์ในสมการที่ 2.15 และ 2.16

$$n_{pa} = n_{p0} \exp\left(\frac{q\Psi_0}{kT}\right) = \frac{n_i^2}{N_A} \exp\left(\frac{q\Psi_0}{kT}\right) \quad (2.15)$$

$$p_{nb} = p_{n0} \exp\left(\frac{q\Psi_0}{kT}\right) = \frac{n_i^2}{N_D} \exp\left(\frac{q\Psi_0}{kT}\right) \quad (2.16)$$

โดยที่ N_A คือ ความหนาแน่นของสารเจือชนิดผู้รับ (Density of acceptor) [$\text{atom}/\text{m}^{-3}$]
 N_D คือ ความหนาแน่นของสารเจือชนิดผู้ให้ (Density of donor) [$\text{atom}/\text{m}^{-3}$]
 n_i คือ ความหนาแน่นของพาหะในวัสดุก่อนเจือสาร [$\text{atom}/\text{m}^{-3}$]
 q คือ ประจุไฟฟ้ามีค่าเท่ากับ 1.602×10^{-19} [Coulomb, c]
 k คือ Boltzmann's constant มีค่าเท่ากับ 8.617×10^{-5} [eV/K]
 T คือ อุณหภูมิ [K]
 Ψ_0 คือ Built-in voltage [V]

กรณีเซลล์ในสภาวะมืดแต่มีการป้อนแรงดันไฟฟ้าจากภายนอกจะเกิดกระแสไฟฟ้าจาก I_{drift}
 $> I_{\text{diffusion}}$ จะมีความสัมพันธ์ของ Schockley's diode แสดงในสมการที่ 2.17

$$I = I_0 (e^{qV/kT} - 1) \quad (2.17)$$

โดยที่ I_0 คือ กระแสไฟฟ้าอิ่มตัวย้อนกลับ (Reverse saturation current)

ซึ่ง I_0 มีความสัมพันธ์แสดงใน สมการที่ 2.18

$$I_0 = A \left(\frac{qD_e n_i^2}{L_e N_A} + \frac{qD_h n_i^2}{L_h N_D} \right) \quad (2.18)$$

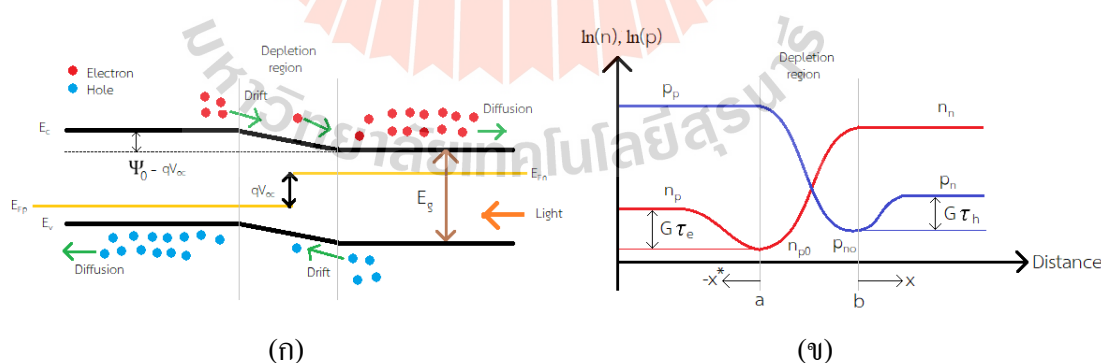
โดยที่ A คือ พื้นที่หน้าตัด

D_e, D_h คือ ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของพาหะอิเล็กตรอนและโฮล

L_e คือ ระยะทางการแพร่ของอิเล็กตรอน ($L_e = \sqrt{D_e \tau_e}$) เมื่อ τ_e คือค่าช่วงชีวิตของอิเล็กตรอน

L_h คือ ระยะทางการแพร่ของโฮล ($L_h = \sqrt{D_h \tau_h}$) เมื่อ τ_h คือค่าช่วงชีวิตของโฮล

กรณีเซลล์ในสภาวะสว่างที่รอยต่อพี-เอ็นได้รับพลังงานโฟตอนสูงกว่าหรือเท่ากับแถบพลังงานช่องว่างของวัสดุ จะทำให้พาหะอิเล็กตรอนเกิดการกระตุ้นและข้ามรอยต่อพี-เอ็น โดยมีค่าแพ่งศักย์ที่มีค่าลดลงมากกว่าสภาวะมืด นอกจากนี้ยังทำให้เกิดความต่างศักย์ในรอยต่อ ทำให้รอยต่อเกิดความไม่สมดุล อิเล็กตรอนในวัสดุเกิดการเคลื่อนที่ข้ามรอยต่อไปยังชั้นเอ็นและไปรวมกับอิเล็กตรอนที่มีอยู่ จากนั้นสนามไฟฟ้าที่ถูกสร้างขึ้นจากสภาวะที่ไม่สมดุลนี้จะทำการพัดพาทั้งพาหะอิเล็กตรอนและโฮลข้ามรอยต่อ ทำให้พาหะอิเล็กตรอนด้านเอ็นและพาหะโฮล ด้านพีเกิดเป็นพาหะส่วนเกิน และแพร่ออกไปในเนื้อวัสดุ จึงเกิดกระแสไฟฟ้าขึ้นอันเนื่องมาจากเกิดการเคลื่อนที่ของประจุ และในสภาวะนี้จะทำให้ระดับพลังงานเฟอร์มิ (Fermi level) มีค่าต่างกันอยู่ qV_{oc} แสดงในรูปที่ 2.8 (ก) เมื่อพิจารณาที่รูป 2.8 (ข) จะพบว่าความหนาแน่นของพาหะข้างน้อยยของทั้งวัสดุเอ็นและพีจะมีค่าเพิ่มขึ้นเท่ากับอัตราการผลิตพาหะ (Generation rate, G) คูณกับค่าช่วงชีวิตของพาหะ ซึ่งกระแสไฟฟ้าที่ได้จากแสง (I_{ph}) มีความสัมพันธ์ในสมการที่ 2.19 (Green M.A., ปี ค.ศ. 1992)

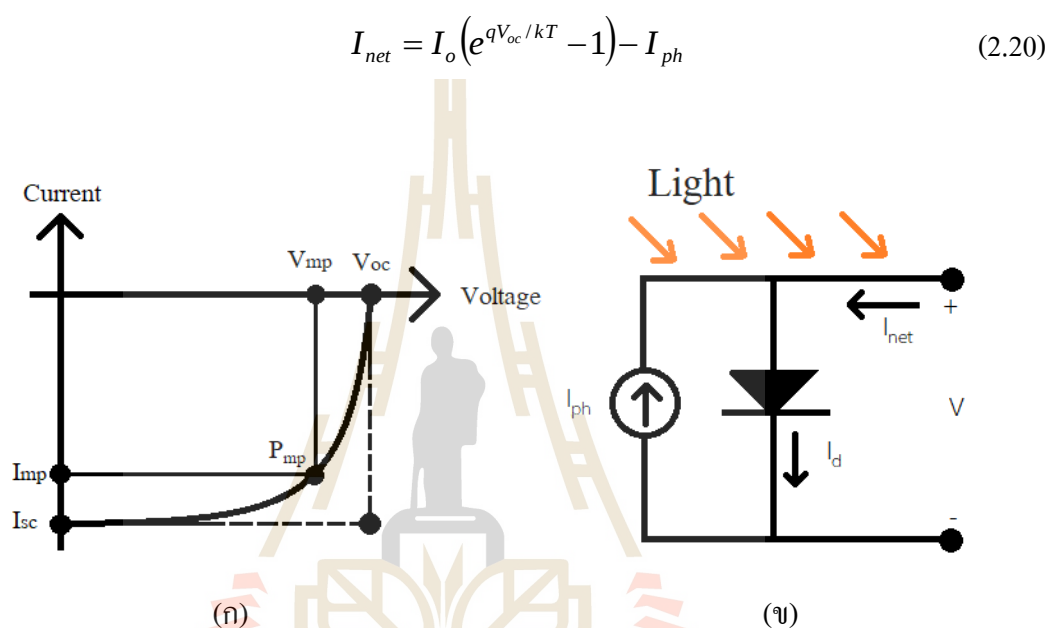


รูปที่ 2.8 กลไกการเดินทางของพาหะของโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ในสภาวะสว่าง

$$I_{ph} = qA_{area} G(L_e + W + L_h) \quad (2.19)$$

โดยที่ W คือ ความกว้างของ Depletion region
 A_{area} คือ พื้นที่รับแสงของเซลล์แสงอาทิตย์

ดังนั้นจะได้กระแสไฟฟ้าสุทธิ (I_{net}) แสดงในสมการที่ 2.20 และเขียนเป็นวงจรสมมูลได้แสดงในรูปที่ 2.9



รูปที่ 2.9 (ก) ความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ในสภาวะสว่าง และ (ข) วงจรสมมูลของเซลล์แสงอาทิตย์ในสภาวะสว่าง

รูปที่ 2.9 (ก) แสดงความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ในสภาวะสว่างซึ่งสิ่งที่ได้ประกอบด้วยพารามิเตอร์ที่สำคัญประกอบด้วย

แรงดันไฟฟ้าเปิดวงจร (Open circuit voltage, V_{oc}) เป็นแรงดันไฟฟ้าสูงสุดที่ได้จากเซลล์แสงอาทิตย์ เมื่อกระแสไฟฟ้าที่ผลิตจากเซลล์แสงอาทิตย์มีค่าเท่ากับศูนย์ ซึ่งสามารถหาได้จากความสัมพันธ์แสดงในสมการที่ 2.21

$$V_{oc} = \frac{nkT}{q} \ln \left(\frac{I_{ph}}{I_0} + 1 \right) \quad (2.21)$$

โดยที่ n คือ Ideality factor มีค่าเท่ากับ 1

จากสมการที่ 2.21 ค่า I_0 มีผลกับ V_{oc} เป็นอย่างมาก เนื่องจากถ้า I_0 เพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อย จะส่งผลให้ V_{oc} ลดลงมาก จึงต้องมีการปรับปรุงเรื่องของค่าช่วงชีวิตของพาหะให้มีค่าที่สูงขึ้น ด้วยการลดสถานะพลังงานดักจับ (Trap state) ที่เกิดขึ้นในรอยต่อ และการเพิ่มสนามไฟฟ้าให้กับรอยต่อ

กระแสไฟฟ้าลัดวงจร (Short circuit current, I_{sc}) เป็นกระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ได้จากเซลล์แสงอาทิตย์ เมื่อแรงดันไฟฟ้ามีค่าเท่ากับศูนย์ ค่า I_{sc} จะมีค่าเท่ากับ I_{ph}

ค่าฟิลล์แฟกเตอร์ (Fill factor, FF) บ่งบอกถึงคุณภาพของรอยต่อพี-เอ็น และคุณภาพของ ขั้วไฟฟ้า แสดงความสัมพันธ์ในสมการที่ 2.22

$$FF = \frac{V_{mp} I_{mp}}{V_{oc} I_{sc}} \quad (2.22)$$

โดยที่ V_{mp} คือ แรงดันไฟฟ้าที่จุดกำลังไฟฟ้าสูงสุด

I_{mp} คือ กระแสไฟฟ้าจุดที่กำลังไฟฟ้าสูงสุด

ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานแสงเป็นพลังงานไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ (Energy conversion efficiency, η) ซึ่งหาได้จากสัดส่วนของกำลังไฟฟ้า Output ต่อกำลังไฟฟ้า Input ตามความสัมพันธ์ในสมการที่ 2.23

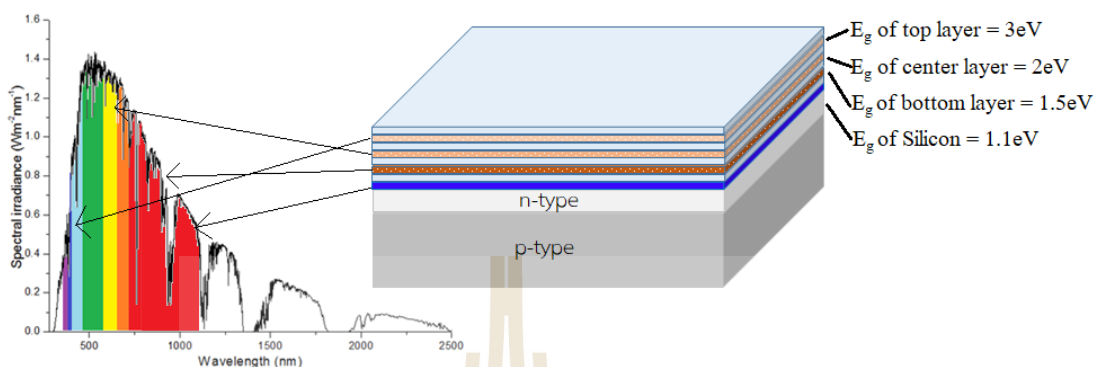
$$\eta = \frac{P_{out}}{P_{in}} = \frac{P_{mp}}{P_{in}} = \frac{V_{mp} I_{mp}}{P_{in}} = \frac{V_{oc} \times I_{sc} \times FF}{P_{in}} \quad (2.23)$$

โดยที่ P_{in} คือ กำลังไฟฟ้าที่ได้จากแสงที่ตกกระทบบนแผ่นเซลล์แสงอาทิตย์

2.5 เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีฟิล์มบางนาโนซิลิคอน

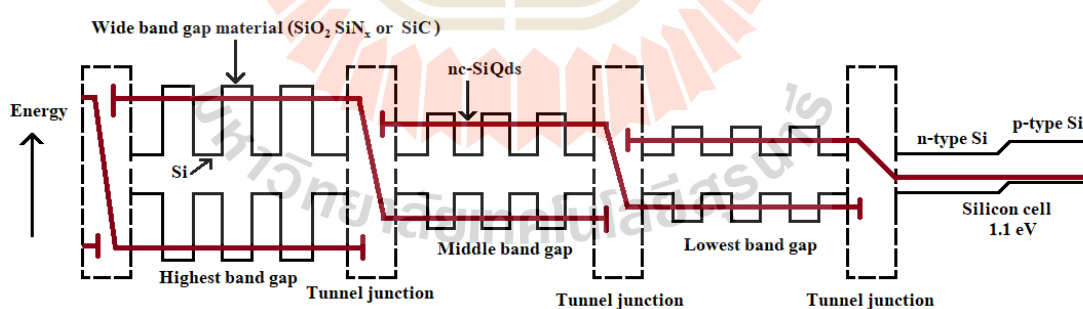
จากหัวข้อที่ 2.3 ได้อธิบายคุณสมบัติการจำกัดการเคลื่อนที่ของพาหะในสารกึ่งตัวนำที่มีขนาดเล็กระดับนาโนเมตร ในรูปแบบต่างๆ ซึ่งส่งผลให้เกิด Quantize effect และเกิดการขยายแถบพลังงานช่องว่าง (E_g) ทำให้คุณสมบัติการดูดกลืนของแสงมีการเปลี่ยนแปลง แนวความคิดของเซลล์แสงอาทิตย์โดยสร้าง Tandem cell ประกอบด้วยชั้นรอยต่อพี-เอ็นที่มีโครงสร้างของผลึก

นาโนในขนาดต่างๆ ที่ค่า E_g สูงสุดเป็นชั้นรับแสงที่ด้านบนของเซลล์แสงอาทิตย์ แสดงในรูปที่ 2.10



รูปที่ 2.10 แนวความคิดของเซลล์แสงอาทิตย์โครงสร้าง Tandem cell

รูปที่ 2.10 แสดงหลักการของโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ชนิด Tandem cell ประกอบด้วยชั้นรับแสงที่มากกว่า 1 ชั้น โดยแต่ละชั้นมีหน้าที่ในการดูดกลืนแสงอาทิตย์ในแต่ละความยาวคลื่นที่แตกต่างกัน เนื่องจากแถบพลังงานช่องว่างของชั้นรับแสงมีค่าที่แตกต่างกัน ซึ่งมีแผนภาพแถบพลังงานช่องว่างแสดงในรูปที่ 2.11

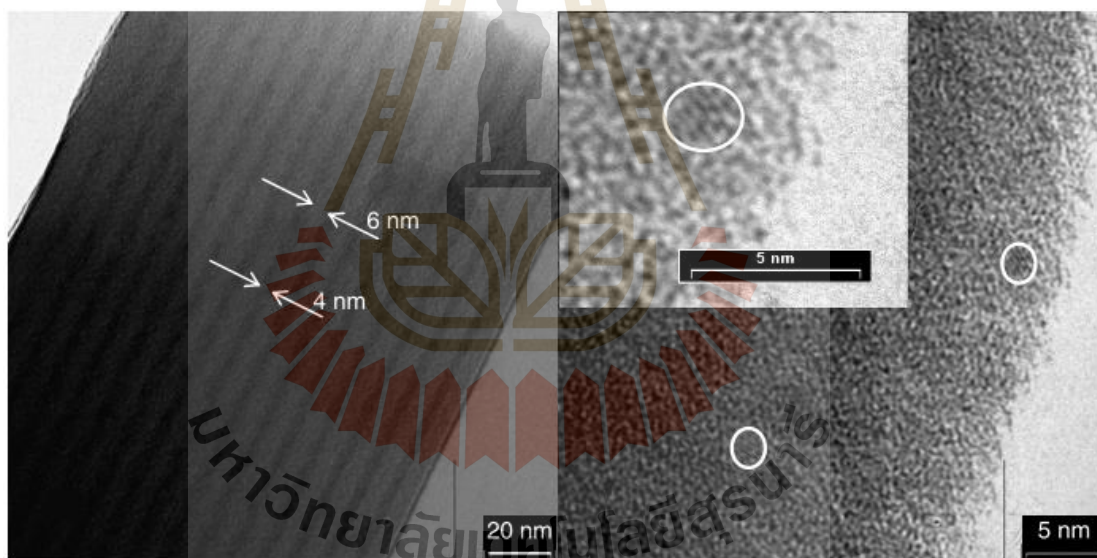


รูปที่ 2.11 แถบพลังงานช่องว่างของโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดเทนเดมเซลล์

รูปที่ 2.11 แสดงแผนภาพแถบพลังงานช่องว่างบนรอยต่อพีเอ็นของซิลิคอน ประกอบด้วยชั้นรับแสงที่เป็น SiQDs ในเมตริกซ์ออกไซด์จำนวน 3 ชั้น มีค่าแถบพลังงานช่องว่างจากมากลงมาหาน้อย และแต่ละชั้นถูกคั่นด้วย Tunnel junction จากผลของ Quantize effect ระบุว่า ขนาดของ SiQDs ที่มีขนาดเล็กมากๆ จะส่งผลให้ค่าของแถบพลังงานช่องว่างมีค่ามากขึ้น ดังนั้นที่ชั้น Highest band gap จึงมีขนาดของ SiQDs ที่เล็กที่สุด ในขณะที่ชั้น Middle band gap และ Lowest band gap

จะมีขนาดของ SiQDs ที่ใหญ่มากขึ้น ตามลำดับ (Gavin Conibeer และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2008) ซึ่งมีความเกี่ยวข้องในการผลิตรวมถึงผลที่ได้เพื่อพัฒนาเป็นชั้นรับแสง ดังต่อไปนี้

งานวิจัยของ Hao, X.J. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2009 ทำการสร้างชั้นฟิล์ม multilayer ของ Silicon-rich oxide (SRO) ทับซ้อนกันกับซิลิคอนไดออกไซด์ (SiO_2) กระบวนการผลิตได้ใช้เทคนิค Co-sputtering โดยมี target 2 ชนิดคือ Si และ SiO_2 โดยใช้ radio frequency power supply ทางด้าน target ของ SiO_2 และใช้ DC supply ทางด้าน target ของ Si มีเงื่อนไข ที่ความดัน 5×10^{-7} Torr ในบรรยากาศอาร์กอน (Argon, Ar) ที่ความดันแก๊ส 1.5 mTorr และสร้างชั้นฟิล์มประกอบด้วยชั้น SRO จำนวน 15 ชั้น โดยมี SiO_2 คั่นระหว่างชั้น SRO ใช้สัญลักษณ์ $\text{SiO}_x/\text{SiO}_2$ หลังจากนั้นทำการอบด้วยอุณหภูมิ $1,100^\circ\text{C}$ นาน 1 ชั่วโมง ในบรรยากาศไนโตรเจน เพื่อให้เกิด Silicon quantum dots (SiQDs) ตกผลึกขึ้น มีเงื่อนไขชิ้นงานด้วยการปรับ stoichiometry x ของ SRO เท่ากับ 1.30, 1.00 และ 0.86 ซึ่งจากการถ่ายภาพ TEM ในเงื่อนไข $\text{SiO}_{1.30}/\text{SiO}_2$ แสดงในรูปที่ 2.12



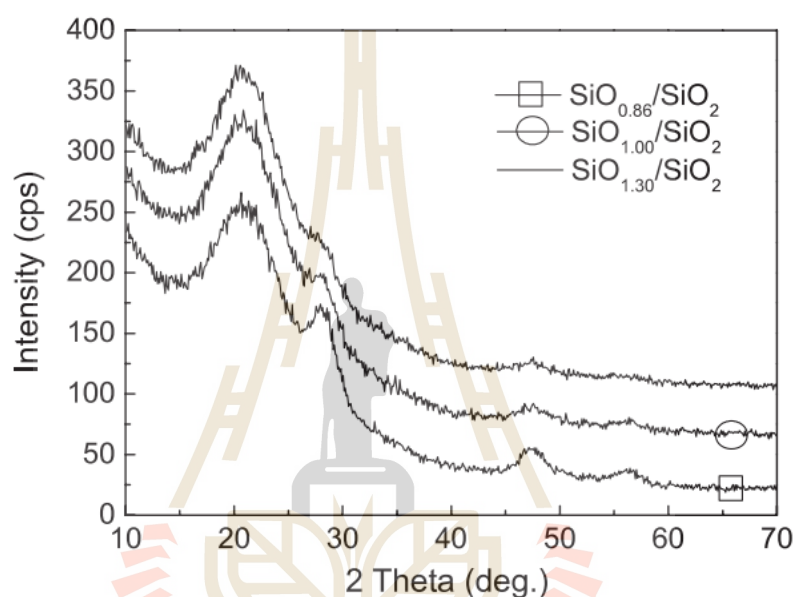
(ก)

(ข)

รูปที่ 2.12 ภาพถ่าย TEM ของ (ก) ภาคตัดขวาง และ (ข) ผลึกของฟิล์มบางในเงื่อนไข $\text{SiO}_{1.30}/\text{SiO}_2$ (ที่มา: Hao, X.J. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2009)

จากรูปที่ 2.12 พบว่าชั้น SiQDs และ SiO_2 มีความหนาเท่ากับ 4 และ 6 nm ตามลำดับ และพบ lattice fringe ของ SiQDs ถูกล้อมรอบด้วย SiO_2 ซึ่งมีขนาดเท่ากับ 2.2 - 2.5, 3-3.5, และ 4-4.5 nm ของชิ้นงาน $\text{SiO}_{1.30}/\text{SiO}_2$, $\text{SiO}_{1.00}/\text{SiO}_2$ และ $\text{SiO}_{0.86}/\text{SiO}_2$ ตามลำดับ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าขนาดของ QD จะมีแนวโน้มที่ลดลงตาม stoichiometry x ที่เพิ่มขึ้น จากผลการวัดของ Grazing incidence X-

ray diffraction (GIXRD) แสดงในรูปที่ 2.13 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของฟิล์มทั้ง 3 เจือปน ไก เกิดยอดที่กึ่งกลางของมุม 21.0° , 28.4° , 47.4° และ 56.3° ซึ่งแต่ละมุมบ่งบอกถึง เฟสอะมอร์ฟัสของ SiO_2 , ระนาบของซิลิคอน (111), ระนาบของซิลิคอน (220) และระนาบของซิลิคอน (311) ตามลำดับ เมื่อนำมาคำนวณขนาดผลึกของซิลิคอนที่ระนาบ (111) จะพบว่า มีขนาดผลึกเฉลี่ยเท่ากับ 2.5, 3 และ 4 nm ในเจือปน ไก ของชั้นงาน $\text{SiO}_{1.30}/\text{SiO}_2$, $\text{SiO}_{1.00}/\text{SiO}_2$ และ $\text{SiO}_{0.86}/\text{SiO}_2$ ตามลำดับ ซึ่งผลที่ได้มีความสอดคล้องกับการถ่ายภาพ TEM



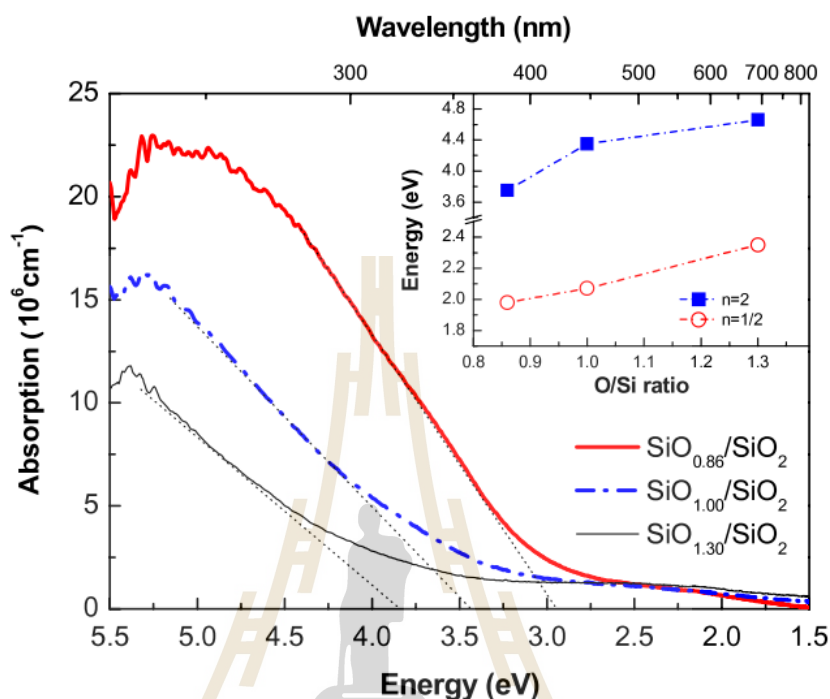
รูปที่ 2.13 ผลการวัด GIXRD ของฟิล์ม $\text{SiO}_x/\text{SiO}_2$ (ที่มา: Hao, X.J. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2009)

รูปที่ 2.14 แสดงเส้นสเปกตรัมการดูดกลืนแสงพบขอบการดูดกลืนเลื่อนแบบ Blue-shift ตามสัดส่วนของ O/Si ที่เพิ่มขึ้น การประมาณค่าแถบพลังงานช่องว่างด้วยสมการ Tauc's plot แสดงในสมการที่ 2.24

$$(ah\nu)^n = A(E - E_g^{opt}) \quad (2.24)$$

เมื่อพิจารณาทั้งแบบ Indirect absorption edge ($n = 0.5$) และแบบ Direct absorption edge ($n = 2$) พบว่า เมื่อ $n = 0.5$ ขอบการดูดกลืนแสงมีค่าเท่ากับ 2.35 2.07 และ 1.98 eV และ $n = 2$ ขอบการดูดกลืนแสงมีค่าเท่ากับ 4.66 4.35 และ 3.75 eV ในเจือปน ไก ของชั้นงาน $\text{SiO}_{1.30}/\text{SiO}_2$, $\text{SiO}_{1.00}/\text{SiO}_2$

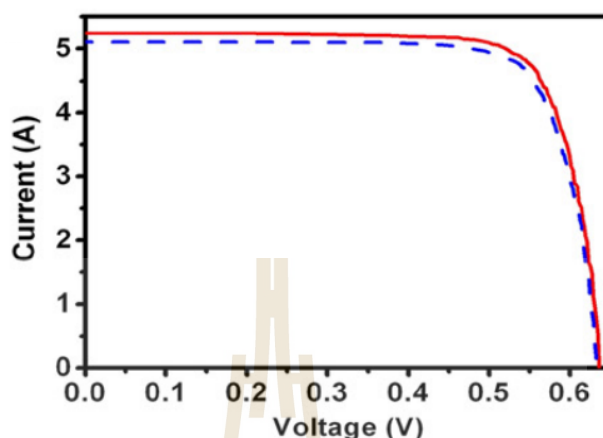
และ $\text{SiO}_{0.86}/\text{SiO}_2$ ตามลำดับแสดงในรูปเล็กในรูปที่ 2.14 ซึ่งบ่งชี้ว่าการที่มีค่า stoichiometry x มาก จะส่งผลต่อการขยาย E_g ที่มากขึ้น



รูปที่ 2.14 สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงของฟิล์ม $\text{SiO}_x/\text{SiO}_2$ ที่แปรเปลี่ยนตามค่า x และภาพเล็กแสดงการประมาณค่าแถบพลังงานทางแสง (ที่มา: Hao, X.J. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2009)

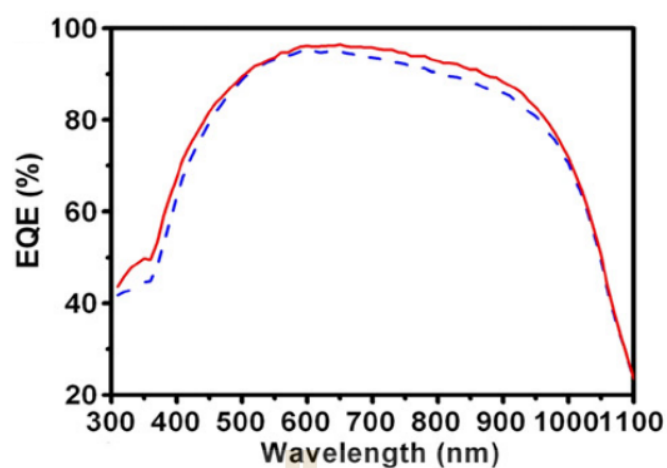
งานวิจัยของ Pi, X. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2011 ทำการสร้างฟิล์ม SiQDs ด้วยหมึกสารละลายเคลือบบนแผ่นควอตซ์ ด้วยกระบวนการ non-thermal plasma ใช้แก๊ส Silane และ Argon มีอัตราการไหลของแก๊สเท่ากับ 0.85 และ 200 sccm ตามลำดับ ที่ความดัน 2.5 mbar พลังงาน 175W ที่ความถี่ RF เท่ากับ 13.56 MHz หลังจากนั้นแยก SiQDs ออกจากผิวของแผ่นควอตซ์ และนำมากระจายตัวใน Isopropyl alcohol (IPA) ในสัดส่วน 1 mg/ml จากนั้นนำเข้าเครื่อง Ultrasonic จนได้หมึกซิลิคอน จากนั้นนำหมึกมาเคลือบบนเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นซิลิคอนไนโตรไอด์ด้านบนขนาด $125 \times 125 \text{ mm}^2$ ด้วยความเร็ว 300 rpm นาน 5 วินาที และความเร็ว 1500 rpm นาน 40 วินาที จากนั้นวางทิ้งไว้ที่อุณหภูมิห้อง 24 ชั่วโมง เพื่อให้ IPA ระเหยออกตามธรรมชาติ จากกล้อง SEM แสดงการกระจายตัวของ SiQDs อยู่ทั่วพื้นผิวเซลล์แสงอาทิตย์ ซึ่งขนาดของ SiQDs มีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 3 nm ผลการวัด IV-curve แสดงในรูปที่ 2.15 พบว่า เซลล์แสงอาทิตย์ที่ไม่มี SiQDs มีค่า I_{sc} และ V_{oc} เท่ากับ

5.10 A และ 0.63 V ตามลำดับ และสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ที่มี SiQDs มีค่า I_{sc} เพิ่มขึ้น 2.3% ในขณะที่ V_{oc} มีค่าเพิ่มขึ้นเล็กน้อย

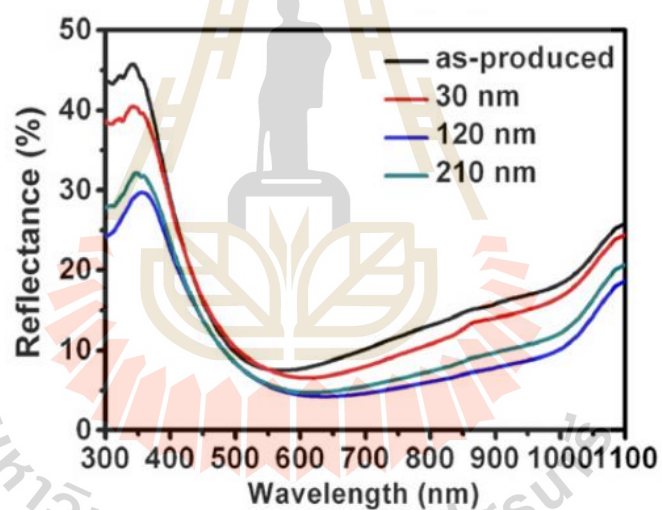


รูปที่ 2.15 ผลการวัด IV-curve ของเซลล์แสงอาทิตย์ขนาด $125 \times 125 \text{ mm}^2$ (เส้นปะสีน้ำเงิน) และไม่มีชั้น SiQDs (เส้นสีแดง) (ที่มา: Pi, X. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2011)

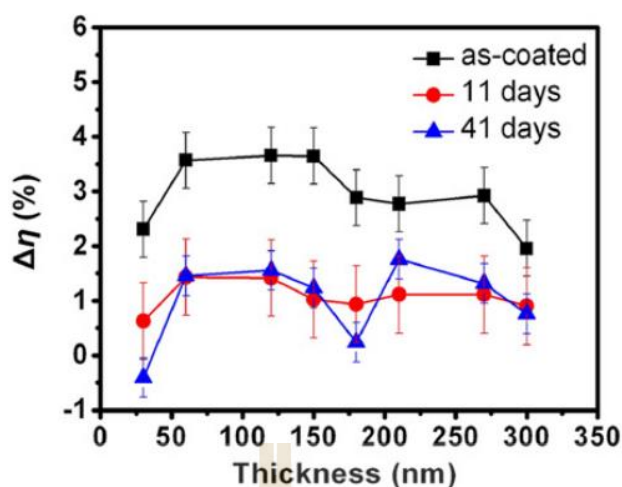
ผลการวัด External quantum efficiency (EQE) แสดงในรูปที่ 2.16 พบว่า EQE ในช่วงความยาวคลื่น 550 – 1000 nm ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มี SiQDs มีค่ามากกว่าเซลล์แสงอาทิตย์ที่ไม่มี SiQDs อยู่เล็กน้อย ซึ่งส่งผลต่อการเพิ่มขึ้นของ I_{sc} และสอดคล้องกับผลของค่าการสะท้อนกลับของแสงของเซลล์ที่มี SiQDs ที่ลดลงในช่วงความยาวคลื่นดังกล่าวแสดงในรูปที่ 2.17 ดังนั้นชั้น SiQDs จึงมีคุณสมบัติช่วยปรับปรุงคุณภาพการเพิ่มขึ้นของการดูดกลืนแสงของเซลล์แสงอาทิตย์อย่างมีนัยสำคัญ ซึ่งสอดคล้องกับผลการแปลงพลังงานแสงเป็นพลังงานไฟฟ้าแสดงในรูปที่ 2.18 ซึ่งพบว่าการที่มีการเคลือบชั้น SiQDs จะสามารถเพิ่มประสิทธิภาพได้มากกว่าที่ไม่มีชั้น SiQDs ถึง 3.7% อย่างไรก็ตามฟิล์มบางที่สร้างขึ้นเมื่อเก็บที่อุณหภูมิห้องในระยะเวลา 11 วัน พบว่าประสิทธิภาพมีค่าลดลง และมีค่าใกล้เคียงกับระยะเวลา 41 วัน เนื่องจากผลของการเกิดออกซิเดชัน



รูปที่ 2.16 ผลการวัด EQE ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้น SiQDs (เส้นปะสีน้ำเงิน) และไม่มีชั้น SiQDs (เส้นสีแดง) (ที่มา: Pi, X. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2011)

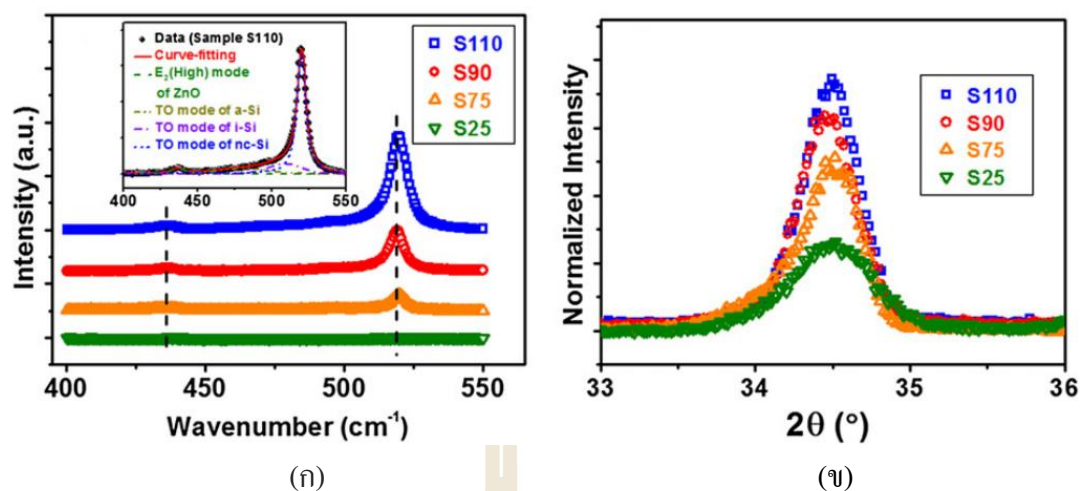


รูปที่ 2.17 ค่าการสะท้อนแสงกลับของเซลล์แสงอาทิตย์ที่ไม่มีฟิล์ม SiQDs และมีฟิล์มบาง SiQDs ที่ความหนา 30, 120 และ 210 nm (ที่มา: Pi, X. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2011)



รูปที่ 2.18 การลดลงของประสิทธิภาพของเซลล์แสงอาทิตย์ SiQDs ตามเวลาหลังการผลิตเสร็จ (ที่มา: Pi, X. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2011)

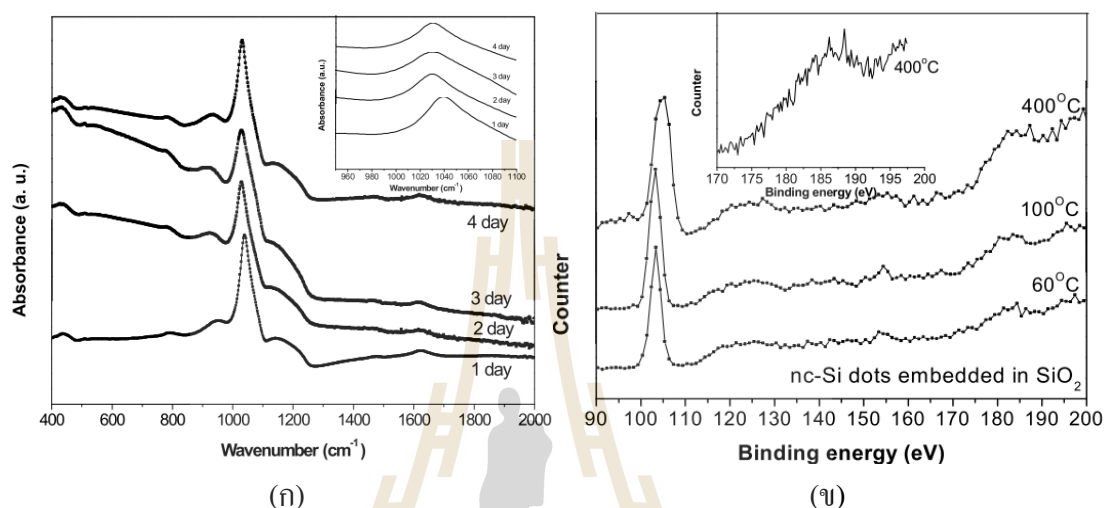
งานวิจัยของ Kuo, K.-Y. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2012 ทำการสังเคราะห์ฟิล์มบางซิงค์ออกไซด์ (ZnO) ที่มีผลึกซิลิคอนระดับนาโนเมตร (nc-Si) ผังอยู่ภายใน กระบวนการสังเคราะห์ฟิล์มบางใช้วิธีการ Sputtering ใช้แผ่น Si หนา 100) เป็นแผ่น target ภายใต้เงื่อนไขค่า sputtering power เท่ากับ 25, 75, 90 และ 110W (Si25 – Si110) และใช้ค่า sputtering power ในกรณี ZnO target ทำการ สร้างชั้นฟิล์มทั้งหมด 24 ชั้น แล้วนำเข้าอบด้วยวิธีการ Rapid thermal annealing (RTA) ด้วยอุณหภูมิ 1,000°C นาน 50 วินาที ในบรรยากาศไนโตรเจน เมื่อทำการวิเคราะห์ชั้นฟิล์มด้วยเทคนิค Raman แสดงในรูปที่ 2.19 (ก) พบว่าเกิดยอดสเปกตรัมของซิลิคอนที่บริเวณ wavenumber 520 cm^{-1} ของชั้นงานในเงื่อนไข Si75 – Si110 และเกิดยอดสเปกตรัมของซิงค์ออกไซด์บริเวณ wavenumber 436 cm^{-1} ในทุกเงื่อนไข อย่างไรก็ตาม เมื่อทำการ Deconvolute ยอดสเปกตรัมของซิลิคอน จะพบว่าสเปกตรัมที่บริเวณ wavenumber 520 cm^{-1} เกิดจากการรวมกันของสเปกตรัม 3 เฟส ประกอบด้วย 1. เฟสของ nc-Si 2. เฟสระหว่างกลางของเฟสอะมอร์ฟัสและเฟสผลึกซิลิคอนระดับนาโนเมตร และ 3. เฟสของอะมอร์ฟัส ซึ่งในเงื่อนไข sputtering power ที่มากขึ้นจะส่งผลให้เฟสของ nc-Si มีค่าที่สูงมากขึ้น ซึ่งในเงื่อนไข Si110 มีค่า Volume fraction ของผลึกซิลิคอนมากถึง 88% บ่งชี้ถึงคุณภาพความเป็นผลึกที่ดีมาก ซึ่งเมื่อนำเงื่อนไข Si110 มาหาค่าขนาดของผลึกพบว่ามีความยาวเท่ากับ 4 nm สำหรับการวิเคราะห์คุณสมบัติของ ZnO จะพิจารณาจากการวัด XRD แสดงในรูปที่ 2.19 (ข) พบว่า เงื่อนไข Si110 มีความกว้างของผลึก ZnO ที่แคบที่สุด อีกทั้งสัญญาณความเข้มของ XRD ยังมีค่าที่สูงที่สุดซึ่งบ่งชี้ถึงคุณภาพของผลึก ZnO ในเงื่อนไขนี้มีคุณภาพดีที่สุด



รูปที่ 2.19 สเปกตรัมของ (ก) Raman และ (ข) XRD ของฟิล์มบาง ZnO ที่มี nc-Si ผังอยู่ภายใน ภายใต้เงื่อนไขค่าของ sputtering power และรูปภาพเล็กของ (ก) แสดง curve-fitting ของ ซึ่่งงาน S110 (ที่มา: Kuo, K.-Y. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2012)

งานวิจัยของ Kunchana, K. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2012 ทำการสังเคราะห์ฟิล์มบาง nc-Si จากวัสดุ Nano-composite ประกอบด้วยผงซิลิคอนและเมตริกซ์ SiO_x การสร้างฟิล์มบางได้ใช้เทคนิคการเคลือบด้วยแรงเหวี่ยงบนแผ่นควอตซ์และบนแผ่นซิลิคอน ในการสังเคราะห์ฟิล์มบาง เริ่มต้นนำแผ่นซิลิคอนชนิดพีระนาบ (100) มาเข้าสู่กระบวนการบดให้ได้ผง nc-Si จากนั้นเตรียมเมตริกซ์ SiO_x ประกอบด้วย Tetraethylorthosilicate (TEOS) และ Ethanol absolute ด้วยสัดส่วน 1 : 2 เป็นสารตั้งต้น จากนั้นเติม Cetyl Trimethyl Ammonium Bromide (CTAB) ให้สารละลายทั้งหมดมีความเข้มข้นของ CTAB มีค่าเท่ากับ 0.0013 M จากนั้นเติม HCl ที่มีความเข้มข้น 0.1 M ลงในสารละลายจนได้สัดส่วนของ TEOS และ HCl เท่ากับ 2 ทำการผสมสารที่อุณหภูมิห้องด้วยเวลา 60 นาทีและบ่มทิ้งไว้ 1 – 4 วัน จากนั้นนำ SiO_x ที่ได้ผสมกับผง nc-Si ด้วยสัดส่วน nc-Si : SiO_x เท่ากับ 0.05g : 5 ml ทำการสร้างชั้นฟิล์มบางด้วยการหมุนเหวี่ยงที่ความเร็ว 2000 rpm นาน 20 วินาที จากนั้นอบด้วยอุณหภูมิ $25^\circ\text{C} - 500^\circ\text{C}$ ด้วยเวลา 120 นาที ทำการวัดค่า Refractive index และความหนาของฟิล์มบางด้วยเครื่อง Ellipsometer พบว่าค่า Refractive index มีค่าที่เพิ่มขึ้นเล็กน้อยจาก 1.46 – 1.50 แต่ความหนามีค่าที่ลดลงจาก 150 – 90 nm ตามอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากขณะที่ทำการอบเกิดการหดตัวของฟิล์มบาง นอกจากนี้จากการวัด FTIR ที่บ่งชี้ว่าฟิล์มบางที่ผลิตขึ้นมีการเกาะเกี่ยวพันธะของอะตอมต่างๆ พบว่ามีการดูดกลืนแสงช่วง IR ของ SiO_x ในพันธะ Si-O rocking mode, Si-O bending mode, Si-O-Si stretch mode with adjacent O-atoms in phase และ Si-O-Si stretch mode with adjacent O-atoms out of phase ที่ wavenumber 460, 800, 1000 – 1100 และ 1150 - 1200 cm^{-1}

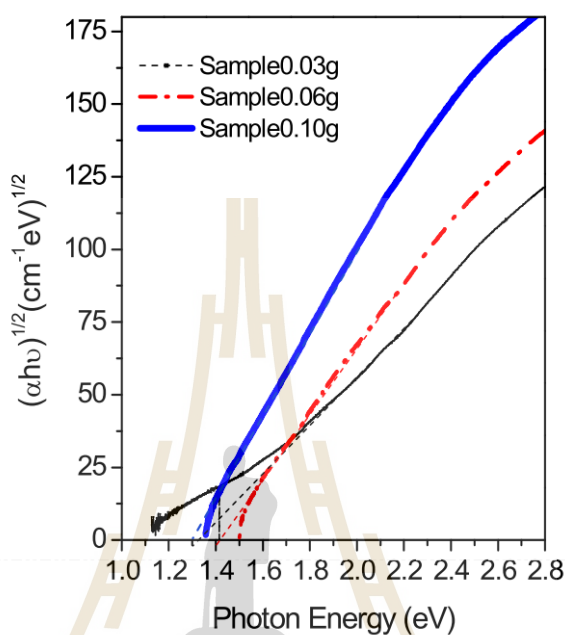
ตามลำดับ อีกทั้งจากการวัด PES แสดงถึงการเกาะเกี่ยวของพันธะ SiO_2 และ โบรอน (B) ที่ Binding energy บริเวณ 103 eV และ 185 – 190 eV ตามลำดับ นอกจากนี้ยังพบอีกว่าที่อุณหภูมิการอบที่ 400°C จะเกิดการเกาะเกี่ยวของพันธะ B-O ขึ้นที่ Binding energy บริเวณ 193 eV โดยผลการวัด FTIR และ PES แสดงในรูปที่ 2.20 (ก) และรูปที่ 2.20 (ข) ตามลำดับ



รูปที่ 2.20 (ก) ผลการวัด FTIR ของฟิล์มบาง SiO_x ที่อบในอุณหภูมิ 60°C ในช่วงเวลาการบ่มของ ไซลต่างๆ และ (ข)) ผลการวัด PES ของฟิล์มบาง SiO_x ที่อุณหภูมิการอบ 60 100 และ 400°C (ที่มา: Kunchana, K. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2012)

งานวิจัยของ Fangsuwannarak, T. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2013 ศึกษาการสังเคราะห์ฟิล์มบาง nc-Si สังกัดในเฟสออกไซด์ ในการผลิตเริ่มต้นผลิตสารละลายสำหรับวัสดุออกไซด์เมตริกซ์ ประกอบด้วย เอทานอลที่มีความเข้มข้นของ Tetraethylorthosilicate (TEOS) 3 M และส่วนผสมของสารละลาย phosphoric acid (H_3PO_4) และ Hydrochloric acid (HCl) ที่มีความเข้มข้นเท่ากับ 0.05 M และ 0.001 M ตามลำดับ ใช้เวลาในการกวนสารละลาย 60 นาที ผสมผงซิลิคอนจากบริษัท American Element Company ในเงื่อนไขของปริมาณผงตั้งแต่ 0.03g 0.06g และ 0.1g โดยใช้สารละลายเมตริกซ์เท่ากับ 2 ml แล้วเขย่าสารด้วยเครื่องอัลตราโซนิกด้วยเวลา 60 นาที จากนั้นเคลือบฟิล์มบางด้วยเทคนิคการเคลือบด้วยแรงเหวี่ยง จากการทดสอบ TEM พบว่าอนุภาคของผงซิลิคอนมีรูปทรงกลม ขนาดอนุภาคอยู่ที่ 50 -100 nm จากผลการวัดทางแสง ฟิล์มบางที่มีปริมาณผงซิลิคอนที่มากขึ้น ค่าการทะลุผ่านของแสงและค่าการสะท้อนแสงกลับของฟิล์มบางมีค่าที่ลดลงและเพิ่มขึ้นตามลำดับ เมื่อนำค่าทั้งสองมาคำนวณ Tauc's plot เพื่อประมาณการค่าแถบพลังงานช่องว่างแสง ในรูปที่ 2.21 พบว่า ฟิล์มบางที่มีปริมาณผงซิลิคอนเท่ากับ 0.03g 0.06g และ 0.1g สามารถให้

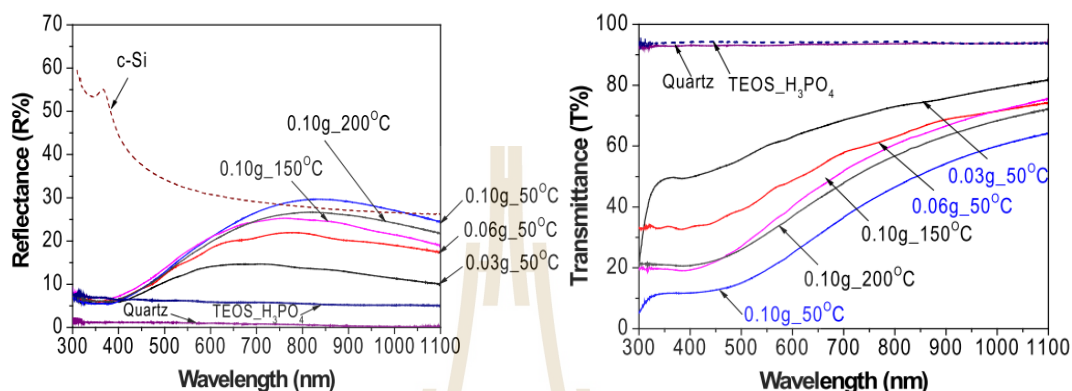
พลังงานช่องว่าง E_g กว้างขึ้นจาก 1.1 eV เป็น 1.3 1.4 และ 1.28 eV ตามลำดับ นอกจากนี้จากผลทางไฟฟ้าพบว่า ฟิล์มบางทั้งสามเงื่อนไขมีค่าความนำไฟฟ้าใกล้เคียงกันอยู่ที่ $5.60 \times 10^{-6} - 6.71 \times 10^{-6}$ S/cm



รูปที่ 2.21 การประมาณค่าแถบพลังงานช่องว่างด้วยวิธี Tauc's plot ของฟิล์มบาง nc-Si ในเมตริกซ์ออกไซด์ (ที่มา: Fangsuwannarak, T. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2013)

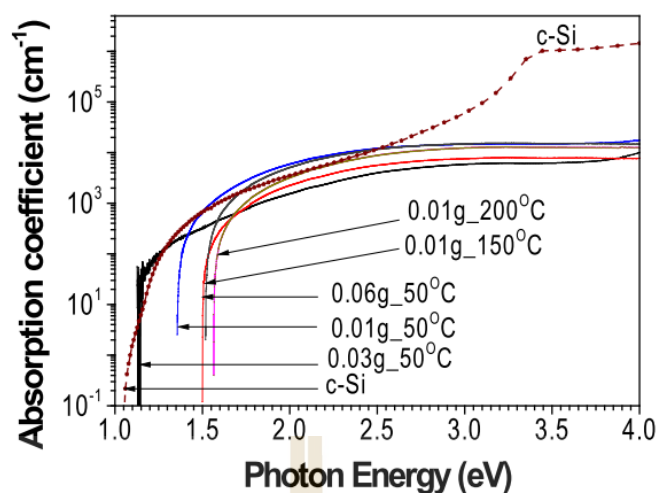
งานวิจัยของ Fangsuwannarak, T. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2013 ศึกษาการสังเคราะห์ฟิล์มบาง nc-Si ในเมตริกซ์ Phosphosilicate glass จากการใช้ส่วนผสมของสารละลาย TEOS Ethanol และน้ำ ผสมให้เข้ากันด้วยเวลา 10 นาที จากนั้นเติม H_3PO_4 และ HCl ลงในสารละลาย จากนั้นกวนอีก 60 นาที ซึ่งสัดส่วนของปริมาตร TEOS : EtOH : H_2O : H_3PO_4 : HCl มีค่าเท่ากับ 9.98 : 8.07 : 1.66 : 0.27 : 0.005 ml จากนั้นผสมผง nc-Si ในสัดส่วนตั้งแต่ 0.03g 0.06g และ 0.1g ผสมกันด้วยเครื่องอัลตราโซนิกนาน 60 นาที ฟิล์มบาง nc-Si ผลิตด้วยวิธีการเคลือบแบบหมุนเหวี่ยง และทำการอบด้วยอุณหภูมิเงื่อนไขต่างๆ ตั้งแต่ 50 150 และ 200 °C นาน 30 นาที จากนั้นนำฟิล์มบางที่ได้มาทดสอบวัดคุณสมบัติการสะท้อนแสงกลับของฟิล์มบางแสดงในรูปที่ 2.22 (ก) และการทะลุผ่านของแสงแสดงในรูปที่ 2.22 (ข) ซึ่งพบว่าฟิล์มบางที่อบด้วยอุณหภูมิ 50°C และมีปริมาณผงซิลิคอนที่มากขึ้น ค่าการสะท้อนแสงกลับของฟิล์มบางมีแนวโน้มที่มากขึ้นในช่วงความยาวคลื่นยาว และค่าการทะลุผ่านของแสงของฟิล์มบางจะมีค่าที่ลดลงในทุกๆ ช่วงความยาวคลื่น นอกจากนี้สำหรับ

ชั้นงาน 0.10g ที่มีการอบด้วยอุณหภูมิ 150 และ 200°C พบว่า ค่าการสะท้อนแสงกลับมีค่าที่ลดลงอยู่เล็กน้อยเมื่อเทียบกับการอบที่อุณหภูมิ 50°C และสำหรับค่าการทะลุผ่านของแสง พบว่าการอบด้วยอุณหภูมิ 150 และ 200°C ทำให้มีค่าการทะลุผ่านของแสงที่มากขึ้น เนื่องจากเกิดการออกซิไดซ์ภายในผลึกระดับนาโนเมตร



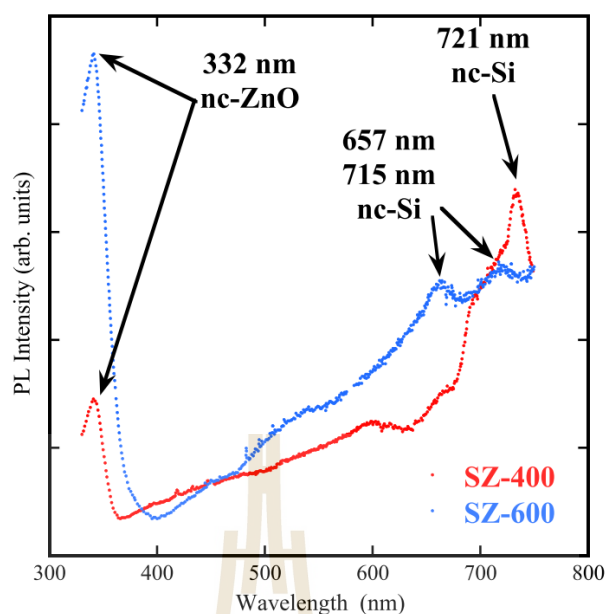
รูปที่ 2.22 ผลการวัด (ก) ค่าการสะท้อนแสงกลับ และ (ข) ค่าการทะลุผ่านของแสงของฟิล์มบางซิลิคอนอนุภาคระดับนาโนเมตรในเมทริกซ์ Phosphosilicate glass (ที่มา: Fangsuwannarak, T. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2013)

ค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงแสดงในรูปที่ 2.23 พบว่า ขอบการดูดกลืนของแสงของฟิล์มบาง nc-Si เลื่อนไปทาง Blue-shift ที่ 1.5 eV เมื่อเทียบกับ c-Si ที่มีพลังงานขอบการดูดกลืนเท่ากับ 1.1 eV อย่างไรก็ตามพบว่า อุณหภูมิการอบที่มากขึ้นนั้นให้ค่าการขยายขอบการดูดกลืนแสงที่มากขึ้น



รูปที่ 2.23 สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงของฟิล์มบางซิลิคอนอนุภาคระดับนาโนเมตรในเมตริกซ์ Phosphosilicate glass (ที่มา: Fangsuwannarak, T. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2013)

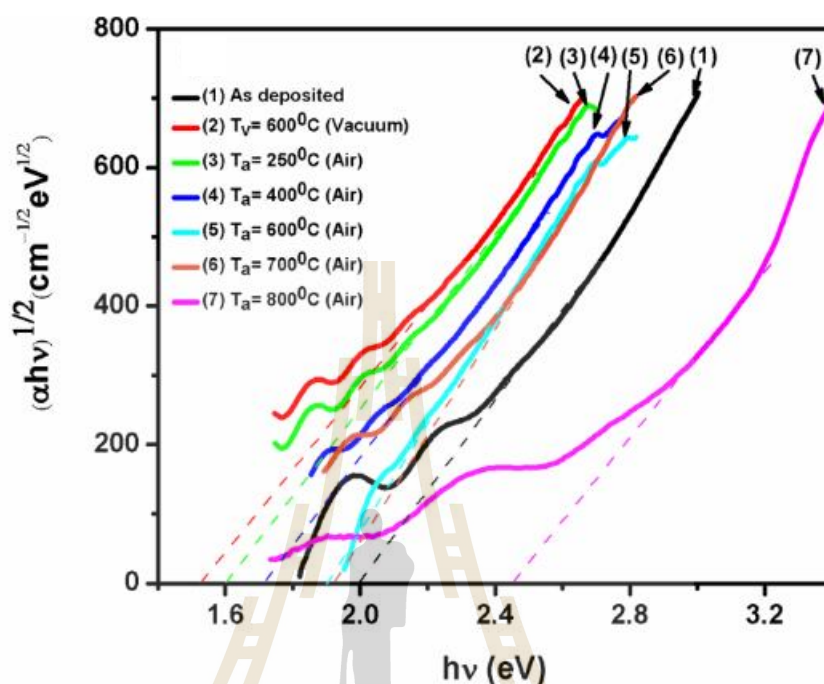
งานวิจัยของ Castaldo, A. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2014 ทำการสังเคราะห์ฟิล์มบาง SiQDs ในเมตริกซ์ ZnO ด้วยกระบวนการ two step ประกอบด้วย การ Sputtering สลับชั้นระหว่างชั้นอะมอร์ฟัสซิลิคอนและชั้นซิงค์ออกไซด์ โดยใช้ target ของซิลิคอนเจือโบรอน และซิงค์ออกไซด์ ตามลำดับ ซึ่งได้จำแนกเงื่อนไขการสร้างชั้นฟิล์มประกอบด้วย 1. การป้อนพลังงานการ Sputtering ของ target ซิงค์ออกไซด์ตั้งแต่ 700 – 1000 W และการป้อนพลังงานการ Sputtering ของ target ซิลิคอนตั้งแต่ 350 - 600 W 2. ปรับเปลี่ยนความดันในระยะตั้งแต่ 0.53 – 2 Pa และ 3. อุณหภูมิตั้งแต่ 450 - 560 °C นาน 6 ชั่วโมง จากผลของ XRD พบว่า ชั้นงานที่สร้างจากการ sputtering ของซิลิคอนด้วยพลังงานที่มากกว่าหรือเท่ากับ 400 W และการ sputtering ของซิงค์ด้วยพลังงานที่เท่ากับ 1,000 W สามารถพบผลึกซิลิคอน ที่มีค่าเพิ่มขึ้นจาก 45 – 80 Å ตามพลังงานการ sputtering ที่มากขึ้น และพบผลึกซิงค์ออกไซด์ที่มีขนาดผลึกเท่ากับ 67 Å จากผลของ Photoluminescence (PL) พบการ Shift ของยอด PL ในช่วงความยาวคลื่น 300 – 800 nm ในเงื่อนไข Sputtering ของซิลิคอนเท่ากับ 400 และ 600 W และการ sputtering ของซิงค์ด้วยพลังงานที่เท่ากับ 1,000 W พบว่าทั้งสองเงื่อนไขไม่ปรากฏการ Shift ของยอด PL ของ nc-ZnO ที่บริเวณความยาวคลื่น 332 nm อย่างไรก็ตาม พบการ shift ของยอด PL ของผลึกซิลิคอนที่บริเวณความยาวคลื่น 600 – 800 nm โดยพลังงานสูงขึ้นจาก 400W เป็น 600W ยอด PL ของ nc-Si เลื่อนจาก 721 nm เป็น 715 nm และแสดงยอด PL ที่ 657 nm เกิดการเลื่อนแบบ Blue-shift ซึ่งแสดงให้เห็นถึงปรากฏการณ์ Quantum confinement ของผลึกซิลิคอน แสดงในรูปที่ 2.24 และมีค่าความต้านทานจำเพาะของฟิล์ม SiQDs อยู่ในช่วง $10^3 - 10^5 \Omega\text{cm}$



รูปที่ 2.24 สเปกตรัม PL ของฟิล์มบาง SiQDs ในเมตริกซ์ ZnO ในเงื่อนไข Sputtering power ของ Si target เท่ากับ 400 และ 600 W และ sputtering power ของ ZnO target เท่ากับ 1,000 W (ที่มา: Castaldo, A. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2014)

จากงานวิจัยของ Kole, A. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2014 ได้ศึกษาการสร้างชั้นฟิล์มบาง SiQDs ฝังตัวอยู่ในเมตริกซ์ SiC ด้วยวิธี Plasma enhanced chemical vapor deposition (PECVD) ที่อัตราการไหลของแก๊ส silane, methane และ argon เท่ากับ 1.5, 1.5 และ 97 sccm ตามลำดับ ด้วย Rf power density เท่ากับ 80 mW/cm^3 ในความดันบรรยากาศ 26.6 Pa ที่อุณหภูมิ 200°C จนได้ความหนาของฟิล์ม Hydrogenated microcrystalline silicon carbide ($\mu\text{c-SiC:H}$) เท่ากับ 400 nm จากนั้นทำการเข้าอบเพื่อให้เกิดผลึกซิลิคอนระดับนาโนเมตรด้วยอุณหภูมิ 525°C ที่ความดัน 10^{-5} Pa นาน 3 ชั่วโมง ในเงื่อนไขการอบซ้ำที่อุณหภูมิตั้งแต่ $250 - 800^\circ\text{C}$ นาน 3 ชั่วโมง ผลจากภาพ HRTEM พบผลึกระดับนาโนเมตรที่มีขนาดเฉลี่ยน้อยกว่า 10 nm ฝังตัวอยู่ในเมตริกซ์อะมอร์ฟัส และ XRD แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของผลึกซิลิคอนที่ตรงกับระนาบของ nc-Si จากการคำนวณหาขนาดผลึกด้วยสมการ Scherrer พบว่าในเงื่อนไขที่มีการอบซ้ำด้วยอุณหภูมิตั้งแต่ $250 - 800^\circ\text{C}$ มีขนาดผลึกที่เล็กลง มากกว่าการอบเพียงครั้งเดียว ซึ่งมีขนาดผลึกเท่ากับ 7.8 nm อีกทั้งจากการอบซ้ำนี้เมื่ออุณหภูมิการอบซ้ำมีค่าที่สูงขึ้นตั้งแต่ $250 - 800^\circ\text{C}$ จะทำให้ขนาดของผลึกมีค่าที่เล็กลงจาก 6.3 เป็น 4.1 nm และผลทางแสงของฟิล์มบางนี้ พบขอการดูดกลืนของแสงของชิ้นงานที่แตกต่างกัน โดยเมื่อนำมาคำนวณในสมการของ Tauc พบว่าชิ้นงานที่เงื่อนไขไม่ผ่านการอบ อบเพียงครั้งเดียวและ

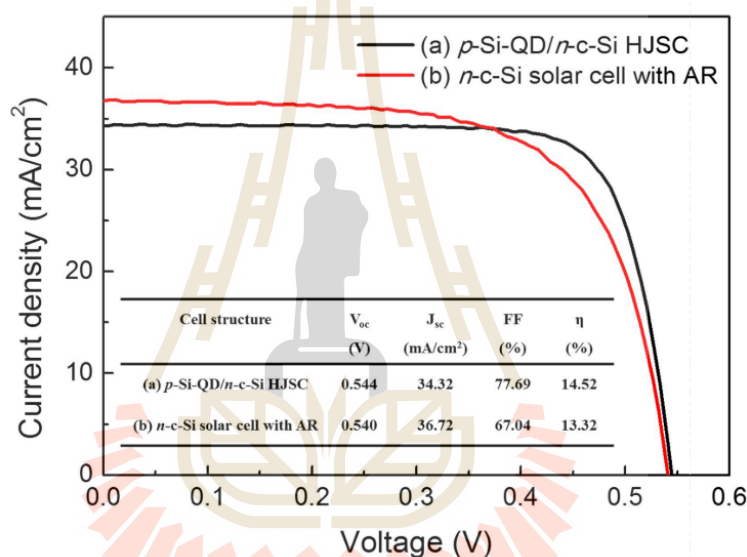
อบซ้ำมีค่า E_g เท่ากับ 2.03 1.52 eV และ 1.6 – 2.45 eV ตามลำดับ โดยชิ้นงานที่มีการอบซ้ำ E_g ที่มากขึ้นตามอุณหภูมิการอบที่มากขึ้นแสดงในรูปที่ 2.25



รูปที่ 2.25 Tauc's plot ของ SiQDs ผังตัวอยู่ในเมตริกซ์ $\mu\text{-SiC}$ ในเงื่อนไขอุณหภูมิการอบฟิล์ม (ที่มา: Kole, A. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2014)

งานวิจัยของ Lee, S.H. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2017 ที่ได้ทำการศึกษาการสร้างชั้น p-type SiQDs บนแผ่นฐานผลึกซิลิคอนชนิด n-type (p-SiQDs/n-Si substrate) ด้วยวิธี ion beam sputtering deposition โดยใช้ลำแสงจาก Ar^+ ด้วยพลังงาน 800 eV ยิงเข้า target ที่เป็นซิลิคอนไดออกไซด์เจือโบรอน ($\text{SiO}_x : \text{B}$) โดยควบคุมความเข้มข้นของสารเจือที่ $5.7 \times 10^{21} \text{ atom/cm}^3$ และปริมาณ stoichiometry $x = 1.6$ ที่ความดันบรรยากาศออกซิเจน เทียบกับผลึกซิลิคอนชนิด n-type เมื่อได้ชั้นฟิล์ม $\text{SiO}_{1.6}$ ทำการอบด้วยอุณหภูมิ $1,100^\circ\text{C}$ นาน 60 นาที ในบรรยากาศไนโตรเจน เพื่อให้เกิดการก่อรูปของ p-SiQDs มีความหนา 120 nm จากนั้นทำการสร้างชั้น n^+ ที่ด้านล่างของแผ่นฐาน n-type Si ด้วยวิธี Ion implantation ด้วยฟอสฟอรัส (P) ไอออน ป้อนพลังงาน 15 KeV ทำให้ได้ implant dose $1.0 \times 10^{16} \text{ ions/cm}^2$ จากนั้นทำการแพร่เข้าสู่ชั้น n-type ในอุณหภูมิแพร่ 925°C นาน 20 นาที จากนั้นทำการสร้างขั้วโลหะอะลูมิเนียมด้วย thermal evaporation ที่ด้านบน (มีลวดลายเป็นรูปกริดคล้ายก้างปลา) และด้านล่าง (มีลวดลายเป็นรูปสี่เหลี่ยมจัตุรัส) ของ p-SiQDs/n-cSi จากนั้นอบด้วยอุณหภูมิ 425°C นาน 40 นาที เซลล์ที่ได้เปรียบเทียบกับเซลล์ที่ไม่มี p-SiQDs ด้วยกระบวนการ Ion

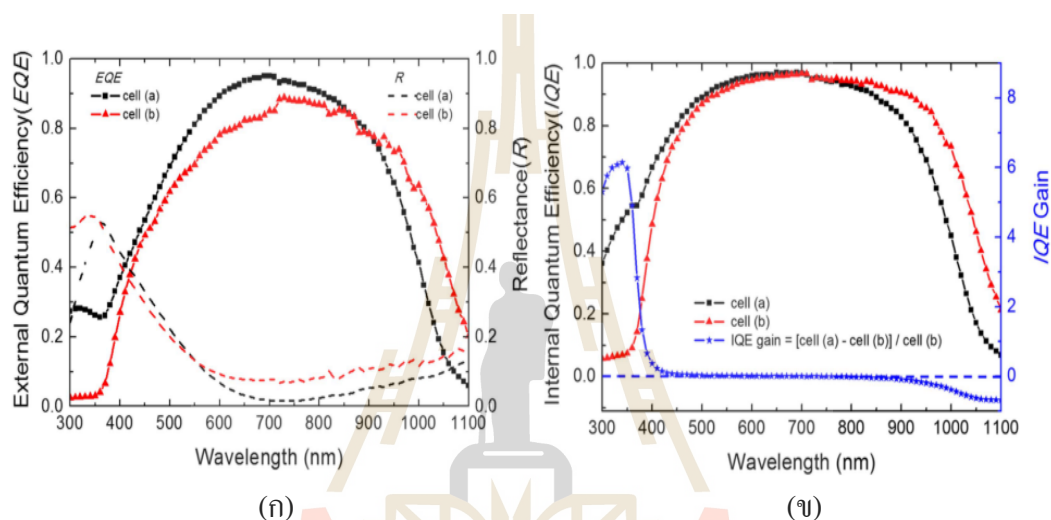
implantation โดยด้านบนใช้ ฟอสฟอรัสไอออนและด้านหลังใช้โบรอนไอออน ที่ implant dose 1.5×10^{16} และ 1.0×10^{16} ions/cm² ตามลำดับ จากนั้นทำการแพร่ด้วยอุณหภูมิ 950°C นาน 20 นาที จากนั้นทำขั้วโลหะด้วยวิธีการเดียวกัน จากนั้นทำการสร้างชั้น ARC ด้วย SiO₂ ที่ด้านหน้าของเซลล์ n-cSi ด้วยเครื่อง Sputtering ในความดันบรรยากาศออกซิเจน 1.7×10^{-4} Torr ซึ่งผลการวิเคราะห์ฟิล์ม p-SiQDs ด้วย HRTEM พบว่าเกิด SiQDs ฝังตัวกระจายอยู่ในเมตริกซ์ SiO₂ โดยมีขนาดเฉลี่ยอยู่ที่ 1.5 – 4 nm และเมื่อนำเซลล์ที่ได้มาวัดประสิทธิภาพการแปลงพลังงานแสงอาทิตย์แสดงในรูปที่ 2.26 พบว่ามีค่า Fill factor ของ p-SiQDs เพิ่มขึ้นจาก 67.04% เป็น 77.69% และ η เพิ่มขึ้นจาก 13.32% เป็น 14.52 ซึ่งบ่งชี้ถึงการปรับปรุงประสิทธิภาพด้วย SiQDs



รูปที่ 2.26 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์โครงสร้าง p-SiQDs/n-cSi เปรียบเทียบกับโครงสร้าง n-cSi (ที่มา: Lee, S.H. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2017)

External quantum efficiency (EQE) และการสะท้อนแสงกลับแสดงในรูปที่ 2.27 (ก) พบว่าชั้นงาน p-SiQDs/n-cSi ได้แสดงค่า EQE ที่ความยาวคลื่น 300 – 400 nm ที่สูงกว่า n-cSi ซึ่งบ่งบอกถึงการดูดกลืนแสงของชั้นงาน p-SiQDs/n-cSi ในความยาวคลื่นนี้ได้ดี ส่งผลต่อ Photogeneration ของพาหะที่เพิ่มขึ้น อีกทั้งจากการสะท้อนแสงกลับของแสงในช่วงความยาวคลื่น 300 – 400 nm ของชั้นงาน p-SiQDs/n-cSi ที่ลดลง ช่วยให้การดูดกลืนแสงมากขึ้น นอกจากนี้ที่ความยาวคลื่นในช่วงบริเวณ 650 nm ของชั้นงาน p-SiQDs/n-cSi มีการดูดกลืนแสงที่ดีกว่า n-cSi เนื่องจากอิทธิพลของชั้น SiQDs และความยาวคลื่นในช่วงบริเวณ >900 nm ค่า EQE ของชั้นงาน p-SiQDs/n-cSi มี

ค่าที่ลดลงมากกว่า n-cSi เนื่องมาจากเกิดการเสื่อมลง (Deteriorate) ของชั้น n-cSi ของชั้นงาน p-SiQDs/n-cSi เพราะมีการอบที่อุณหภูมิ 1100°C ซึ่งสามารถยืนยันผลได้จากการสะท้อนกลับของแสง เนื่องจากชั้นงาน p-SiQDs/n-cSi มีค่าการสะท้อนแสงกลับที่มากกว่า n-cSi ที่บ่งชี้ถึงการเกิด Defect ของฟิล์มนั่นเอง นอกจากนี้ค่า Internal quantum efficiency (IQE) แสดงในรูปที่ 2.27 (ข) ที่ความยาวคลื่น 300 – 400 nm ชั้นงาน p-SiQDs/n-cSi ยังแสดงถึงการเพิ่มขึ้นที่มากกว่า n-cSi มากถึง 40 % บ่งชี้ได้ว่า ชั้น p-SiQDs สามารถปรับปรุงคุณภาพการตอบสนองต่อความยาวคลื่นช่วง UV ได้เป็นอย่างดี



รูปที่ 2.27 สเปกตรัม (ก) EQE และการสะท้อนแสงกลับ และ (ข) IQE ของเซลล์แสงอาทิตย์ใน
เงื่อนไข p-SiQDs/n-cSi (cell (a)) และ n-cSi (cell (b))
(ที่มา: Lee, S.H. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 2017)

บทที่ 3

การผลิตฟิล์มบางซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์ด้วยเทคนิคโซล-เจล และการวัดสมบัติทางโครงสร้าง ทางแสง และทางไฟฟ้า

3.1 ผงซิลิคอน

3.1.1 การผลิตผงซิลิคอน

แผ่นซิลิคอนที่เสื่อมสภาพสามารถนำมารีไซเคิล ผลิตเป็นผงซิลิคอนได้ โดยขั้นแรกนำแผ่นซิลิคอนมาทำความสะอาดด้วยวิธี Radio Corporation of America (RCA) ในภาคผนวก ก เมื่อกำจัดสารเจือปนอย่างสารอินทรีย์และโลหะที่ผิว ก่อนทำการบดหยาบด้วยโกร่งบดสาร แสดงในรูปที่ 3.1 (ก) หลังจากนั้นทำการบดละเอียดอีกครั้งด้วยลูกบด (ball milling) แสดงในรูปที่ 3.2 (ข) โดยใช้หลักการหมุนแนวนอนของหม้อบด ภายในมีลูกบดและสารละลายเอทานอล ทำให้ลูกบดกระทบกับผงซิลิคอนเพื่อให้มีขนาดเล็กลง ใช้ระยะเวลา 96 ชั่วโมง หลังจากนั้นได้ผงซิลิคอนในเอทานอล และนำซิลิคอนที่ได้จากการบดเข้าเตาอบ เพื่อให้เอทานอลระเหยออกไปจนหมด แล้วทำการร่อนผงซิลิคอนให้ผ่านตะแกรงเบอร์ 325 mesh ซึ่งมีขนาดตาข่าย 45 ไมครอน ผงซิลิคอนที่ได้แสดงในรูปที่ 3.2



(ก)



(ข)

รูปที่ 3.1 การผลิตผงซิลิคอน (ก) แบบหยาบด้วยโกร่งบดสาร และ (ข) แบบละเอียดด้วยกระบวนการหมุนของหม้อบด

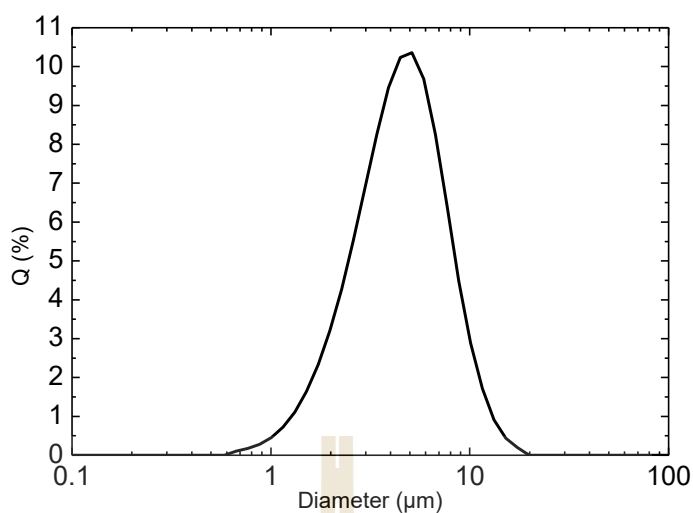


รูปที่ 3.2 ผงซิลิคอนที่ผ่านกระบวนการบดด้วยวิธี Ball milling

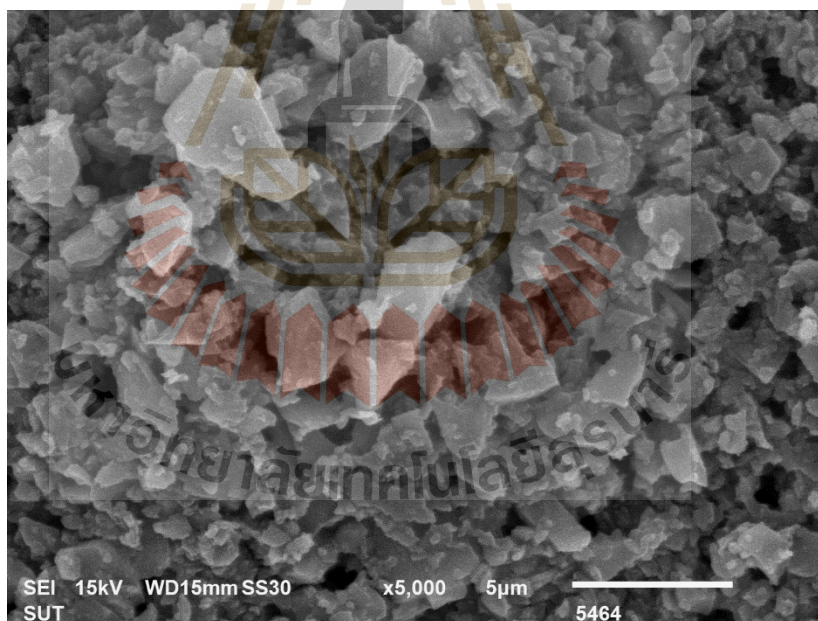
ในงานวิจัยนี้ใช้แผ่นซิลิคอนจำนวน 3 แผ่น โดยแต่ละแผ่นมีน้ำหนักเท่ากับ 17.337 g 17.091 g และ 17.233 g คิดเป็นน้ำหนักรวมได้ 51.661 g ผ่านกระบวนการบดด้วยโรงแบบการบดและการบดละเอียดด้วยลูกบด พบว่าผงซิลิคอนที่ได้นั้นมีน้ำหนักรวมอยู่ที่ 45.493 g ซึ่งคิดเป็นเปอร์เซ็นต์ผงซิลิคอน (%yield) มีค่าเท่ากับ 88.06%

3.1.2 ผลการวิเคราะห์ขนาดผงซิลิคอน

ผงซิลิคอนที่นำมาวัดขนาดอนุภาคได้ด้วยเครื่อง Particle Size Analysis รุ่น LA – 905 บริษัท Horiba โดยใช้หลักการการเลี้ยวเบนของแสง (Laser Diffraction Technique) มีขั้นตอนการวัดดังนี้ นำผงซิลิคอนประมาณ 0.03 g มากระจายตัวในเอทานอลปริมาณ 2 ml และเขย่าด้วยเครื่องอัลตราโซนิกนาน 10 นาที จากนั้นนำเข้าเครื่องวัดและป้อนข้อมูลของดัชนีหักเหของแสง (Refractive index) ของซิลิคอนและเอทานอลเท่ากับ 3.42 และ 1.36 ตามลำดับผลที่วัดได้แสดงในรูปที่ 3.3 ซึ่งแสดงความสัมพันธ์ระหว่างเปอร์เซ็นต์ความถี่ในการพบอนุภาคและการกระจายตัวของอนุภาค (Q) เทียบกับขนาดของผงซิลิคอน จากผลการวัดพบว่าขนาดเฉลี่ยของผงซิลิคอนที่ได้มีค่าเท่ากับ 4.204 ไมครอน นอกจากนี้เมื่อนำผงซิลิคอนที่ได้นำมาถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราด (Scanning Electron Microscope: SEM) รุ่น 6010LV บริษัท JEOL ด้วยกำลังขยาย 5,000 เท่า แสดงในรูปที่ 3.4 พบว่าผงซิลิคอนมีรูปร่างไม่เป็นรูปทรงเลขาคณิต มีขนาดเล็กกว่า 5 ไมครอนเมตร ซึ่งสอดคล้องกับผลการวัดด้วย Particle Size Analysis อย่างไรก็ตามถึงแม้ขนาดของผงซิลิคอนมีขนาดใหญ่กว่า Bohr radius แต่งานวิจัยนี้ได้มีความสนใจนำผงซิลิคอนกระจายตัวในเมทริกซ์ของวัสดุสารกึ่งตัวนำออกไซด์ ซึ่งคาดว่าจะสามารถนำมาปรับปรุงคุณสมบัติการเกิด Blue shift ของการดูดกลืนแสงและสมบัติ Photo-generation เพื่อเพิ่มค่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าโฟโตให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ซิลิคอนคอตโครงสร้าง Heterojunction ได้



รูปที่ 3.3 ความสัมพันธ์ของเปอร์เซ็นต์ความถี่ในการพบอนุภาคและการกระจายตัวของอนุภาค และขนาดของอนุภาคที่วัดจากเครื่อง Particle Size Analysis

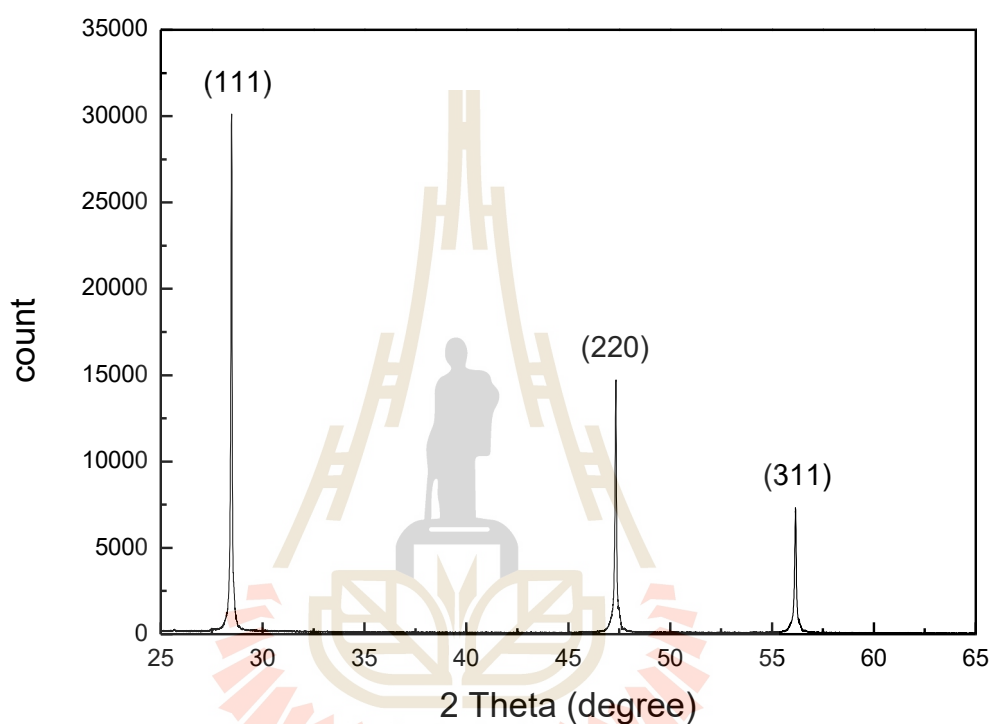


รูปที่ 3.4 ภาพถ่าย 5000 เท่าของผงซิลิคอนด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราด

3.1.3 การตรวจสอบคุณภาพผลึกของผงซิลิคอนด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์

ในการศึกษานี้ คุณภาพของผลึกขนาดเล็กของผงซิลิคอนสามารถตรวจสอบได้ด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-Ray Diffractometer: XRD) รุ่น D8 Advance บริษัท

Bruker หลักการวัดใช้ความยาวคลื่นรังสีเอ็กซ์ชนเข้ากับวัสดุแล้วเกิดการเลี้ยวเบนที่มุมต่างๆ ซึ่งในงานวิจัยนี้ได้วัดระหว่างมุม $25^\circ - 65^\circ$ ความละเอียดในการสแกน 0.005° ต่อ 3 วินาที ด้วยรังสีเอ็กซ์ที่มีความยาวคลื่น $1.5418 \text{ \AA}$ ผลการวัดแสดงในรูปที่ 3.5 พบว่ารูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของผงซิลิคอนปรากฏยอดที่มุม 28.47° 47.34° และ 56.15° ซึ่งตรงกับระนาบ (111) (220) และ (311) ตามลำดับ



รูปที่ 3.5 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของผงซิลิคอน

ความเข้มของสัญญาณมีข้อมูลอยู่ในภาคผนวก ก.2 ซึ่งสามารถนำความเข้มของสัญญาณนี้มาพิจารณาอยู่ในรูปของ Relative intensity (RI) ของระนาบ (111) (220) และ (311) ตามความสัมพันธ์ในสมการที่ 3.1 3.2 และ 3.3 ตามลำดับ

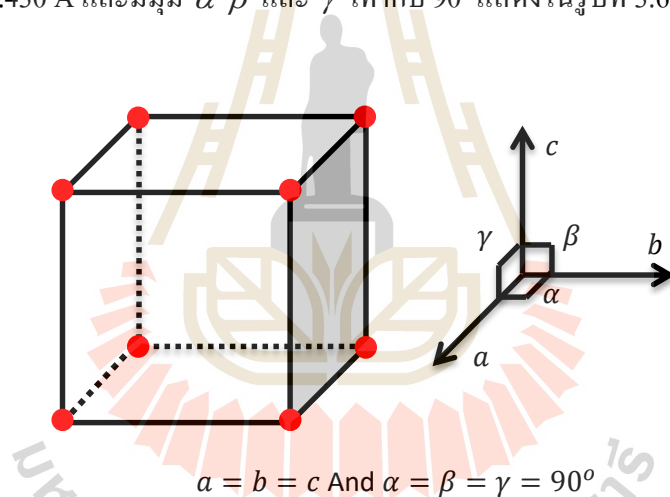
$$RI_{111} = \frac{I_{111}}{I_{111} + I_{220} + I_{311}} \quad (3.1)$$

$$RI_{220} = \frac{I_{220}}{I_{111} + I_{220} + I_{311}} \quad (3.2)$$

$$RI_{311} = \frac{I_{311}}{I_{111} + I_{220} + I_{311}} \quad (3.3)$$

โดยที่ I_{111} คือ ความเข้มของสัญญาณที่ระนาบ (111)
 I_{220} คือ ความเข้มของสัญญาณที่ระนาบ (220)
 I_{311} คือ ความเข้มของสัญญาณที่ระนาบ (311)

นอกจากนี้ยังพบว่ารูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของผงซิลิคอนที่ผลิตขึ้นตรงกับมาตรฐาน National Bureau of Standards (Hubbard, C.R. และคณะผู้วิจัย ปี ค.ศ. 1975) และตรงกับหมายเลข JCPDS 00-027-1402 บ่งชี้ได้ว่าผงซิลิคอนที่ผลิตจากแผ่นซิลิคอนที่เสื่อมสภาพมีความเป็นผลึกที่ดีเช่นเดียวกับ Bulk silicon ซึ่งมีโครงสร้างเป็นแบบ Simple cubic และมี Crystal lattice a b และ c เท่ากับ 5.430 Å และมีมุม α β และ γ เท่ากับ 90° แสดงในรูปที่ 3.6



รูปที่ 3.6 โครงสร้างแบบ Simple cubic ของผงซิลิคอน

โครงสร้างแบบ Simple cubic สามารถหาค่า Crystal lattice ตามความสัมพันธ์แสดงในสมการที่ 3.4

$$\frac{1}{d_{h,k,l}^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2} \quad (3.4)$$

โดยที่ a คือ Crystal lattice ของผงซิลิคอน [Å]

hkl คือ ตำแหน่งของระนาบที่พิจารณา คือ (1 1 1)

$d_{h,k,l}$ คือ ระยะห่างระหว่างระนาบ (hkl)

ซึ่ง $d_{h,k,l}$ สามารถหาได้จากสมการจากกฎของ Bragg ตามความสัมพันธ์ในสมการที่ 3.5

$$d_{h,k,l} = \frac{n^* \lambda}{2 \sin \theta} \quad (3.5)$$

โดยที่ θ คือ มุมของยอดที่พิจารณา คือ (111) [องศา]

n^* คือ ลำดับการสะท้อน มีค่าเท่ากับ 1

จากการหา Crystal lattice ของผงซิลิคอน ยังสามารถนำมาคำนวณหาค่าความเครียดตามแนวแกนซีตามความสัมพันธ์ในสมการที่ 3.6

$$\varepsilon_{zz} = \frac{c - c_0}{c_0} \times 100 \quad (3.6)$$

โดยที่ ε_{zz} คือ ความเครียดตามแนวแกนซีของผงซิลิคอน

c_0 คือ ค่าพารามิเตอร์โครงผลึกซี (c-lattice parameter) ของผงซิลิคอนที่ไม่มี
ความเครียดซึ่งพิจารณาให้มีค่าเท่ากับ Crystal lattice มีค่าเท่ากับ 5.430 Å

c คือ ค่าพารามิเตอร์โครงผลึกซี (c-lattice parameter) ของผงซิลิคอน

ตามข้อมูลรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของผงซิลิคอนที่วัดนั้น สามารถนำมาคำนวณหาขนาดของเกรนผลึกในแต่ละระนาบได้ด้วยสมการ Scherrer แสดงในสมการที่ 3.7

$$d = \frac{k^* \lambda}{B \cos \theta} \quad (3.7)$$

โดยที่ d คือ ขนาดของผลึก [nm]

k^* คือ ค่าคงที่ขึ้นกับรูปร่างของผลึกมีค่าเท่ากับ 0.9

λ คือ ความยาวคลื่นของรังสีเอ็กซ์ (1.5418 Å)

B คือ Full width at half maximum (FWHM)

จากการคำนวณในสมการข้างต้น เมื่อพิจารณาเฉพาะระนาบเด่น (111) สามารถสรุปข้อมูลจำเพาะได้ในตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 ค่าพารามิเตอร์ที่ได้จากการวิเคราะห์ XRD เมื่อพิจารณาเฉพาะระนาบ (111)

	FWHM (°)	Relative intensity			2θ (°)	d (nm)	$d_{h,k,l}$ (Å)	a (Å)	ϵ_{zz}
		(111)	(220)	(311)					
Si powder	0.073	0.579	0.280	0.141	28.474	112.4	3.135	5.429	-1.35×10^{-2}

จากตารางที่ 3.1 ระนาบ (111) มีค่า Relative intensity มากกว่า 57% บ่งชี้ถึงความ เป็นระนาบเด่นของผงซิลิคอน และมีขนาดเกรนผลึกเท่ากับ 112.4 nm และมีความเครียดเท่ากับ -1.35×10^{-2} ซึ่งค่าความเครียดที่ได้มีค่าเป็น (-) บ่งชี้ถึงการเกิด Compression Strain ในผงซิลิคอน

3.2 ฟิล์มบางซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์

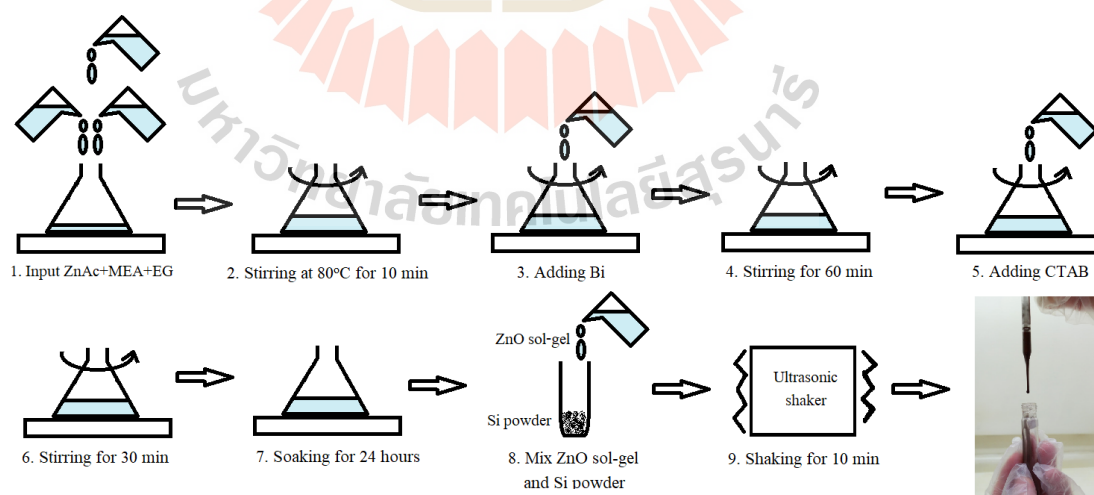
ในกระบวนการผลิตฟิล์มบางซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์ สามารถทำได้หลายวิธี เช่น Radio frequency (Rf) sputtering, Thermal evaporation, Pulse laser ablation, Ion implantation และ Plasma enhanced chemical vapor deposition (PECVD) เป็นต้น ในกระบวนการดังกล่าวเป็น กระบวนการที่ต้องอาศัยระบบสุญญากาศและใช้อุณหภูมิที่สูงเพื่อผลิตเป็นฟิล์มบางซิลิคอนคอต ดังนั้นจึงมีต้นทุนการผลิตที่สูง อย่างไรก็ตามในงานวิทยานิพนธ์ได้เลือกวิธีการผลิตฟิล์มบาง ซิลิคอนคอตจากหมึกซิลิคอนคอมโพสิตในสารละลายซิงค์ออกไซด์ที่สังเคราะห์ขึ้นด้วยวิธีการ เคลือบแบบหมุนเหวี่ยง ซึ่งเป็นวิธีที่มีต้นทุนการผลิตที่ต่ำเนื่องจากไม่จำเป็นต้องอยู่ในระบบ สุญญากาศและไม่ใช้อุณหภูมิที่สูง โดยหมึกซิลิคอนคอมโพสิตในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัท ประกอบด้วยผงซิลิคอนและสารละลายซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัท ฟิล์มบางที่ได้หลังจากการผลิตได้ นำมาวิเคราะห์ทางโครงสร้าง ทางแสงและทางไฟฟ้าต่อไป

3.2.1 การผลิตหมึกซิลิคอนคอมโพสิตสารละลายประกอบซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัท

หมึกซิลิคอนคอมโพสิตในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัท (Si ink) สามารถ สังเคราะห์ได้ด้วยกระบวนการโซล-เจล ซึ่งเป็นกระบวนการทางเคมีแบบหนึ่งในการสังเคราะห์ สารละลายประกอบออกไซด์ที่กระจายตัวแบบคอลลอยด์ Si ink ประกอบด้วย ซิงค์อะซิเตดไดไฮ เดรต (ZnAc , $\text{Zn}(\text{CH}_3\text{COO})_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, 99.5%) เป็นสารตั้งต้นของซิงค์ออกไซด์ เอทิลีนไกลคอล

(EG, $\text{CH}_2\text{OHCH}_2\text{OH}$, 99.5%) มีหน้าที่ช่วยในการทำละลาย โมโนเอทานอลเอมีน (MEA, $\text{NH}_2\text{C}_2\text{H}_4\text{OH}$, 99%) มีหน้าที่ให้ Solution เกิดความเสถียร บิสมัทไนเตรดเพนตะไฮเดรต (Bi , $\text{Bi}(\text{NO}_3)_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$, 98%) ใช้เป็นสารเจืออะตอมบิสมัท เซทิลไตรเมทิลแอมโมเนียมโบไมด์ (CTAB, $\text{C}_{19}\text{H}_{42}\text{BrN}$, 96%) เป็นสารลดแรงตึงผิวชนิดประจุบวกมีหน้าที่ให้ฟิล์มบางเกิดการกระจายตัวที่ดี ลดรอยแตกร้าวที่ผิวหน้าของฟิล์มบาง

ในกระบวนการสังเคราะห์ Si ink เริ่มต้นทำการละลายสาร MEA Bi และ CTAB ด้วย EG ก่อนเนื่องจากทำให้สารดังกล่าวเป็นของเหลวเพื่อให้ง่ายต่อการสังเคราะห์ จากนั้นนำ ZnAc ผสมเข้ากับสารละลาย MEA ที่ผสมอยู่กับ EG ให้มีความเข้มข้น 0.7 M โดยที่สัดส่วนของ ZnAc : MEA เท่ากับ 1 : 1 กวนสารละลายที่ 80° เป็นเวลา 10 นาที จากนั้นเติม Bi เพื่อให้จำนวนร้อยละอะตอมของ Bi ในสารละลายเท่ากับ 0.2at% แล้วกวนสารละลายอีก 60 นาที ทำการเติม CTAB ให้มีร้อยละโดยน้ำหนัก CTAB (weight percent, wt%) ในสารละลายเท่ากับ 0.3 wt% แล้วกวนสารละลายอีก 30 นาที หลังจากนั้นทำการบ่มสารละลายที่อุณหภูมิห้องนาน 24 ชั่วโมง สารละลายโซล-เจลที่ได้จะไม่มีสี ทำการจำแนกเงื่อนไขตามปริมาณผงซิลิกอนได้แก่ 0 g 0.01 g 0.03 g 0.05 g 0.08 g 0.085 g 0.09 g 0.095 g 0.1 g 0.13 g 0.15 g 0.18 g และ 0.2 g จากนั้นผสมสารละลายโซล-เจล ซึ่งคือออกไซด์เจือบิสมัท ($\text{ZnO}:\text{Bi}$) จำนวน 2ml แล้วกวนด้วยเครื่องอัลตราโซนิกนาน 10 นาที Si ink ที่สังเคราะห์ได้แสดงขั้นตอนการผลิตในรูปที่ 3.7 สารละลายที่เตรียมได้แสดงปริมาณในตารางที่ 3.2 และอัตราส่วนแสดงในภาคผนวก ข



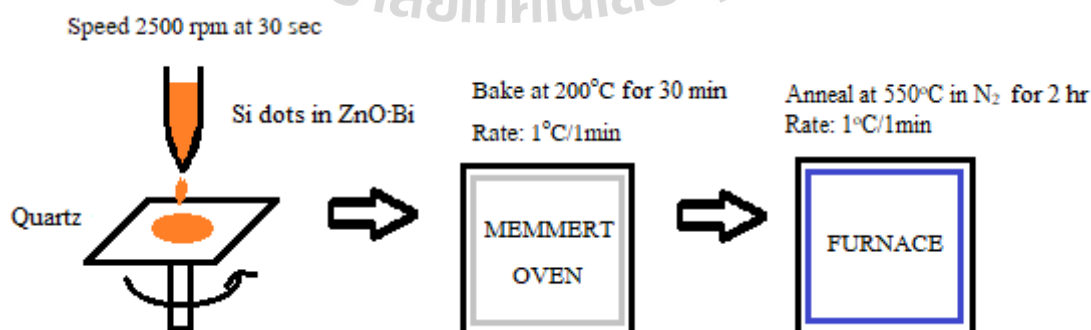
รูปที่ 3.7 แผนภาพการเตรียม Si ink

ตารางที่ 3.2 ปริมาณการเตรียมสารละลายโซล-เจลซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัท

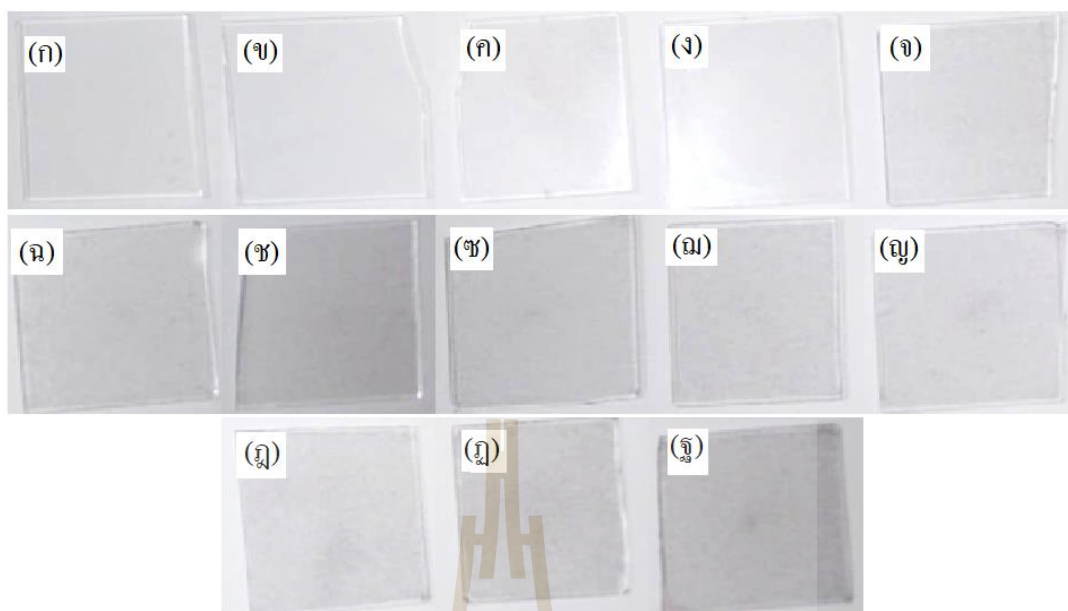
	ZnAc	สารละลาย		
		EG + MEA	EG + Bi	EG + CTAB
สารละลายที่เตรียมไว้เพื่อสังเคราะห์สารละลายโซล-เจลซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัท	-	เตรียม MEA ปริมาตร 4.234 ml แล้วเติม EG ให้ได้ 100 ml	เตรียม Bi น้ำหนัก 0.619 g แล้วเติม EG ให้ได้ 10 ml	เตรียม CTAB น้ำหนัก 0.38 g แล้วเติม EG ให้ได้ 10 ml
ปริมาณการสังเคราะห์ 25 ml	3.86 g	20 ml	0.28 ml	2.06 ml

3.2.2 การผลิตฟิล์มบางรับแสงซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัท

ในการผลิตฟิล์มบางรับแสงซิลิคอนคอต (Si dots) ในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัท (ZnO:Bi) หรือเรียกว่า ฟิล์มบางรับแสง Si dots จาก Si ink แสดงในรูปที่ 3.8 ได้ใช้เทคนิคการเคลือบแบบหมุนเหวี่ยง (Spin coating technique) บนแผ่นควอตซ์ขนาด $2.5 \times 2.5 \text{ cm}^2$ ก่อนการเคลือบต้องทำความสะอาดแผ่นฐานด้วยหลักการ RCA และทำการเคลือบ Si ink แบบหมุนเหวี่ยงด้วยความเร็วรอบ 2,500 รอบต่อนาที นาน 30 วินาที จากนั้นทำการอบให้แห้งด้วยอุณหภูมิ 200°C นาน 30 นาที ด้วยอัตราการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิ $1^\circ\text{C}/1 \text{ นาที}$ จากนั้นนำเข้าเตาอุณหภูมิสูงแล้วอบด้วยอุณหภูมิ 550°C นาน 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิ $1^\circ\text{C}/1 \text{ นาที}$ แสดงรูปถ่ายของฟิล์มบาง (Si dots) ในรูปที่ 3.9



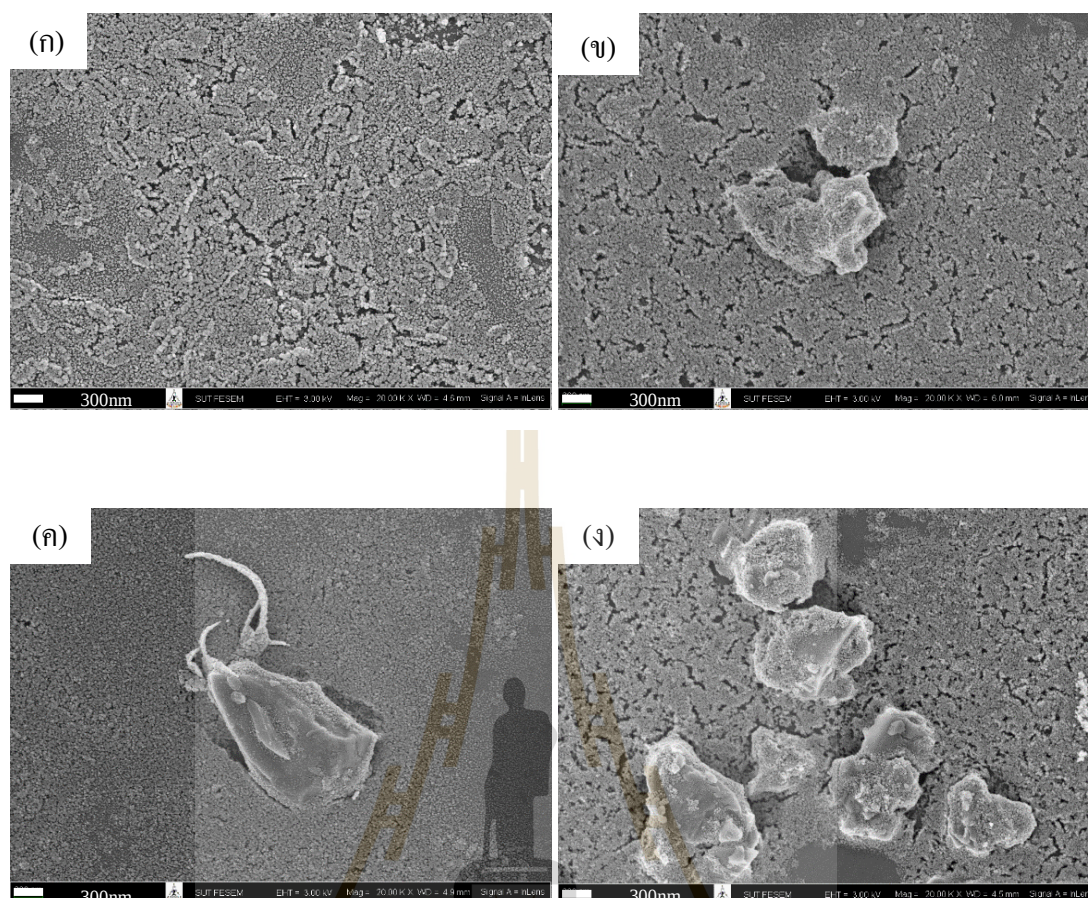
รูปที่ 3.8 แผนภาพการผลิตฟิล์มบางรับแสง Si dots จาก Si ink



รูปที่ 3.9 फिल्मบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอนตั้งแต่ (ก) 0 g (ข) 0.01 g (ค) 0.03 g (ง) 0.05 g (จ) 0.08 g (ฉ) 0.085 g (ช) 0.09 g (ซ) 0.095 g (ฅ) 0.1 g (ญ) 0.13 g (ฎ) 0.15 g (ฏ) 0.18 g และ (ฐ) 0.2 g

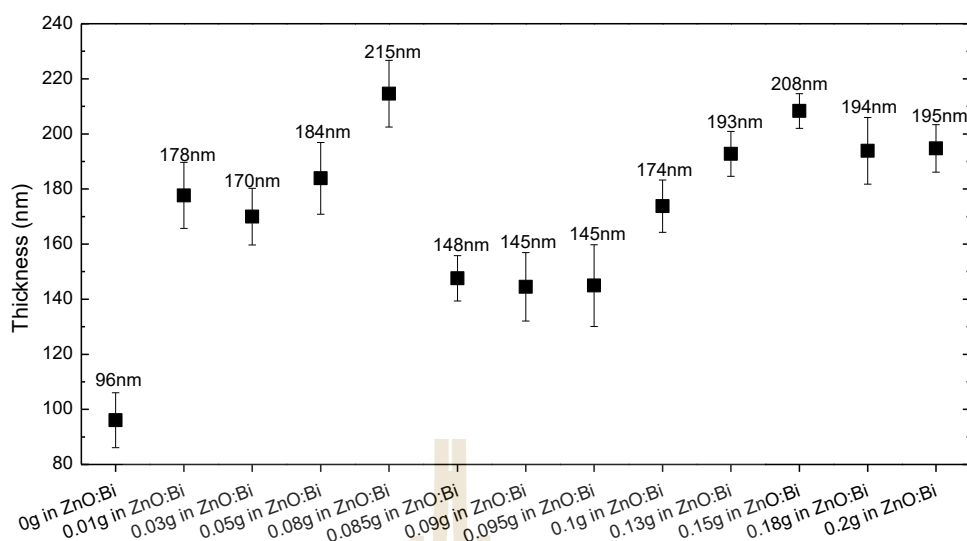
3.2.3 การตรวจสอบพื้นผิวและการวัดความหนาของฟิล์มบางรับแสง Si dots

ฟิล์มบางรับแสง Si dots ถูกนำมาถ่ายภาพพื้นผิวด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราดรุ่น Auriga บริษัท Carl Zeiss แสดงในรูปที่ 3.10 จากรูป 3.10 ก) ฟิล์มบาง ZnO:Bi พบว่ามีการกระจายตัวของซิงค์ออกไซด์ทั่วทั้งแผ่น จากรูป 3.10 ข-ง) แสดงฟิล์มบางรับแสง Si dots พบว่ามีอนุภาคของผงซิลิคอนที่ถูกเคลือบด้วย ZnO อยู่บนพื้นผิวของฟิล์มบาง



รูปที่ 3.10 ภาพถ่ายพื้นผิวของฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิงค์ออกไซด์ (ก) 0 g (ข) 0.03 g (ค) 0.1 g และ (ง) 0.15 g

ความหนาของฟิล์มบางรับแสง Si dots ถูกวัดด้วยเครื่อง Optical profiler จากบริษัท Bruker แสดงผลการวัดในรูปที่ 3.11 จากผลพบว่าฟิล์มบาง ZnO:Bi มีความหนาประมาณเฉลี่ย 96 nm แต่กรณีฟิล์มบางรับแสง Si dots ในปริมาณต่างๆมีความหนาเฉลี่ยตั้งแต่ 145 – 215 nm

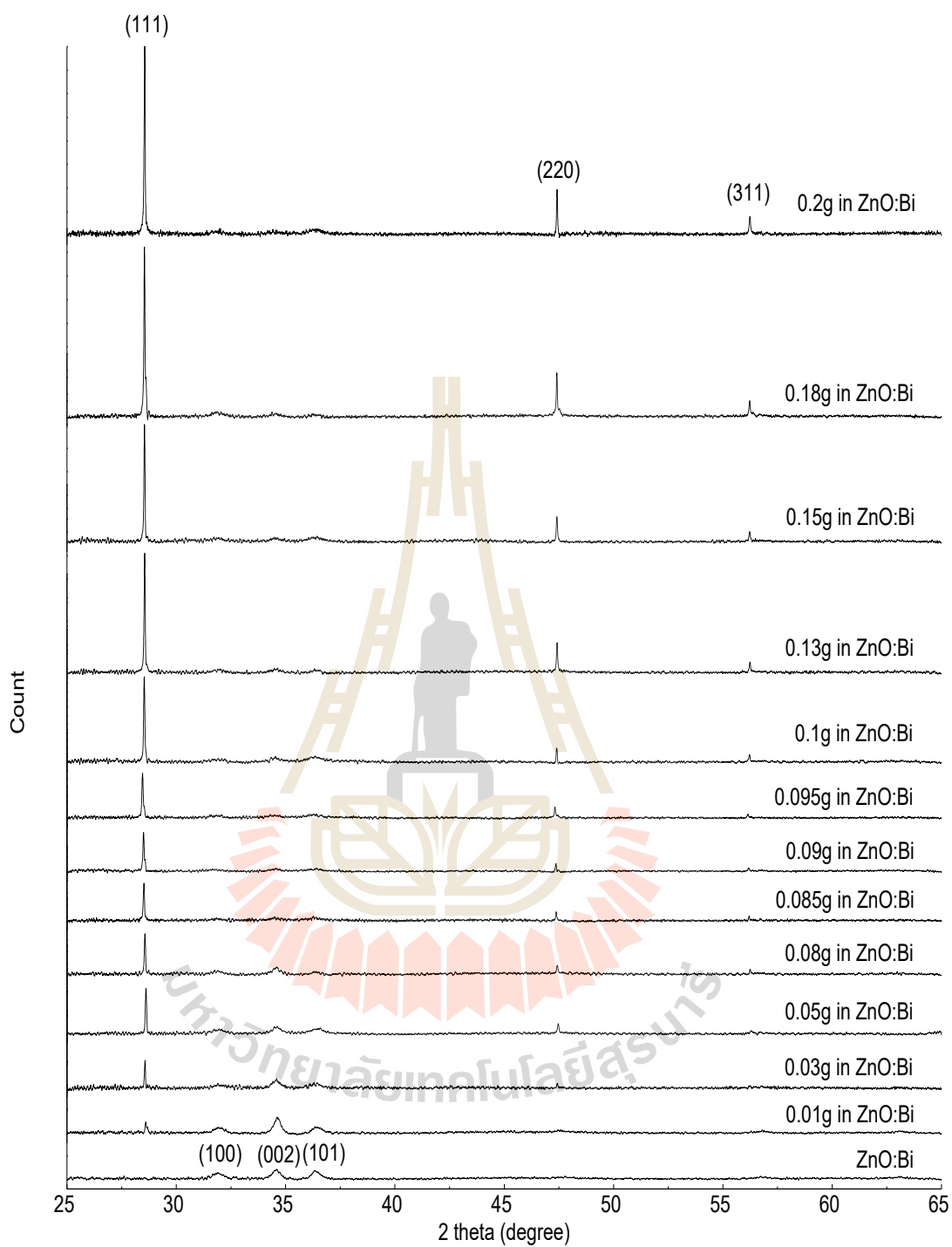


รูปที่ 3.11 ผลการความหนาของฟิล์มบางรับแสง Si dots

3.2.4 การวัดคุณสมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์มบางรับแสง Si dots

คุณสมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์มวิเคราะห์ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ด้วยเครื่อง X-ray diffractometer (XRD) จากบริษัท Bruker รุ่น D8 Advance ผลที่ได้จากการวัดแสดงในรูปที่ 3.12 พบว่า ฟิล์มบาง ZnO:Bi เจือปนซีลีคอนที่ไม่มีการเติมผงซิลิคอน (0 g) ปรากฏเฉพาะยอดของผลึกซิงค์ออกไซด์ซึ่งสอดคล้องกับกับหมายเลข JCPDS 36-1451 ที่ตำแหน่งมุม 31.75° 34.42° และ 36.23° ตรงกับระนาบ (100) (002) และ (101) ตามลำดับ บ่งชี้ถึงโครงสร้างผลึกของซิงค์ออกไซด์มีโครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal Wurtzite อีกทั้งยังไม่ปรากฏเฟสของสารประกอบบิสมัทออกไซด์ (Bi_2O_3) เกิดขึ้น สามารถบ่งบอกทางอ้อมได้ว่าเกิด Bi bonding ในโครงสร้าง ZnO:Bi และให้โครงสร้างมีความเป็นผลึกที่ดี

ฟิล์มบางรับแสง Si dots ในเงื่อนไขการผลิตที่ใช้ผงซิลิคอนในปริมาณต่างๆ พบว่า ยอดของ Si ที่ตำแหน่ง 28.47° 47.34° และ 56.15° ปรากฏขึ้น และพบว่าเมื่อปริมาณความเข้มข้นของ Si มากขึ้น ความสูงของยอดสเปกตรัม XRD ของ Si เพิ่มมากขึ้น ในขณะที่ยอดความสูงของผลึก ZnO:Bi มีขนาดที่เปลี่ยนแปลงเล็กน้อย



รูปที่ 3.12 ผลการวัดการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของฟิล์มบางรับแสง Si dots

จากรูปที่ 3.12 ตำแหน่งยอดของ Si และตำแหน่งยอดของ ZnO:Bi สามารถพิจารณาให้อยู่ในรูปของ Relative intensity โดยข้อมูลของความเข้มของสัญญาณอยู่ในภาคผนวก

ค.2 สำหรับผลึก Si ที่ระนาบ (111) (220) และ (311) พิจารณาจากสมการที่ 3.1, 3.2 และ 3.3 ตามลำดับ และสำหรับผลึกของ ZnO:Bi พิจารณาจากสมการที่ 3.8, 3.9 และ 3.10 ตามลำดับ ซึ่งผลการคำนวณแสดงในตารางที่ 3.3

$$RI_{100} = \frac{I_{100}}{I_{100} + I_{002} + I_{101}} \quad (3.8)$$

$$RI_{002} = \frac{I_{002}}{I_{100} + I_{002} + I_{101}} \quad (3.9)$$

$$RI_{101} = \frac{I_{101}}{I_{100} + I_{002} + I_{101}} \quad (3.10)$$

โดยที่ I_{100} คือ ความเข้มของสัญญาณที่ระนาบ (100)

I_{002} คือ ความเข้มของสัญญาณที่ระนาบ (002)

I_{101} คือ ความเข้มของสัญญาณที่ระนาบ (101)

จากตารางที่ 3.3 พบว่า Relative intensity ของ Si dots มีค่าเปลี่ยนแปลงจากค่าของผง Si โดยที่ระนาบของซิลิคอนที่ระนาบเด่น (111) ค่า Relative intensity มีค่าสูงมากกว่าผงซิลิคอน และมีค่ามากกว่า 70% ในขณะที่ระนาบ (220) และ (311) มีค่า Relative intensity ลดลงน้อยกว่า 20% และสำหรับ Relative intensity ของซิงค์ ออกไซด์ พบว่า ฟิล์มบางซิลิคอนดอทที่มีปริมาณผงซิลิคอนน้อยกว่าหรือเท่ากับ 0.08 g ค่า Relative intensity ของระนาบ (002) มากกว่าฟิล์มบาง ZnO:Bi ในขณะที่ฟิล์มบางซิลิคอนดอทที่มีปริมาณผงซิลิคอนที่มากกว่า 0.08g มี Relative intensity ของระนาบ (002) น้อยกว่าฟิล์มบาง ZnO:Bi นอกจากนี้ยังสามารถนำมาคำนวณหาขนาดของผลึกทั้งของซิลิคอนและของซิงค์ออกไซด์จากสมการที่ 3.7 แสดงผลการคำนวณในตารางที่ 3.4

ตารางที่ 3.3 ตำแหน่งระนาบและ Relative intensity ของฟิล์มบางรับแสง Si dots

เงื่อนไข	ตำแหน่งระนาบ / Relative Intensity					
	ระนาบของซิลิคอน			ระนาบของซิงค์ออกไซด์		
	111	220	311	100	002	101
ZnO:Bi	-	-	-	31.90° / 0.263	34.55° / 0.382	36.33° / 0.355
0.01g in ZnO:Bi	28.59° / 1	-	-	31.90° / 0.222	34.62° / 0.553	36.35° / 0.225
0.03g in ZnO:Bi	28.57° / 0.840	47.42° / 0.160	-	31.91° / 0.241	34.62° / 0.484	36.40° / 0.275
0.05g in ZnO:Bi	28.60° / 0.805	47.47° / 0.195	-	31.73° / 0.273	34.60° / 0.390	36.58° / 0.337
0.08g in ZnO:Bi	28.56° / 0.721	47.42° / 0.175	56.24° / 0.104	31.75° / 0.304	34.59° / 0.471	36.30° / 0.225
0.085g in ZnO:Bi	28.51° / 0.706	47.37° / 0.186	56.20° / 0.108	31.83° / 0.289	34.52° / 0.333	36.27° / 0.377
0.09g in ZnO:Bi	28.50° / 0.759	47.35° / 0.161	56.18° / 0.080	31.20° / 0.283	34.55° / 0.343	36.39° / 0.375
0.095g in ZnO:Bi	28.42° / 0.736	47.31° / 0.190	56.14° / 0.074	31.58° / 0.300	34.29° / 0.330	36.27° / 0.370
0.1g in ZnO:Bi	28.53° / 0.785	47.40° / 0.138	56.21° / 0.077	31.91° / 0.236	34.53° / 0.377	36.35° / 0.387
0.13g in ZnO:Bi	28.55° / 0.739	47.41° / 0.190	56.23° / 0.071	31.90° / 0.309	34.64° / 0.369	36.32° / 0.322
0.15g in ZnO:Bi	28.54° / 0.761	47.40° / 0.168	56.22° / 0.071	31.72° / 0.320	34.48° / 0.314	36.43° / 0.366
0.18g in ZnO:Bi	28.54° / 0.734	47.40° / 0.193	56.22° / 0.074	31.87° / 0.382	34.37° / 0.357	36.23° / 0.261
0.2g in ZnO:Bi	28.55° / 0.768	47.41° / 0.164	56.23° / 0.068	31.96° / 0.379	34.41° / 0.334	36.16° / 0.287
Si powder	28.47° / 0.579	47.33° / 0.280	56.15° / 0.141	-	-	-

ตารางที่ 3.4 FWHM และผลการคำนวณขนาดผลึกของฟิล์มบางรับแสง Si dots

เงื่อนไข	FWHM / ขนาดผลึก					
	ระนาบของซิลิคอน			ระนาบของซิงค์ออกไซด์		
	111	220	311	100	002	101
ZnO:Bi	-	-	-	0.575° / 14.4 nm	0.441° / 18.9 nm	0.594° / 14.1 nm
0.01g in ZnO:Bi	0.127° / 64.6 nm	-	-	0.549° / 15.1 nm	0.337° / 24.7 nm	0.629° / 13.3 nm
0.03g in ZnO:Bi	0.080° / 103 nm	0.088° / 98.7 nm	-	0.535° / 15.5 nm	0.332° / 25.1 nm	0.623° / 13.4 nm
0.05g in ZnO:Bi	0.072° / 114 nm	0.086° / 101 nm	-	0.574° / 14.4 nm	0.383° / 21.7 nm	0.610° / 13.7 nm
0.08g in ZnO:Bi	0.069° / 119 nm	0.077° / 113 nm	0.079° / 114 nm	0.526° / 15.7 nm	0.367° / 22.7 nm	0.594° / 14.1 nm
0.085g in ZnO:Bi	0.069° / 119 nm	0.061° / 142 nm	0.064° / 141 nm	0.553° / 14.9 nm	0.374° / 22.3 nm	0.563° / 14.9 nm
0.09g in ZnO:Bi	0.066° / 124 nm	0.066° / 132 nm	0.079° / 114 nm	0.598° / 13.8 nm	0.413° / 20.2 nm	0.583° / 14.4 nm
0.095g in ZnO:Bi	0.065° / 126 nm	0.067° / 130 nm	0.080° / 113 nm	0.567° / 14.6 nm	0.377° / 22.1 nm	0.575° / 14.5 nm
0.1g in ZnO:Bi	0.065° / 126 nm	0.072° / 121 nm	0.076° / 119 nm	0.574° / 14.4 nm	0.387° / 21.5 nm	0.570° / 14.7 nm
0.13g in ZnO:Bi	0.061° / 134 nm	0.064° / 136 nm	0.066° / 137 nm	0.523° / 15.8 nm	0.387° / 21.5 nm	0.546° / 15.3 nm
0.15g in ZnO:Bi	0.059° / 139 nm	0.068° / 128 nm	0.069° / 131 nm	0.573° / 14.4 nm	0.403° / 20.7 nm	0.542° / 15.4 nm
0.18g in ZnO:Bi	0.057° / 144 nm	0.057° / 152 nm	0.067° / 135 nm	0.596° / 13.9 nm	0.411° / 20.2 nm	0.565° / 14.8 nm
0.2g in ZnO:Bi	0.053° / 155 nm	0.056° / 155 nm	0.070° / 129 nm	0.391° / 21.2 nm	0.444° / 18.7 nm	0.542° / 15.4 nm

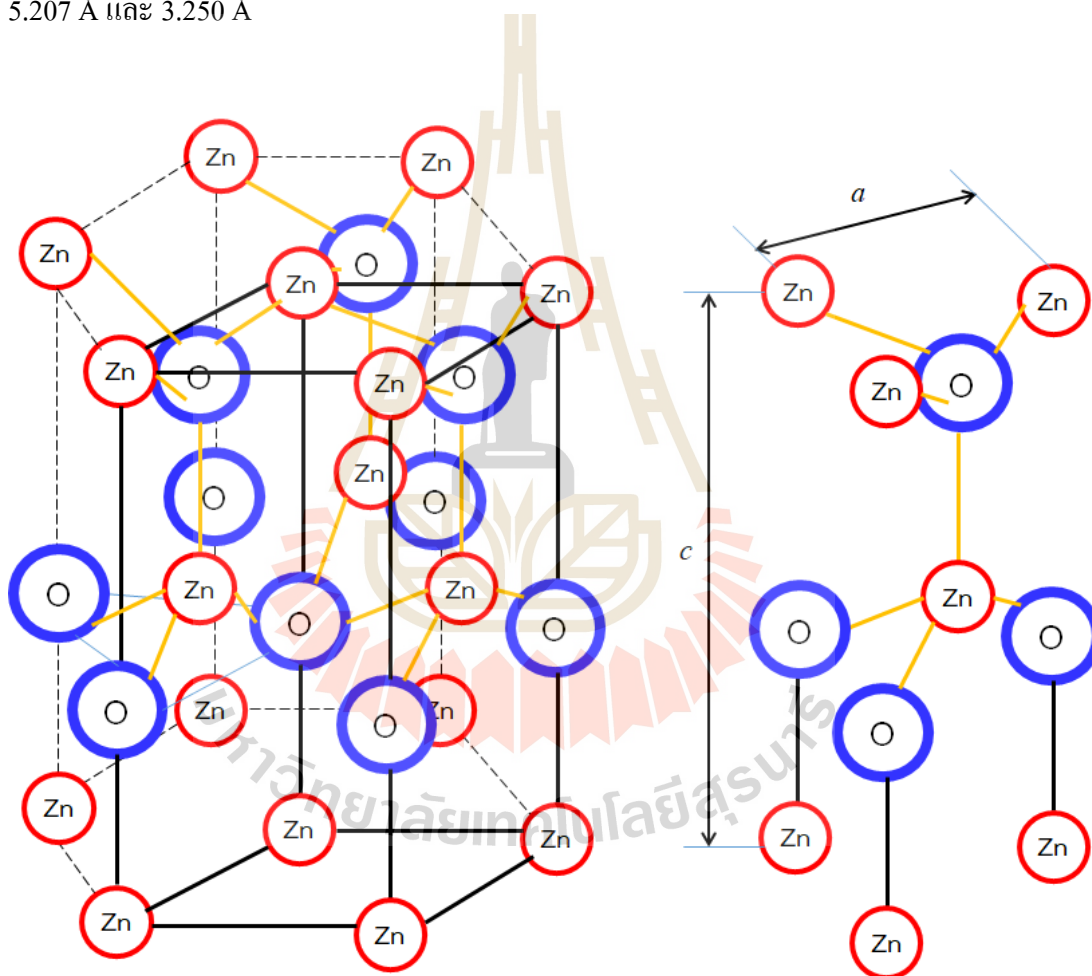
จากตารางที่ 3.4 พบว่าฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอนเท่ากับ 0.01g จะไม่ปรากฏยอดที่ระนาบ (220) และ (311) และฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอนเท่ากับ 0.03 g 0.05 g จะไม่ปรากฏยอดที่ระนาบ (311) เนื่องจากฟิล์มบางมีปริมาณของผงซิลิคอนที่น้อยส่งผลให้ยอดระนาบดังกล่าวที่ไม่ใช่ระนาบเด่นไม่ปรากฏขึ้น สำหรับขนาดของผลึกซิลิคอนพบว่า ฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอนที่มากขึ้น ขนาดผลึกของระนาบซิลิคอนทั้งสามระนาบจะมีขนาดที่ใหญ่ขึ้น บ่งชี้ถึงความเป็นผลึกของซิลิคอนที่มากขึ้น อย่างไรก็ตามสำหรับผลึกของซิงค์ออกไซด์จะพบว่า ที่ระนาบ (002) ที่เป็นระนาบเด่นของผลึกซิงค์ออกไซด์ ฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอนที่มากขึ้นจาก 0.01 g – 0.2 g ขนาดผลึกมีแนวโน้มที่ลดลง บ่งชี้ถึงความเป็นผลึกของซิงค์ออกไซด์ที่น้อยลงซึ่งอาจส่งผลให้ค่าทางไฟฟ้ามีแนวโน้มที่น้อยลง

ฟิล์มบางฟิล์มบางรับแสง Si dots แสดงส่วนประกอบของโครงผลึกของซิลิคอน และโครงผลึกของซิงค์ออกไซด์ โดยโครงผลึกของซิลิคอนที่มีโครงผลึกแบบ Simple cubic สามารถหาค่า Crystal lattice และความเครียดตามแนวแกนซีของระนาบ (111) ตามความสัมพันธ์ในสมการที่ 3.4 และ 3.6 ซึ่งได้กล่าวไปแล้วในหัวข้อ 3.1.3 โดยแสดงผลการคำนวณตารางที่ 3.4

ตารางที่ 3.5 พารามิเตอร์โครงผลึกของ Si ที่ระนาบ (111) ในฟิล์มบางรับแสง Si dots

เงื่อนไข	$d_{h,k,l}$ (Å)	a (Å)	ϵ_{zz}
ZnO:Bi	-	-	-
0.01g in ZnO:Bi	3.122	5.407	-4.3×10^{-1}
0.03g in ZnO:Bi	3.124	5.412	-3.36×10^{-1}
0.05g in ZnO:Bi	3.121	5.406	-4.60×10^{-1}
0.08g in ZnO:Bi	3.125	5.413	-3.13×10^{-1}
0.085g in ZnO:Bi	3.130	5.422	-1.44×10^{-1}
0.09g in ZnO:Bi	3.132	5.425	-8.91×10^{-2}
0.095g in ZnO:Bi	3.137	5.434	6.56×10^{-2}
0.1g in ZnO:Bi	3.129	5.419	-1.95×10^{-1}
0.13g in ZnO:Bi	3.127	5.415	-2.67×10^{-1}
0.15g in ZnO:Bi	3.127	5.417	-2.40×10^{-1}
0.18g in ZnO:Bi	3.128	5.417	-2.33×10^{-1}
0.2g in ZnO:Bi	3.126	5.415	-2.78×10^{-1}

จากตารางที่ 3.5 พบว่าฟิล์มบางรับแสง Si dots ในเงื่อนไขที่มีผงซิลิคอนตั้งแต่ 0.01g ถึง 0.09g แสดงค่าความเครียดแบบกด (Compression strain) แต่เงื่อนไข 0.095g แสดงความเครียดแบบดึง (Tension strain) อย่างไรก็ตามสำหรับเงื่อนไขที่มีการเติมผงซิลิคอนที่มากกว่า 0.095g ความยาวของ Crystal lattice a จะมีค่าที่น้อยลงมาอีกครั้ง ทำให้ค่าความเครียดมีค่าลดลง ส่งผลให้เกิดค่าความเครียดกลับมาในรูปแบบกดอีกครั้ง และสำหรับโครงสร้างผลึก ZnO ที่มีโครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal Wurtzite แสดงในรูปที่ 3.13 ได้อ้างอิงจากงานวิจัยของ Hadis, M. และคณะผู้วิจัย 2009 ซึ่งอธิบายโครงสร้างผลึกของซิงค์ออกไซด์ ที่มี Crystal lattice c และ a เท่ากับ 5.207 Å และ 3.250 Å



รูปที่ 3.13 โครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal wurtzite ของ ZnO

โครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal wurtzite สามารถหาค่า Crystal lattice ตามความสัมพันธ์แสดงในสมการที่ 3.11 และสามารถแสดงค่าพารามิเตอร์ต่างๆ ในตารางที่ 3.6

$$d_{h,k,l} = \frac{1}{\sqrt{\frac{4(h^2 + k^2 + hk)}{3a^2} + \frac{l^2}{c^2}}} \quad (3.11)$$

โดยที่ a คือ Crystal lattice a ของฟิล์มบางรับแสง Si dots [Å]

c คือ Crystal lattice c ของฟิล์มบางรับแสง Si dots [Å]

hkl คือ ตำแหน่งของระนาบที่พิจารณา คือ (1 0 0) และ (0 0 2)

$d_{h,k,l}$ คือ ระยะห่างระหว่างระนาบ (hkl)

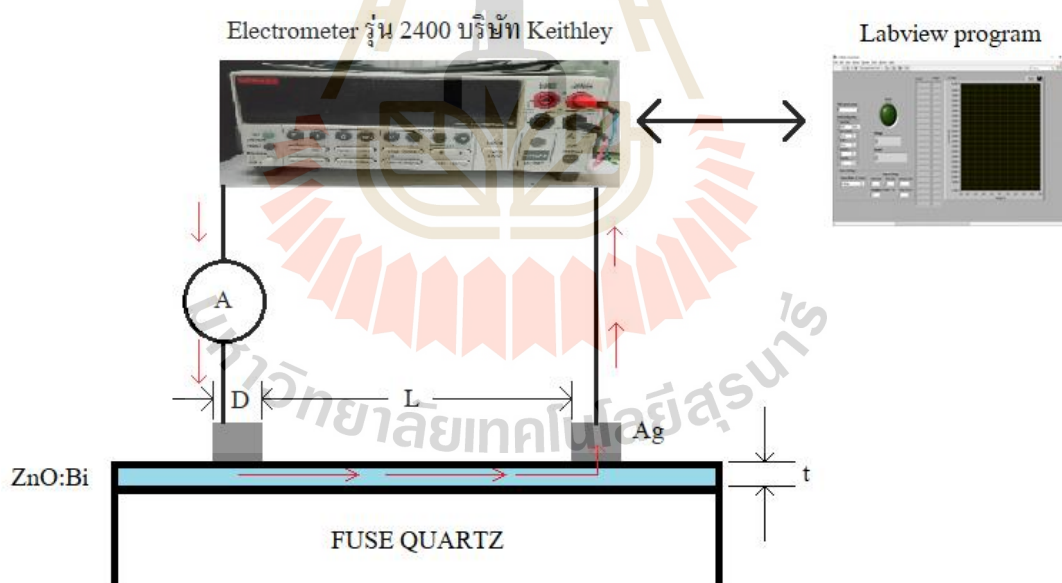
ตารางที่ 3.6 พารามิเตอร์โครงสร้างผลึกของ ZnO ที่ระนาบ (100) และ (002) ของฟิล์มบางรับแสง Si dots

เงื่อนไข	ระนาบ (100)		ระนาบ (002)		ε_{zz}
	$d_{h,k,l}$ (Å)	a (Å)	$d_{h,k,l}$ (Å)	c (Å)	
ZnO:Bi	2.805	3.239	2.596	5.192	-2.913×10^{-1}
0.01g in ZnO:Bi	2.805	3.239	2.591	5.181	-4.951×10^{-1}
0.03g in ZnO:Bi	2.804	3.238	2.591	5.182	-4.812×10^{-1}
0.05g in ZnO:Bi	2.820	3.256	2.592	5.184	-4.442×10^{-1}
0.08g in ZnO:Bi	2.819	3.255	2.593	5.187	-3.892×10^{-1}
0.085g in ZnO:Bi	2.812	3.246	2.598	5.196	-2.185×10^{-1}
0.09g in ZnO:Bi	2.866	3.310	2.596	5.192	-2.885×10^{-1}
0.095g in ZnO:Bi	2.833	3.271	2.615	5.229	4.332×10^{-1}
0.1g in ZnO:Bi	2.805	3.238	2.597	5.195	-2.382×10^{-1}
0.13g in ZnO:Bi	2.806	3.240	2.590	5.179	-5.341×10^{-1}
0.15g in ZnO:Bi	2.821	3.257	2.601	5.202	-9.228×10^{-2}
0.18g in ZnO:Bi	2.808	3.242	2.609	5.218	2.036×10^{-1}
0.2g in ZnO:Bi	2.800	3.233	2.606	5.212	9.916×10^{-2}

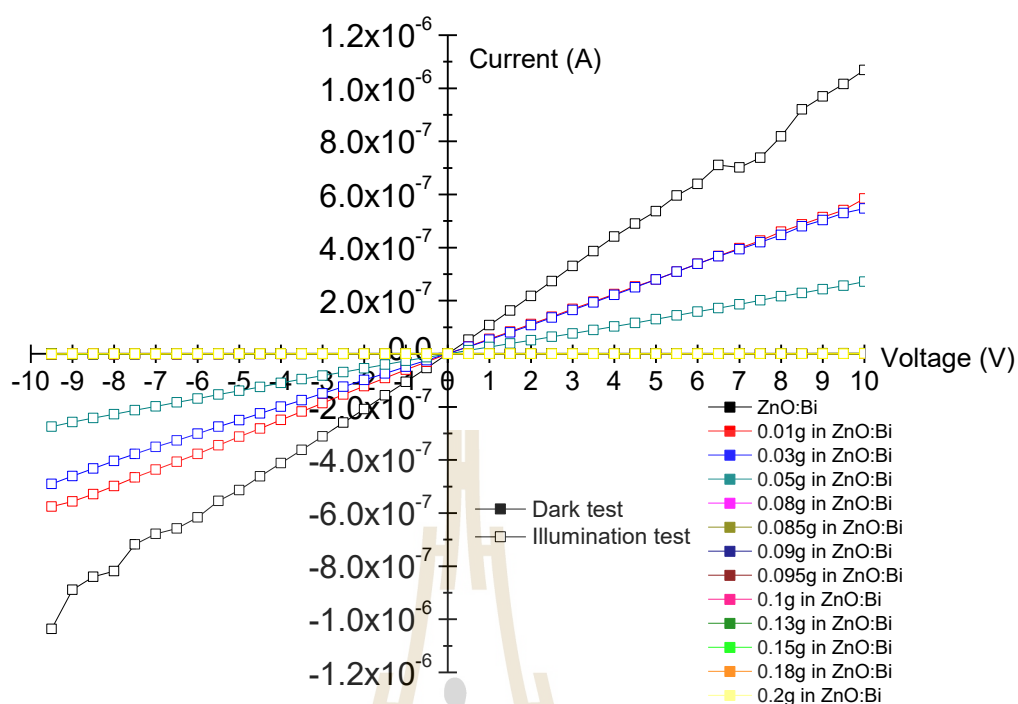
จากตารางที่ 3.6 พบว่าฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่ไม่มีมีผงซิลิคอน และที่มีปริมาณผงซิลิคอนน้อยเกิดความเครียดแบบกด จนกระทั่งฟิล์มบางรับแสง Si dots มีปริมาณผงเพิ่มขึ้นถึง 0.095g กลับมีความเครียดแบบดึง และกรณีปริมาณมากขึ้นถึง 0.18g และ 0.2g จะมีลักษณะความเครียดแบบดึงอีกครั้ง

3.2.5 การวัดคุณสมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มบางรับแสง Si dots

วิธีการวัดคุณสมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มบางแบบ Two-probe measurement เพื่อหาค่าความต้านทานจำเพาะของฟิล์มบาง ด้วยการป้อนแรงดันไฟฟ้าให้กับขั้วโลหะบนฟิล์มบางแล้ววัดค่ากระแสไฟฟ้าและนำมาคำนวณหาความต้านจำเพาะของฟิล์มบาง แสดงแผนผังวิธีการวัดในรูปที่ 3.14 ประกอบด้วยเครื่อง Electrometer ของบริษัท Keithley รุ่น 2400 และระบบ Labviewในงานวิจัยนี้ได้ทำการทดลองอยู่ 2 สภาวะ คือสภาวะสว่างและสภาวะมืด ซึ่งป้อนแรงดันไฟฟ้าบนขั้วโลหะที่เป็นโลหะเงินตั้งแต่ -10V ถึง 10V จากนั้นทำการวัดกระแสไฟฟ้าและนำข้อมูลออกมาด้วยโปรแกรม LABVIEW แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้า (IV-Curve) ในรูปที่ 3.15



รูปที่ 3.14 แผนผังการวัดแบบ Two-probe measurement ของฟิล์มบางรับแสง Si dots



รูปที่ 3.15 ความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของฟิล์มบางรับแสง Si dots

จากรูปที่ 3.15 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของฟิล์มบางรับแสง Si dots พบว่าเส้นกราฟมีลักษณะเป็นเส้นตรงซึ่งแสดงพฤติกรรมแบบรอยสัมผัสโอห์มมิก (Ohmic contact) จากลักษณะของกราฟสามารถนำมาคำนวณหาความต้านทานไฟฟ้า (Resistance, R) และความต้านทานจำเพาะ (Resistivity, ρ) ของฟิล์มบางตามความสัมพันธ์แสดงในสมการที่ 3.12 และ 3.13 ตามลำดับ

$$R = \frac{1}{\text{Slope}} \quad (3.12)$$

$$\rho = \frac{RA}{L} \quad (3.13)$$

โดยที่ R คือ ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มบาง [Ω]

slope คือ ความชันของกราฟ [AV^{-1}]

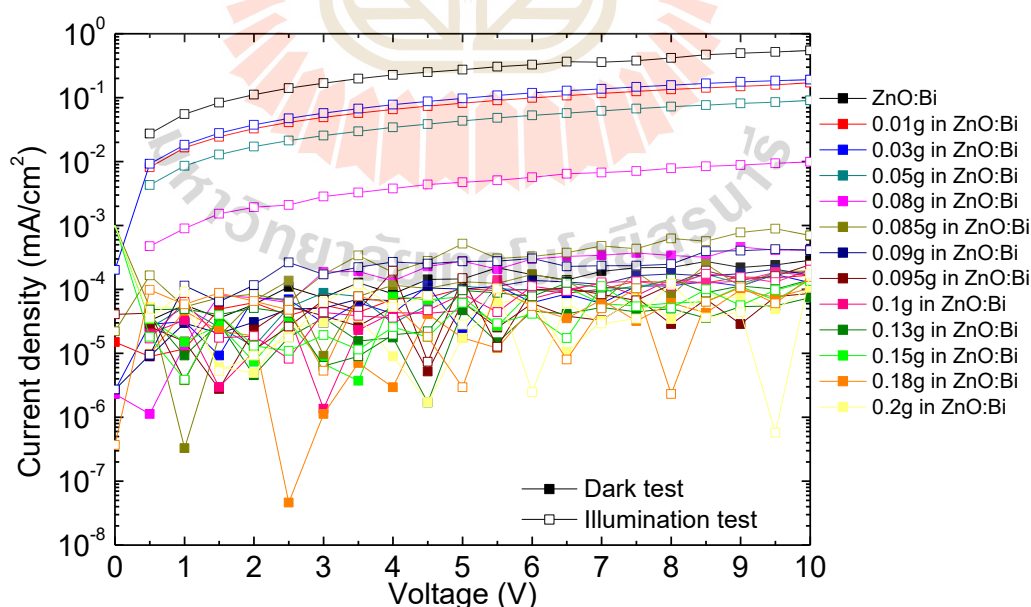
ρ คือ ความต้านทานจำเพาะของฟิล์มบาง [Ωcm]

- A คือ พื้นที่หน้าตัดที่กระแสไฟฟ้าไหลผ่านมีค่าเท่ากับเส้นผ่านศูนย์กลางของ
ขั้วโลหะ (D) คูณ กับความหนาของฟิล์มบาง (t) [cm^2]
- L คือ ระยะห่างระหว่างขั้วโลหะ [cm]

ค่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้า (Current density, J) แสดงในสมการที่ 3.14 และกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้า (JV-Curve) แบบ Semi-log แสดงในรูปที่ 3.16 ผลพบว่า ฟิล์มบางรับแสง Si dots ในเงื่อนไขที่มีปริมาณผงซิลิคอนตั้งแต่ 0 g – 0.08 g ในสภาวะสว่างเกิด Photo-generation ทำให้ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าได้มากกว่าในสภาวะมืดได้อย่างชัดเจน แต่เมื่อมีปริมาณผงซิลิคอนเพิ่มขึ้น พบว่ามีความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าโฟโตที่น้อย ค่า Photo current gain แสดงผลในตารางที่ 3.7

$$J = \frac{I}{A} \quad (3.14)$$

- โดยที่ J คือ ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้า [mA/cm^2]
- I คือ กระแสไฟฟ้า [A]



รูปที่ 3.16 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของฟิล์มบางรับแสง Si dots

ตารางที่ 3.7 ผลทางไฟฟ้าของฟิล์มบางรับแสง Si dots

Condition	Resistivity (Ωcm)		Current density at 6V (mA/cm^2)		Photocurrent gain at 6 V
	Dark	Illumination	Dark	Illumination	
ZnO:Bi	4.33×10^5	2.11×10^2	1.71×10^{-4}	3.27×10^{-1}	1.92×10^3
0.01g in ZnO:Bi	5.84×10^5	6.37×10^2	1.03×10^{-4}	1.02×10^{-1}	9.92×10^2
0.03g in ZnO:Bi	5.20×10^5	4.21×10^2	6.22×10^{-5}	1.18×10^{-1}	1.90×10^3
0.05g in ZnO:Bi	4.08×10^5	8.64×10^2	9.40×10^{-5}	5.09×10^{-2}	5.42×10^2
0.08g in ZnO:Bi	1.55×10^5	8.14×10^3	3.00×10^{-4}	5.66×10^{-3}	1.88×10^1
0.085g in ZnO:Bi	2.93×10^5	8.87×10^4	1.72×10^{-4}	3.27×10^{-4}	1.90×10^0
0.09g in ZnO:Bi	3.50×10^5	1.66×10^5	1.39×10^{-4}	3.05×10^{-4}	2.20×10^0
0.095g in ZnO:Bi	5.66×10^5	3.47×10^5	6.05×10^{-5}	9.86×10^{-5}	1.63×10^0
0.1g in ZnO:Bi	4.59×10^5	5.07×10^5	6.50×10^{-5}	1.01×10^{-4}	1.56×10^0
0.13g in ZnO:Bi	1.41×10^6	7.30×10^5	4.56×10^{-5}	7.75×10^{-5}	1.70×10^0
0.15g in ZnO:Bi	5.02×10^5	5.13×10^5	9.54×10^{-5}	4.13×10^{-5}	4.33×10^{-1}
0.18g in ZnO:Bi	5.83×10^5	6.59×10^5	5.16×10^{-5}	5.49×10^{-5}	1.06×10^0
0.2g in ZnO:Bi	6.30×10^5	6.42×10^5	6.59×10^{-5}	2.37×10^{-6}	3.60×10^{-2}

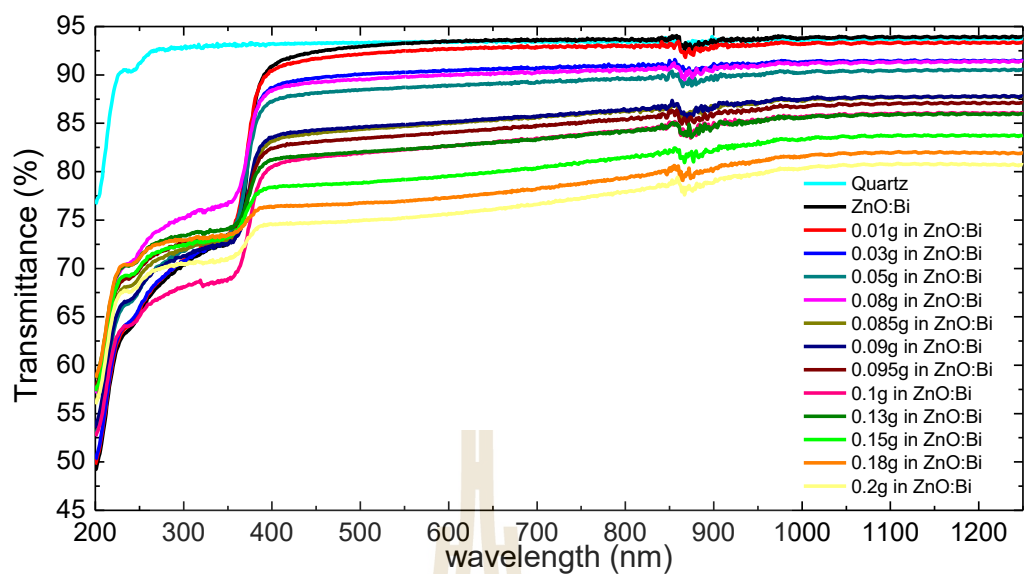
จากตารางที่ 3.7 สามารถจำแนกฟิล์มบางรับแสง Si dots ได้เป็น 2 กลุ่ม คือ กลุ่มที่มีปริมาณผงซิลิคอนน้อย (ตั้งแต่ 0 g – 0.08 g) และกลุ่มที่มีปริมาณผงซิลิคอนมาก (ตั้งแต่ 0.085 g – 0.2 g) โดยพบว่า ในสถานะสว่างกลุ่มที่มีปริมาณผงซิลิคอนน้อย ค่าความต้านทานจำเพาะมีค่าน้อยกว่าในสถานะมืด อีกทั้งยังสามารถให้ค่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าที่มากกว่าในสถานะมืด และสามารถให้ค่า Photo current gain ที่สูงถึง 1,000 เท่า ทั้งนี้มาจากผลของพาหะในผลึกซิงค์ ออกไซด์เจือปนัมที่ตอบสนองต่อแสงได้เป็นอย่างดี ทำให้ฟิล์มบางกลุ่มนี้สามารถนำไฟฟ้าได้เมื่อได้รับแสง และสำหรับในสถานะสว่างกลุ่มที่มีปริมาณผงซิลิคอนมาก ค่าความต้านทานจำเพาะมีการเปลี่ยนแปลงที่เล็กน้อยหรือเพิ่มขึ้นมากกว่าในสถานะมืด อีกทั้งค่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้ามีค่าที่น้อยกว่าสถานะมืด ทำให้ Photocurrent gain มีค่าน้อย ทั้งนี้เป็นผลมาจากความหนาแน่นของผลึกซิลิคอนที่มีจำนวนมากขัดขวางการไหลของกระแสไฟฟ้า นอกจากนี้ยังเกิดผลของการรวมตัวกลับของพาหะอิสระที่บริเวณผิวสัมผัสระหว่างผงซิลิคอนและเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์ ซึ่งคล้ายคลึงกับงานวิจัยของ Wolkin, M.V. และคณะผู้วิจัย (ปี ค.ศ. 1999) คือขนาดผลึกซิลิคอนของ SiQDs ที่มี

ขนาดใหญ่จะเกิดการดักจับของพาหะอิสระที่บริเวณผิวสัมผัสระหว่างซิลิคอนและเมตริกซ์ ออกไซด์มากกว่าผลึกซิลิคอนที่มีขนาดเล็ก

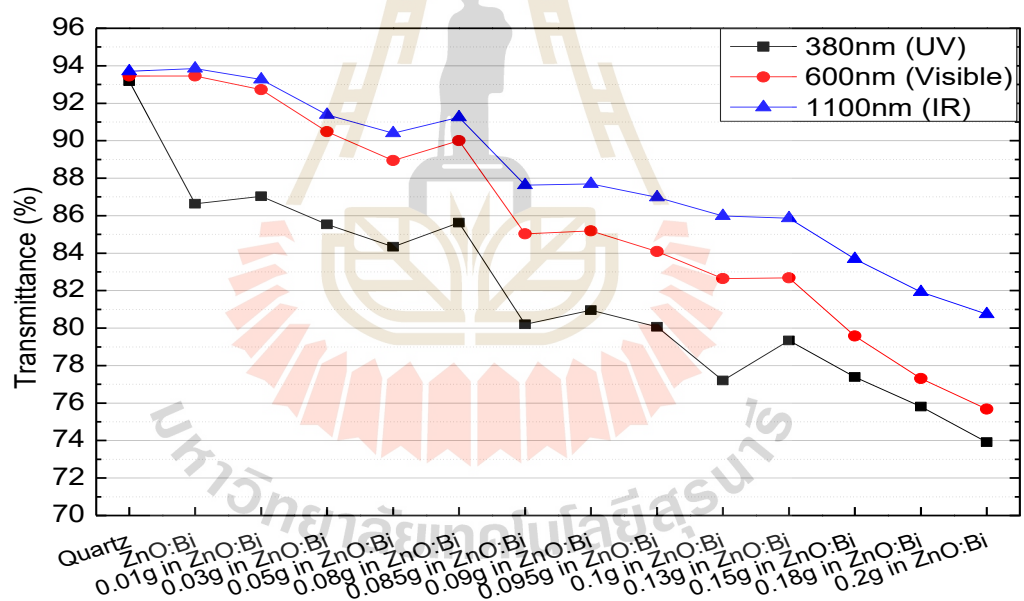
3.2.6 การวัดคุณสมบัติทางแสงของฟิล์มบางรับแสง Si dots

จากการวัดคุณสมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มบางรับแสง Si dots ในปริมาณผงซิลิคอนต่างๆ ซึ่งถึงพฤติกรรมการสร้างพาหะอิสระในฟิล์มบางเมื่อได้รับแสง ดังนั้นในหัวข้อนี้จะทำการศึกษาคุณสมบัติทางแสงของฟิล์มบางภายใต้การตอบสนองต่อแสงช่วงต่างๆ ในการศึกษาคุณสมบัติทางแสงได้ใช้เครื่อง UV-VIS-NIR spectrophotometer รุ่น LAMDA 950 จากบริษัท PerkinElmer ในการวัดได้ใช้ Integrating sphere แบบ Specular include mode ที่สามารถวัดค่าการทะลุผ่านของแสง (%Transmittance: %T) และค่าการสะท้อนแสงกลับ (%Reflectance: %R) ซึ่งในงานวิจัยนี้วัดที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 1250 nm – 200 nm ผลการวัดค่าการทะลุผ่านของแสงและการสะท้อนกลับของแสงแสดงในรูปที่ 3.17 (ก) และรูปที่ 3.18 (ก) ตามลำดับ จากรูปที่ 3.17 (ก) พบว่าที่ทุกช่วงความยาวคลื่น ฟิล์มบางรับแสง Si dots มีค่าการทะลุผ่านของแสงที่ต่ำกว่าแผ่นควอตซ์ และเมื่อพิจารณารูปที่ 3.17 (ข) พบว่าฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอนที่มากขึ้น ค่าการทะลุผ่านของแสงทั้งช่วง UV VIS และ IR มีแนวโน้มที่ลดลง อย่างไรก็ตาม ค่าการทะลุผ่านของแสงของฟิล์มบางนี้มีค่ามากกว่า 50% ในทุกๆ ช่วงความยาวคลื่น



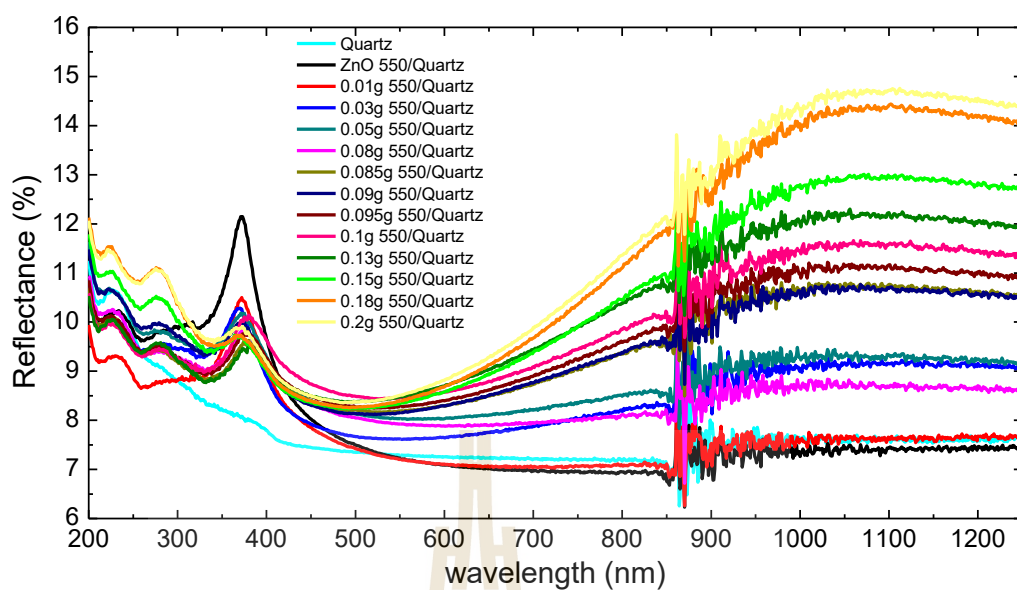


(ก)

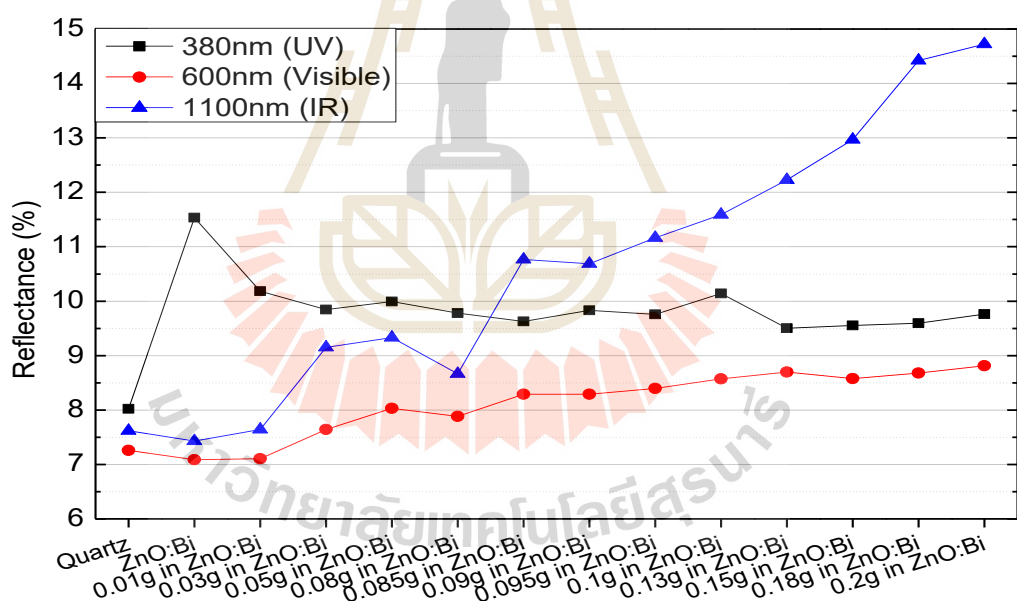


(ข)

รูปที่ 3.17 (ก) สเปกตรัมค่าการทะลุผ่านของแสงที่ความยาวคลื่นต่างๆ และ (ข) การจำแนกค่าการทะลุผ่านความยาวคลื่นในช่วง UV VIS และ IR ของฟิล์มบางรับแสง Si dots



(ก)

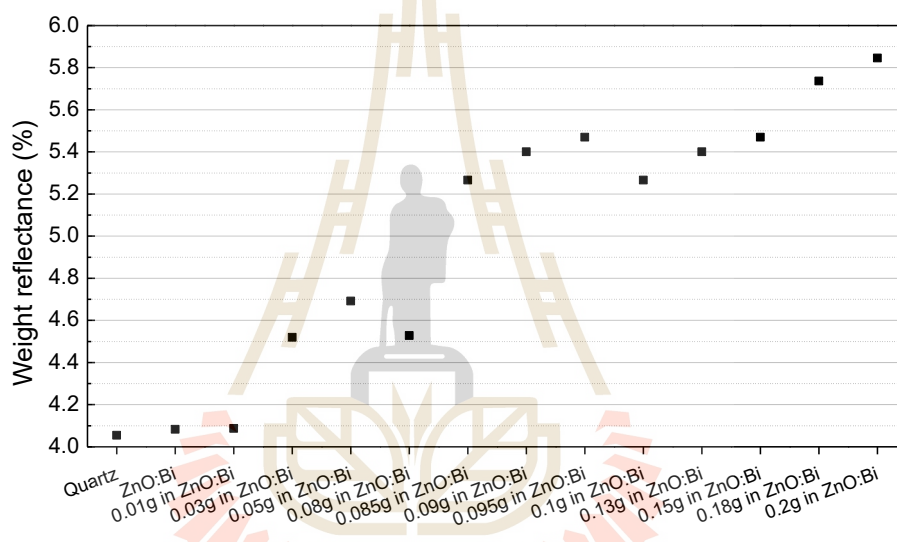


(ข)

รูปที่ 3.18 (ก) สเปกตรัมค่าการสะท้อนแสงกลับที่ความยาวคลื่นต่างๆ และ (ข) การจำแนกค่าการสะท้อนแสงกลับความยาวคลื่นในช่วง UV VIS และ IR ของฟิล์มบางรับแสง Si dots

รูปที่ 3.18 (ก) แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าการสะท้อนแสงกลับที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 1250 nm – 200 nm เมื่อจำแนกเป็น 3 ช่วงได้แก่ UV VIS และ IR แสดงในรูปที่ 3.18 (ข)

พบว่าในช่วงความยาวคลื่น UV พิล์มบางซิลิคอนคดอที่มีปริมาณผงซิลิคอนเท่ากับ 0 g มีค่าการสะท้อนกลับของแสงมากที่สุด แต่สำหรับฟิล์มบางซิลิคอนคดอที่มีปริมาณผงซิลิคอนมากกว่า 0 g มีค่าการสะท้อนแสงกลับที่ใกล้เคียงกันในช่วง 9.5 – 10.25 % และสำหรับช่วงความยาวคลื่น VIS และ IR พิล์มบางซิลิคอนคดอที่มีปริมาณผงซิลิคอนที่มากขึ้นจะมีค่าการสะท้อนแสงกลับที่สูงขึ้น อย่างไรก็ตาม ค่าการสะท้อนแสงกลับของฟิล์มบางนี้มีค่าน้อยกว่า 20% ในทุกๆ ช่วงความยาวคลื่น นอกจากนี้ค่าการสะท้อนแสงกลับยังสามารถวิเคราะห์ถึงค่า %Weight reflectance (%WR) ที่บ่งชี้ถึงร้อยละการสะท้อนแสงกลับของฟิล์มบางเทียบกับสเปกตรัมของดวงอาทิตย์ ที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 280 – 1250 nm แสดงในรูปที่ 3.19



รูปที่ 3.19 %WR ของฟิล์มบางรับแสง Si dots ตั้งแต่ความยาวคลื่น 280 – 1250 nm

จากรูปที่ 3.19 ฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีผงซิลิคอนที่มากขึ้น มีค่า %WR ที่มากขึ้น ซึ่งบ่งชี้ถึงปริมาณการสะท้อนแสงกลับของแสงที่ผิวฟิล์มมากขึ้น แต่อย่างไรก็ตาม ค่า %WR มีค่าน้อยกว่า 10% ซึ่งเหมาะสำหรับการนำมาประยุกต์ใช้เป็นฟิล์มป้องกันการสะท้อนแสงกลับให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ได้

จากเอกสารงานวิจัยของ Jacques I.P. (ปี ค.ศ. 1997) ได้มีการนำค่าการทะลุผ่านของแสงและค่าการสะท้อนกลับของแสง มาคำนวณค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนของแสง (Absorption coefficient : α) ตามความสัมพันธ์ในสมการที่ 3.15

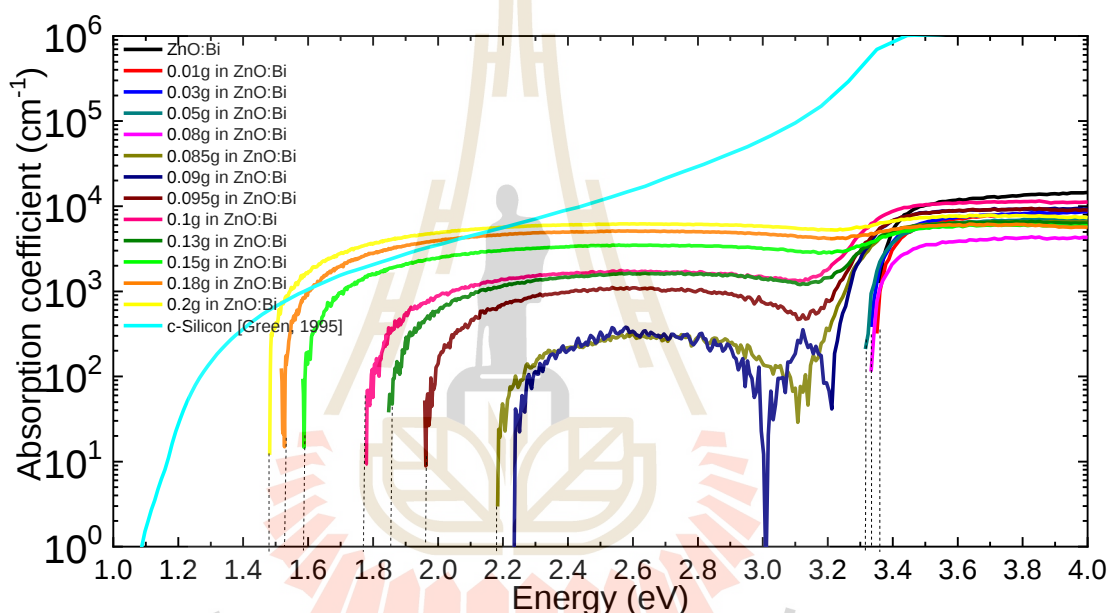
$$\alpha = -\frac{1}{t} \ln \left(\frac{\sqrt{(1-R)^4 + 4T^2 R^2} - (1-R)^2}{2TR^2} \right) \quad (3.15)$$

โดยที่ α คือ ค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนของแสง [cm^{-1}]

R คือ ร้อยละการสะท้อนแสงกลับของฟิล์มที่วัดได้

T คือ ร้อยละการทะลุผ่านของแสงของฟิล์มที่วัดได้

t คือ ค่าความหนาของฟิล์มบาง (ไม่รวมแผ่นฐาน) [cm]



รูปที่ 3.20 สัมประสิทธิ์การดูดกลืนของแสงของฟิล์มบางรับแสง Si dots

จากรูปที่ 3.20 แสดงสัมประสิทธิ์การดูดกลืนของแสงของฟิล์มบางรับแสง Si dots โดยพบว่าฟิล์มบางที่มีผงซิลิคอนตั้งแต่ 0 g – 0.08 g แสดงขอบการดูดกลืนของแสงอยู่ที่บริเวณ 3.5 – 3.4 eV ซึ่งเป็นคลื่นแสง UV ขณะที่ฟิล์มบางที่มีผงซิลิคอนตั้งแต่ 0.085 g – 0.2 g ขอบการดูดกลืนของแสงได้เลื่อนมาที่บริเวณ 1.5 eV ซึ่งเป็นคลื่นแสง Visible ส่วนผลึกซิลิคอนมีขอบการดูดกลืนของแสงอยู่ที่ 1.1 eV ซึ่งเป็นคลื่นแสง IR ค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนของแสงของฟิล์มบางสามารถนำมาหาค่าพลังงานช่องว่าง (Energy band gap, E_g) จากการประมาณด้วยสมการของ Tauc's plot ตามความสัมพันธ์ในสมการที่ 3.16

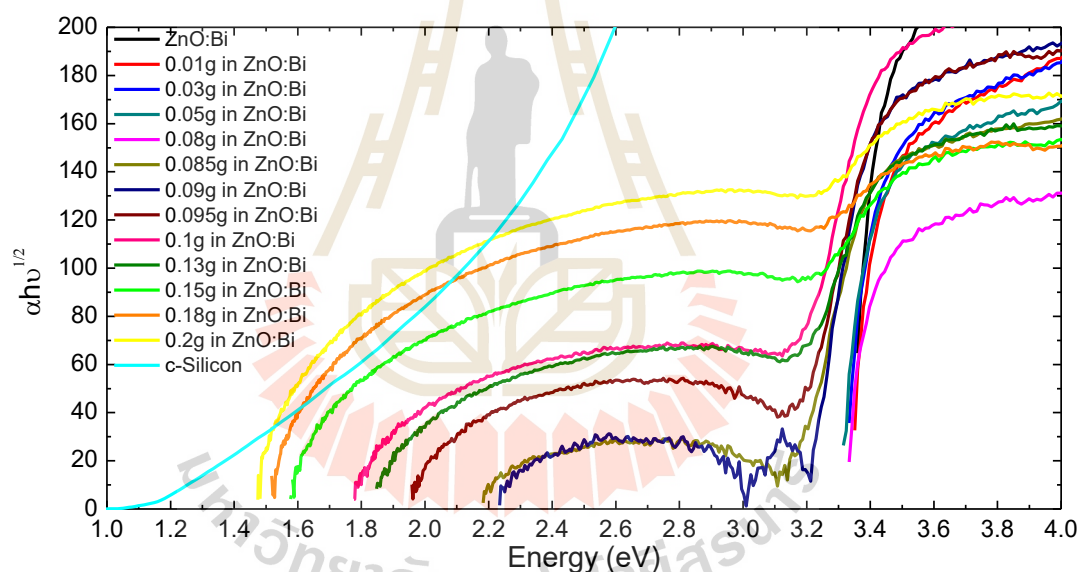
$$\alpha(h\nu) = C(h\nu - E_g)^{n^{**}} \quad (3.16)$$

โดยที่ $h\nu$ คือ พลังงานโฟตอน [eV]

C คือ ค่าคงที่ของสารกึ่งตัวนำ ในกรณีนี้มีค่าเท่ากับ 1

n^{**} คือ 1/2, 2, 3/2 และ 3 เมื่อฟิล์มมีคุณสมบัติการดูดกลืนแสงแบบ allowed direct, allowed indirect, forbidden direct และ forbidden indirect ตามลำดับ

โดยในกรณีที่พิจารณาให้ฟิล์มบางซึ่งออกไซด์ที่มีผงซิลิคอนในปริมาณต่างๆ มีคุณสมบัติการดูดกลืนแสงแบบ allowed indirect จะสามารถนำมาพล็อตเป็นกราฟแสดงในรูปที่ 3.21



รูปที่ 3.21 การประมาณค่า E_g ของฟิล์มบางรับแสง Si dots

จากรูปที่ 3.21 ฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอนตั้งแต่ 0g – 0.08g สามารถประมาณค่า E_g ซึ่งสอดคล้องกับปริมาณของการดูดกลืนแสงอยู่ในช่วง 3.3 eV และสำหรับฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอนตั้งแต่ 0.085g – 0.2g พบว่าเกิดการเลื่อนค่า E_g เข้าใกล้ผลึกซิลิคอนที่มีค่า E_g เท่ากับ 1.1 eV โดยทั้งขอบการดูดกลืนของแสงและค่า E_g สามารถนำมาสรุปค่าแสดงในตารางที่ 3.8

ตารางที่ 3.8 ขอบการดูดกลืนของแสงและค่าแถบพลังงานช่องว่างของฟิล์มบางรับแสง Si dots

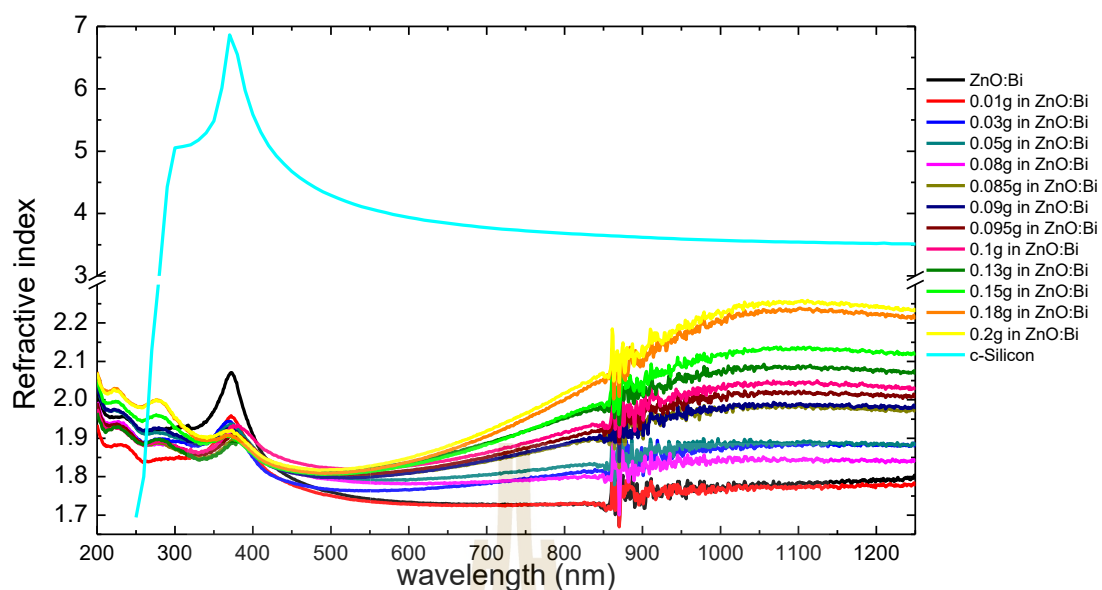
Condition	ขอบการดูดกลืนของแสง (eV)	แถบพลังงานช่องว่าง (eV)
ZnO:Bi	3.350	3.325
0.01g in ZnO:Bi	3.345	3.350
0.03g in ZnO:Bi	3.326	3.320
0.05g in ZnO:Bi	3.309	3.300
0.08g in ZnO:Bi	3.326	3.325
0.085g in ZnO:Bi	2.180	2.180
0.09g in ZnO:Bi	2.230	2.230
0.095g in ZnO:Bi	1.950	1.960
0.1g in ZnO:Bi	1.775	1.775
0.13g in ZnO:Bi	1.850	1.850
0.15g in ZnO:Bi	1.580	1.575
0.18g in ZnO:Bi	1.525	1.525
0.2g in ZnO:Bi	1.475	1.475

การคำนวณหาค่าดัชนีหักเหของแสงเชิงซ้อน (Complex refractive index, N) ของฟิล์มบาง สามารถหาค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสง ซึ่งประกอบด้วย สัมประสิทธิ์การสูญหายของแสง (Extinction coefficient, k_{Ext}) และดัชนีหักเหแสง (Refractive index, n_{ref}) ตามสมการที่ 3.17, 3.18 และ 3.19 ตามลำดับ

$$N = n_{ref} - ik_{Ext} \quad (3.17)$$

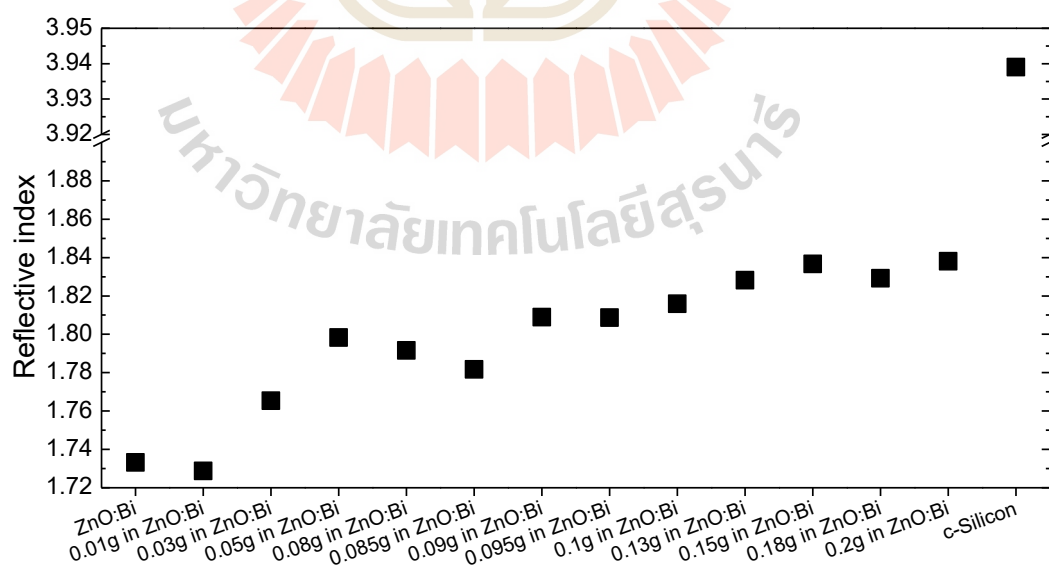
$$k_{Ext} = \frac{\alpha\lambda}{4\pi} \quad (3.18)$$

$$R = \frac{(n_{ref} - 1)^2 + k_{Ext}^2}{(n_{ref} + 1)^2 + k_{Ext}^2} \quad (3.19)$$

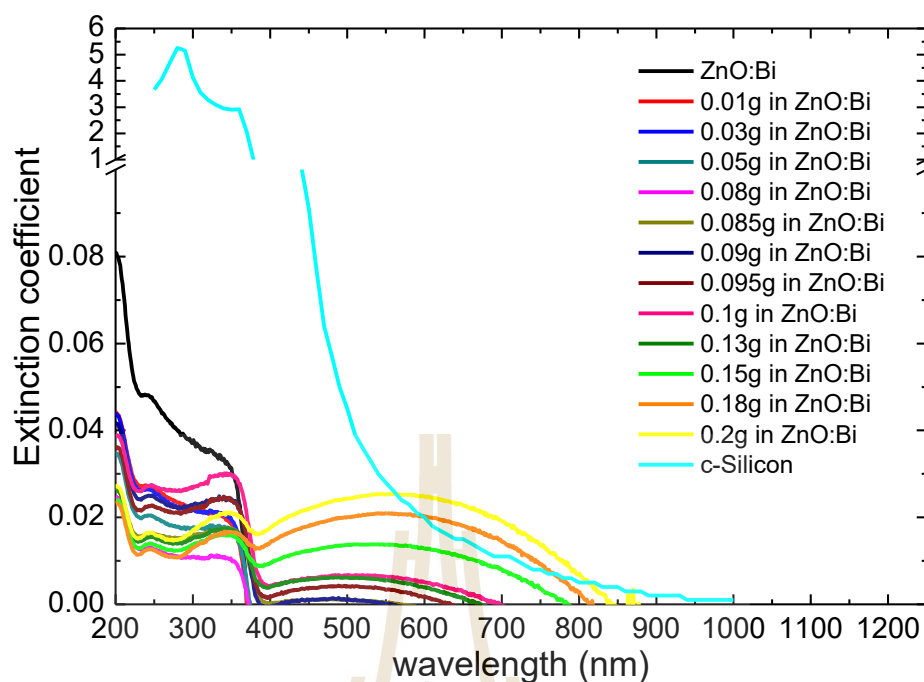


รูปที่ 3.22 ค่าดัชนีหักเหแสงที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 200 ถึง 1250 nm ของฟิล์มบางรับแสง Si dots

จากรูปที่ 3.22 ฟิล์มบางรับแสง Si dots มีค่าดัชนีหักเหแสงที่น้อยกว่า 2.2 ในทุกช่วงความยาวคลื่น เมื่อพิจารณาที่ความยาวคลื่นที่ 600 nm แสดงในรูปที่ 3.23 พบว่าฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีผงซิลิกอนที่เพิ่มมากขึ้น ส่งผลให้ค่าดัชนีหักเหแสงมีแนวโน้มที่เพิ่มมากขึ้น



รูปที่ 3.23 ค่าดัชนีหักเหแสงที่ความยาวคลื่นเท่ากับ 600nm ของฟิล์มบางรับแสง Si dots



รูปที่ 3.24 ค่าสัมประสิทธิ์การสูญเสียทางแสงของฟิล์มบางรับแสง Si dots

จากรูปที่ 3.24 แสดงค่าสัมประสิทธิ์การสูญเสียทางแสงของฟิล์มบางรับแสง Si dots ในช่วงความยาวคลื่นต่างๆ โดยพบว่าฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอนมากขึ้น ส่งผลให้เกิดการขยายค่าสัมประสิทธิ์การสูญเสียทางแสงที่บริเวณ 900 nm อย่างไรก็ดีตาม ค่าสัมประสิทธิ์การสูญเสียทางแสงของฟิล์มบางนี้มีค่าที่น้อยกว่า 0.1 ซึ่งน้อยมากเมื่อเทียบกับผลึกซิลิคอน

3.3 สรุป

ในงานวิจัยนี้ได้ศึกษาการผลิตฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีส่วนประกอบของผงซิลิคอนที่ผ่านกระบวนการบดด้วยลูกบอลเซอร์โคเนียจนได้ผงซิลิคอนที่มีขนาด $4.2\ \mu\text{m}$ และสารละลายซิงค์ออกไซด์เจือปนสมัทที่สังเคราะห์ด้วยวิธีโซล-เจล โดยฟิล์มบางผลิตด้วยเทคนิคการเคลือบด้วยวิธีหมุนเหวี่ยงจนได้ฟิล์มที่มีความหนาอยู่ในช่วง $96\ \text{nm} - 215\ \text{nm}$

ฟิล์มบางที่ผลิตขึ้นได้นำมาวิเคราะห์เชิงโครงสร้างด้วยเทคนิค XRD โดยพบว่าฟิล์มบางรับแสง Si dots นี้มีขนาดผลึกของซิลิคอนที่ระนาบ (111) มีขนาดที่เพิ่มขึ้นตามปริมาณของผงซิลิคอนที่มากขึ้นตั้งแต่ $64\ \text{nm} - 155\ \text{nm}$ และสำหรับขนาดผลึกของซิงค์ออกไซด์ที่ระนาบ (002) มีขนาดที่ไม่เปลี่ยนแปลงมาก ซึ่งมีขนาดตั้งแต่ $18.9\ \text{nm} - 25.1\ \text{nm}$ นอกจากนี้ยังพบอีกว่า ความเครียดตาม

แนวแกนซีของผลึกซิลิคอนมีความเครียดเป็นแบบกดยกเว้นในเงื่อนไขฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีผงซิลิคอนเท่ากับ 0.095 g จะมีความเครียดเป็นแบบดึง และสำหรับผลึกของซิงค์ออกไซด์จะมีความเครียดเป็นแบบกดทั้งหมด ยกเว้นเงื่อนไขฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีผงซิลิคอนเท่ากับ 0.095 g 0.18 g และ 0.2g จะมีความเครียดเป็นแบบดึง

สำหรับการวิเคราะห์ทางไฟฟ้าของฟิล์มบางรับแสง Si dots พบว่าในเงื่อนไขการวัดในสถานะสว่างด้วยเทคนิค 2 probe ของฟิล์มบาง พบว่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าของฟิล์มบางรับแสง Si dots ในเงื่อนไขที่มีปริมาณผงซิลิคอนตั้งแต่ 0g – 0.08g จะมีความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าที่มากขึ้น เมื่อเปรียบเทียบกับเงื่อนไขที่มีผงซิลิคอนที่มากกว่านี้ ซึ่งเป็นผลมาจากเกิดการดักจับของพาหะที่บริเวณผิวสัมผัสระหว่างผลึกและออกไซด์

สำหรับการวิเคราะห์ทางแสงของฟิล์มบางรับแสง Si dots พบว่าฟิล์มบางที่มีปริมาณผงซิลิคอนที่มากขึ้นส่งผลให้ค่าการสะท้อนแสงกลับมีค่าที่มากขึ้น แต่ค่าการทะลุผ่านของแสงมีค่าลดลง อย่างไรก็ตามทั้งนี้ค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงและค่าแถบพลังงานช่องว่างพบว่าการขยายเกิดขึ้นในฟิล์มบางที่มีปริมาณผงซิลิคอนตั้งแต่ 0.085g - 0.2g โดยสามารถขยายมาได้ถึง 1.4 eV นอกจากนี้ยังพบอีกว่าค่าดัชนีหักเหของแสงของฟิล์มบางรับแสง Si dots นี้มีค่าที่น้อยกว่าผลึกซิลิคอน ซึ่งบ่งบอกได้ว่าฟิล์มบางรับแสง Si dots นี้สามารถนำมาประยุกต์เป็นชั้นรับแสงของเซลล์แสงอาทิตย์ได้



บทที่ 4

เซลล์แสงอาทิตย์ผลึกซิลิคอนที่มีฟิล์มบางซิลิคอนคอต

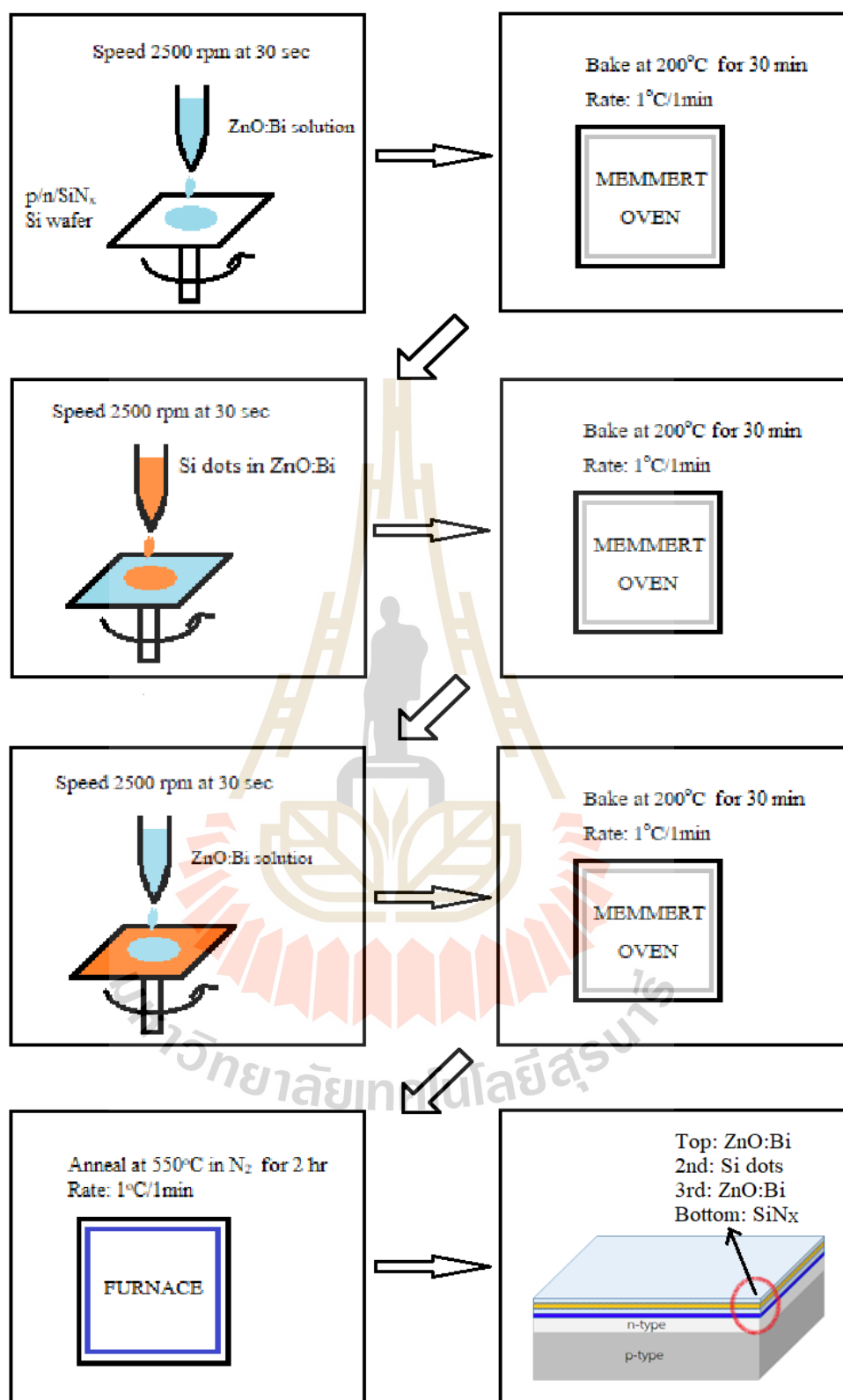
4.1 บทนำ

ในปัจจุบัน ซิลิคอนเป็นวัสดุหลักในการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ ทั้งโครงสร้างผลึกเดี่ยว (Mono crystalline silicon) หรือผลึกหลายรูป (Poly crystalline silicon) เนื่องจากซิลิคอนเป็นวัสดุที่หาง่ายเนื่องจากมีปริมาณที่มาก ราคาถูก และไม่เป็นพิษต่อสิ่งแวดล้อม ทำให้เหมาะสำหรับการผลิตอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์สารกึ่งตัวนำ ทำให้เกิดการแข่งขันและการพัฒนาเซลล์แสงอาทิตย์ให้มีประสิทธิภาพที่สูงขึ้น ซึ่งในงานวิจัยนี้ ได้นำฟิล์มบาง Si dots มาพัฒนาเป็นชั้นรับแสง (Emitter layer) เซลล์แสงอาทิตย์รอยต่อ p/n เพื่อเพิ่มการตอบสนองต่อแสงของเซลล์แสงอาทิตย์ เพื่อเพิ่มประสิทธิภาพให้กับเซลล์แสงอาทิตย์

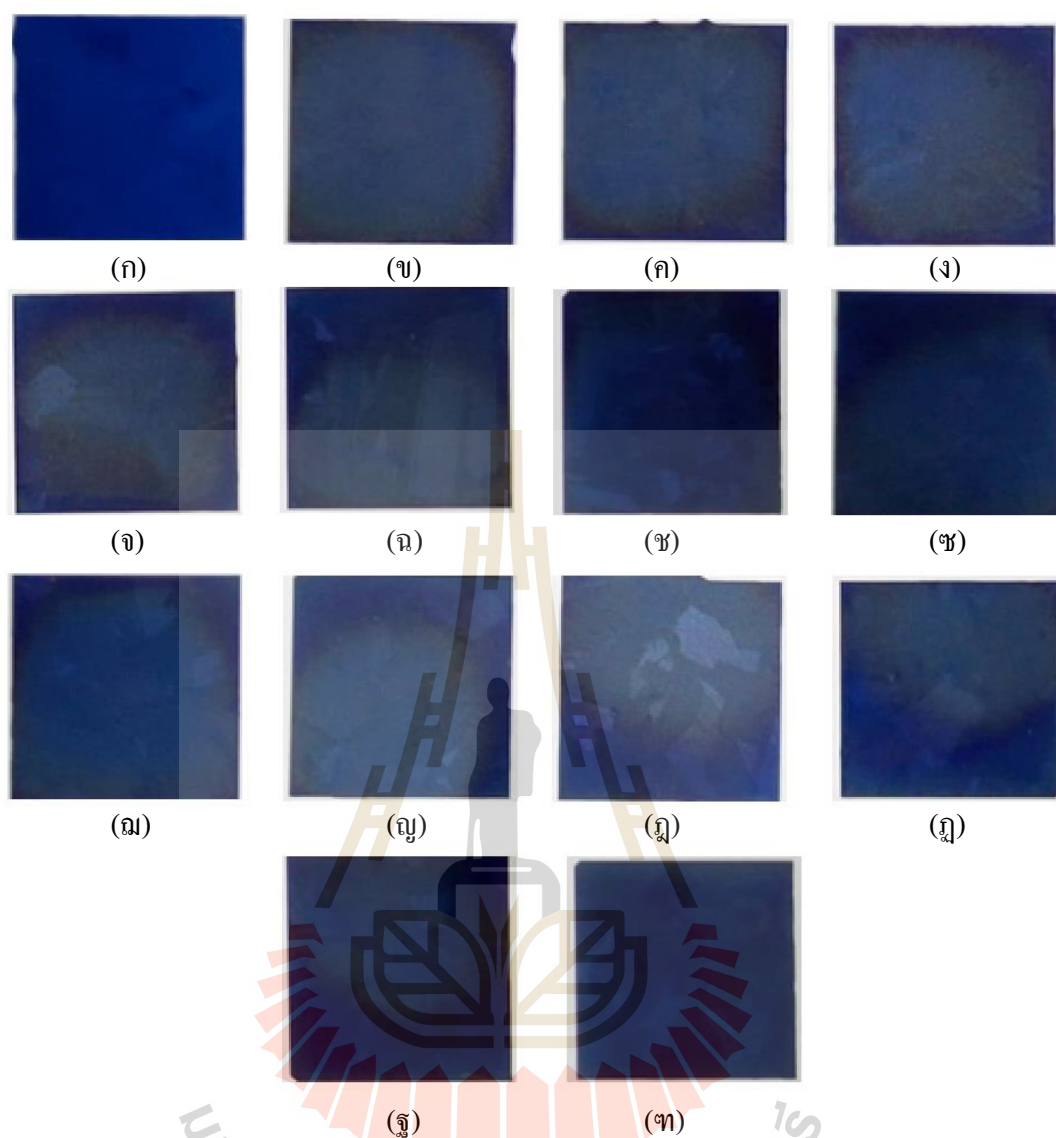
4.2 การผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ผลึกซิลิคอนที่มีฟิล์มบางซิลิคอนคอต

ในกระบวนการผลิตฟิล์มบางรับแสง Si dots บนชั้นรอยต่อผลึกซิลิคอน p/n มีกระบวนการเช่นเดียวกับการผลิตบนแผ่นควอตซ์ ในงานวิจัยนี้ใช้เซลล์ผลึกซิลิคอนโครงสร้าง p/n/SiN_x จากบริษัท โซลาร์ตรอน จำกัด (มหาชน) และฟิล์มบาง Si dots มีโครงสร้างของ ZnO:Bi/Si dots/ZnO:Bi ซ้อนทับกัน

ฟิล์มบางรับแสง Si dots สร้างบนเซลล์แสงอาทิตย์ ที่มีโครงสร้าง p/n/SiN_x ขนาด $3 \times 3 \text{ cm}^2$ ที่ผ่านกระบวนการทำความสะอาดด้วยหลักการ RCA จากนั้นทำการสร้างชั้นฟิล์ม 3 ชั้น โดยชั้นแรกคือ ZnO:Bi เป็นชั้นบัฟเฟอร์ ชั้นที่สองคือ ชั้น Si dots โดยมีเงื่อนไขการสร้างเช่นเดียวกับการสร้างชั้นฟิล์มบาง Si dots บนแผ่นควอตซ์ และชั้นที่สามคือ ชั้น ZnO:Bi ซึ่งเป็นชั้นบนสุดของเซลล์ การผลิตแต่ละชั้นถูกเคลือบด้วยแรงเหวี่ยงที่ความเร็วรอบ 2,500 รอบต่อนาที นาน 30 วินาที จากนั้นทำการอบให้แห้งด้วยอุณหภูมิ 200°C นาน 30 นาที ด้วยอัตราการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิ 1°C/นาที หลังจากที่ได้ครบทั้งสามชั้นทำการอบที่อุณหภูมิ 550°C นาน 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิ 1°C/นาที ในบรรยากาศไนโตรเจน ซึ่งแสดงขั้นตอนการสร้างชั้นฟิล์มและภาพถ่ายเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นซิลิคอนคอตได้ ในรูปที่ 4.1 และ 4.2 ตามลำดับ



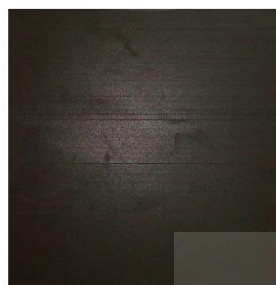
รูปที่ 4.1 ขั้นตอนการสร้างชั้นฟิล์มบาง ZnO:Bi/Si dots/ZnO:Bi บนเซลล์ซิลิคอน
โครงสร้าง p/n/SiN_x



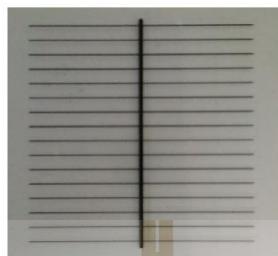
รูปที่ 4.2 (ก) แผ่นฐานซิลิคอนโครงสร้าง p/n/SiN_x และฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอน (ข) 0 g (ค) 0.01 g (ง) 0.03 g (จ) 0.05 g (ฉ) 0.08 g (ช) 0.085 g (ซ) 0.09 g (ฌ) 0.095 g (ญ) 0.1 g (ฎ) 0.13 g (ฏ) 0.15 g (ฐ) 0.18 g และ (ฑ) 0.2 g บนเซลล์ซิลิคอนโครงสร้าง p/n/SiN_x

หลังจากการสร้างชั้นฟิล์มบางซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ซึ่งค้อออกไซด์บนเซลล์ซิลิคอน p/n/SiN_x จะเข้าสู่กระบวนการเปิดช่องของชั้นฟิล์มบนแผ่นซิลิคอน ตามลวดลายของขั้วไฟฟ้ากริดสำหรับให้ขั้วโลหะสัมผัสกับชั้น n-Si โดยตรง ในการเปิดช่องชั้นฟิล์มได้ใช้เทคนิคการประทับลาย (Stamping technique) ซึ่งมีอุปกรณ์สำคัญแสดงในรูปที่ 4.3 ได้แก่ 1. แผ่น Flash foam 2. แผ่นใสที่มีลวดลายของ Busbar ขนาด 500 μm และ finger ขนาด 100 μm 3. เครื่อง Flash stamp รุ่น JL-V 4.

เครื่องประทับลายที่สร้างขึ้นจากห้องปฏิบัติการของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี และ 5. กรดไนตริกซ์ (Nitric acid: HNO_3) เข้มข้น 20%



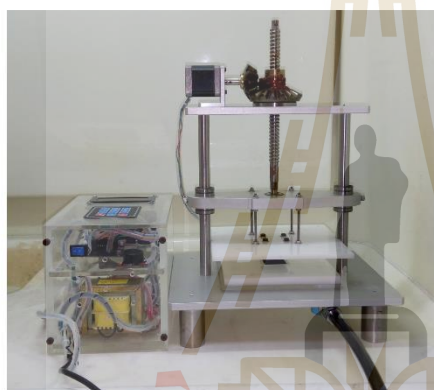
(ก)



(ข)



(ค)



(ง)



(จ)

รูปที่ 4.3 อุปกรณ์ที่ใช้สำหรับการสกัดฟิล์มบางบริเวณเพื่อเปิดช่องฟิล์มบางทั้ง 3 ชั้น ประกอบด้วย (ก) แผ่น Flash foam (ข) แผ่นใสที่มีลวดลายขั้วไฟฟ้ากริด และ finger (ค) เครื่อง Flash stamp (ง) เครื่องประทับลาย (จ) กรดไนตริกซ์

ขั้นตอนการสร้างลวดลายบนแผ่น Flash foam เริ่มต้นนำแผ่นหน้ากากแสงที่มีลวดลายตามขั้วไฟฟ้ากริดวางบนลงแผ่น Flash foam จากนั้นนำเข้าสู่เครื่อง Flash stamp แสง Flash ผ่านหน้ากากแสงไปยังแผ่น flash foam โดยปรับค่าความเข้มแสงของเครื่อง ที่ระดับ 3.5 เมื่อแผ่น flash foam บริเวณที่ได้รับแสงจะเปลี่ยนจากโครงสร้างรูพรุนเป็นโครงสร้างโพลิเมอร์ที่เชื่อมต่อกัน มีลวดลายแสดงในรูปที่ 4.4



รูปที่ 4.4 แผ่น Flash foam ที่มีลวดลายเช่นเดียวกับขั้วไฟฟ้ากริดของเซลล์แสงอาทิตย์

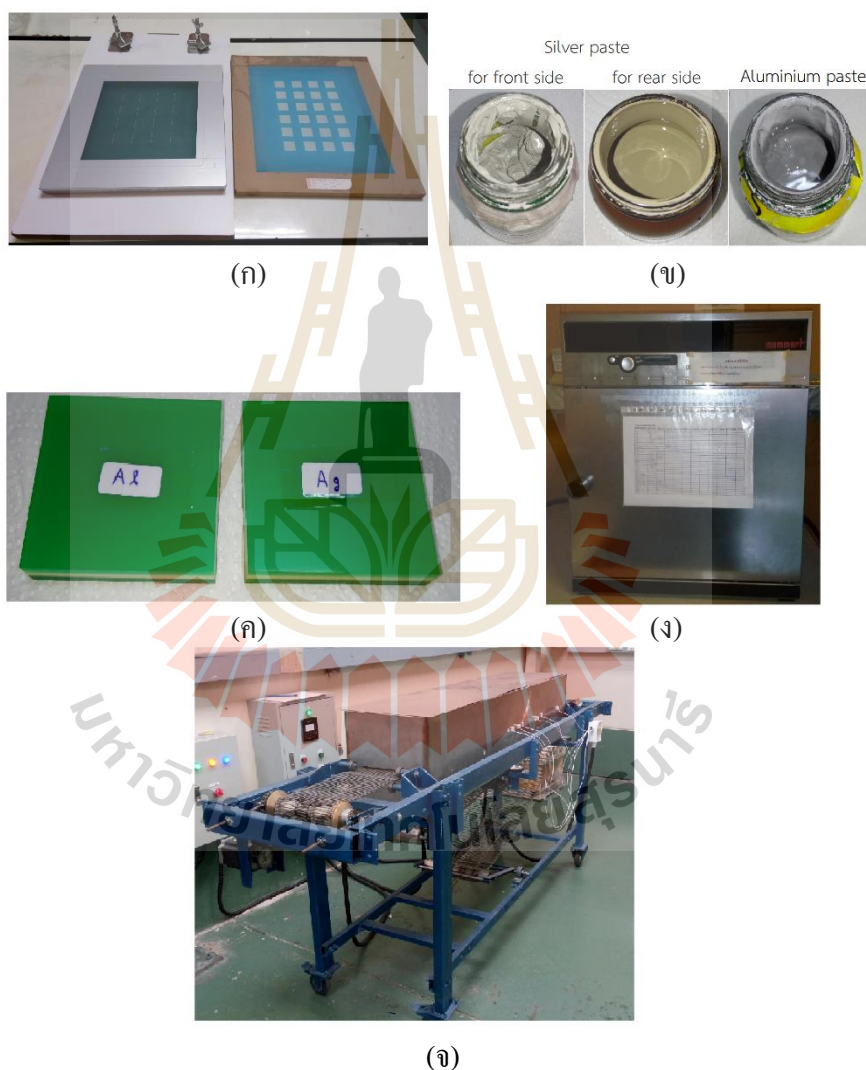
หลังจากนั้นเข้าสู่กระบวนการเปิดช่องฟิล์มบางโดยวิธีการสกัดจากสารเคมี โดยนำแผ่น Flash foam ดูดซับกรดไนตริก จากนั้นติดตั้งแผ่น Flash foam ที่มีกริดไนตริกเข้ากับเครื่องประทับลาย จากนั้นนำชิ้นงานด้านวางไว้ด้านบน ทำการเปิดเครื่องประทับลายให้แผ่น flash foam ส่วนบนลงมากดชิ้นงาน ใช้เวลาการกดนาน 90 วินาที จากนั้นล้างชิ้นงานด้วยน้ำ DI แล้วเป่าให้แห้ง จะได้ลวดลายของฟิล์มบางแสดงในรูปที่ 4.5



รูปที่ 4.5 ลวดลายของฟิล์มบาง ZnO:Bi/Si dots/ZnO:Bi หลังจากเปิดช่องด้วยเครื่องประทับลาย

หลังจากการสร้างเปิดช่องชั้นฟิล์มบางรับแสงของเซลล์ ชิ้นงานนำไปสร้างขั้วโลหะ เพื่อรวบรวมกระแสโฟโต การสร้างขั้วโลหะใช้เทคนิคการพิมพ์ลาย (Screen printing technique) โดยมีอุปกรณ์ที่สำคัญแสดงในรูปที่ 4.6 ซึ่งประกอบด้วย 1. แท่นสำหรับวางชิ้นงาน 2. หมอกรีนที่มี

ลวดลายของขั้วโลหะด้านบนเซลล์ใช้โลหะเงิน ลวดลายของ Busbar ขนาด $500\mu\text{m}$ และ Finger ขนาด $60\mu\text{m}$ ส่วนขั้วโลหะไฟฟ้าด้านหลังเซลล์มีไหมสกรีนเป็นลวดลายรูปสี่เหลี่ยมผืนผ้าขนาด $1.3 \times 11.8 \text{ mm}^2$ 3. ไหมสกรีนที่มีลวดลายของขั้วโลหะด้านหลังเซลล์ใช้โลหะอะลูมิเนียมรูปสี่เหลี่ยมจัตุรัสขนาด $2.8 \times 2.8 \text{ cm}^2$ 4. กาวโลหะเงิน (Silver paste) สำหรับพิมพ์ลายที่ด้านหน้า และด้านหลัง บริเวณตรงกลางของเซลล์แสงอาทิตย์สำหรับการบัดกรีเชื่อมต่อเซลล์แต่ละเซลล์ 4. กาวโลหะอะลูมิเนียม (Aluminium paste) 5. แผ่นยางปาด 6. เตาดอบ และ 7. เครื่อง Fast firing



รูปที่ 4.6 อุปกรณ์สำหรับสร้างขั้วโลหะให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ประกอบด้วย (ก) แท่นสำหรับวางชิ้นงานกับไหมสกรีนที่มีลวดลายของขั้วโลหะ (ข) กาวโลหะเงินและกาวโลหะอะลูมิเนียม (ค) แผ่นยางปาดสำหรับพิมพ์ลาย (ง) เตาดอบ และ (จ) เครื่อง Fast firing

ขั้นตอนการพิมพ์ลายขั้วโลหะ เริ่มต้นได้นำชิ้นงาน มาพิมพ์ลายที่ด้านหลังด้วยไหมสกรีนที่มีลวดลายสี่เหลี่ยมผืนผ้าด้วยกาวเงินแล้วอบด้วยอุณหภูมิ 120°C นาน 30 นาที เพื่อให้กาวเงินแห้ง จากนั้นทำการพิมพ์ลายที่ด้านหลังด้วยไหมสกรีนที่มีลวดลายสี่เหลี่ยมจัตุรัสด้วยกาวอะลูมิเนียมแล้วอบด้วยอุณหภูมิ 120°C นาน 30 นาที เพื่อให้กาวอะลูมิเนียมแห้ง จากนั้นนำแผ่นฐานซิลิคอนมาพิมพ์ลายที่ด้านหน้าด้วยไหมสกรีนที่มีลวดลาย Busbar และ finger ด้วยกาวเงิน ซึ่งจำเป็นต้องให้ลายตรงกับที่ถูกเปิดช่องของฟิล์มบางไว้ จากนั้นอบด้วยอุณหภูมิ 180°C นาน 10 นาที เพื่อให้กาวเงินแห้ง จากนั้นนำแผ่นฐานซิลิคอนเข้าสู่กระบวนการ Fast firing เพื่อให้อะตอมโลหะแพร่เข้าสู่ชั้น n-Si ดันๆ และเกิดเป็นชั้น $p^{+}\text{-Si}$ และ $n^{+}\text{-Si}$ ที่ด้านหลังและด้านหน้าของแผ่นเซลล์แสงอาทิตย์ตามลำดับ ในเครื่อง Fast firing มีส่วนประกอบห้องอบ 4 โซน ซึ่งมีการปรับตั้งค่าดังนี้

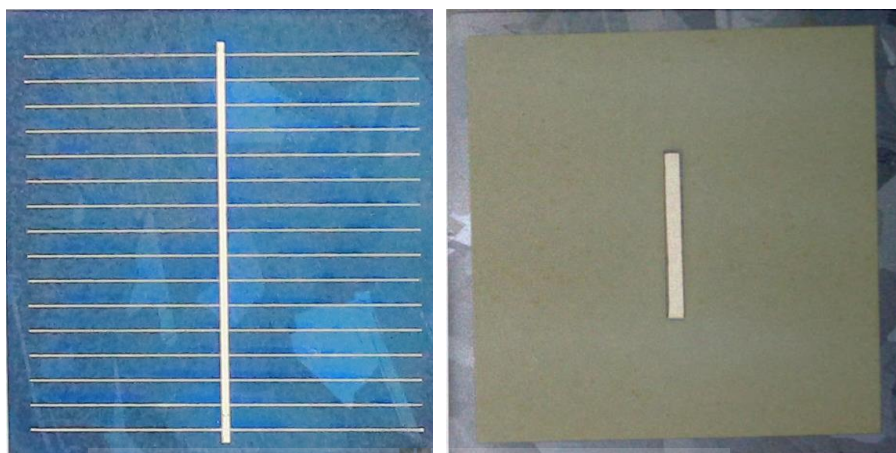
โซนที่ 1 กำหนดอุณหภูมิที่ 300°C นาน 10 วินาที เพื่อให้กาวโลหะแห้ง และเผาไล่สารประกอบอินทรีย์และตัวทำละลายต่างๆ ให้ระเหยออกจากแผ่นเซลล์แสงอาทิตย์

โซนที่ 2 กำหนดอุณหภูมิที่ 600°C นาน 10 วินาที เพื่อให้ขั้วไฟฟ้าด้านหน้าจะเกิดการหลอมละลายของ Glass frit แทรกเข้าสู่ชั้นฟิล์ม SiN_x ไปถึงชั้น n-Si emitter และขั้วไฟฟ้าด้านหลังจะเกิดการหลอมละลายของชั้นอะลูมิเนียมทำให้เกิดการรวมเฟสกับซิลิคอนที่รอยสัมผัสเกิดเป็น Liquid Al-Si-phase ขึ้น

โซนที่ 3 กำหนดอุณหภูมิที่ 915°C นาน 7 วินาที เพื่อให้ขั้วโลหะด้านหน้าเกิดการหลอมละลายของเงิน และแพร่เข้าสู่พื้นผิวของชั้น n-Si emitter ดันๆ เกิดการรวมเฟสที่รอยสัมผัสเป็น Ag-Si phase และขั้วไฟฟ้าด้านหลังที่เกิด Al-Si จะแพร่ลึกเข้าไปในชั้นแผ่นฐาน p-Si เกิดเป็นชั้น $p^{+}\text{-Si}$ ที่เรียกว่า Back surface field (BSF)

โซนที่ 4 เป็นบริเวณอุณหภูมิห้องปกติ ซึ่งได้รับอิทธิพลจากโซนที่ 3 จึงมีอุณหภูมิอยู่ที่ประมาณ 250°C เป็นโซนสุดท้าย

ภายหลังจากกระบวนการ Fast firing เซลล์แสงอาทิตย์ผลึกซิลิคอนที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่ได้ จะมีลักษณะแสดงในรูปที่ 4.7 ซึ่งเป็นเซลล์ที่สามารถนำมาวัดค่าทางไฟฟ้าต่อไป

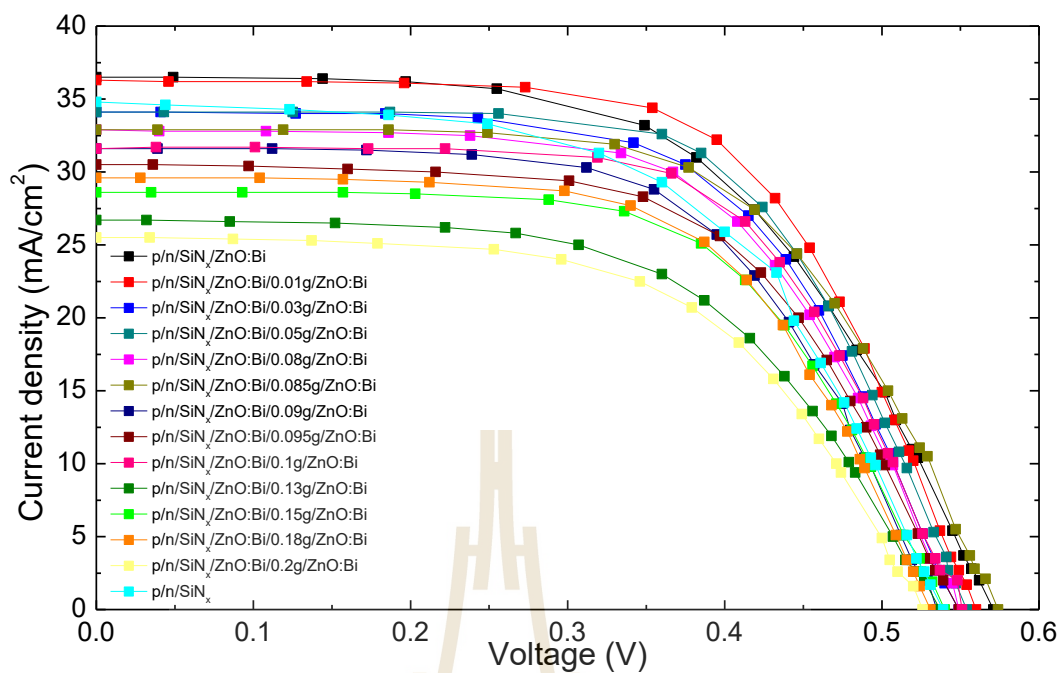


รูปที่ 4.7 แผ่นเซลล์แสงอาทิตย์ผลึกซิลิคอนที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่ผ่านกระบวนการสร้างขั้วโลหะ

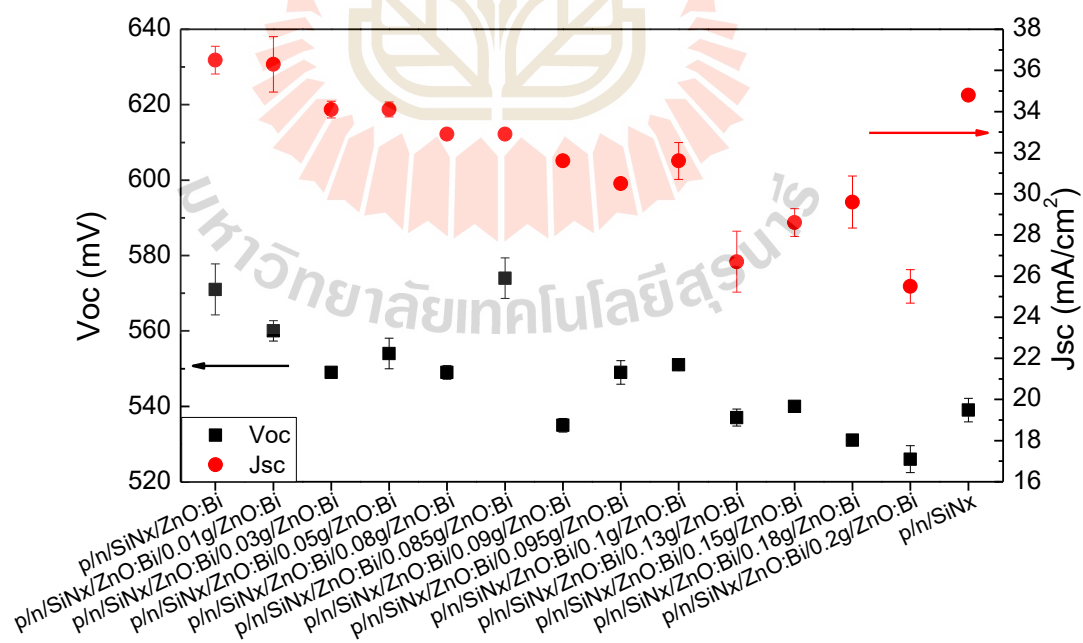
4.3 ผลทางไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots

เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots นำมาทดสอบวัดค่าทางไฟฟ้าต่างๆ ประกอบด้วย แรงดันไฟฟ้าเปิดวงจร (Open circuit voltage, V_{oc}) ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าลัดวงจร (Short circuit current density, J_{sc}) ค่าแรงดันไฟฟ้าที่กำลังไฟฟ้าสูงสุด (Voltage at maximum power, V_{mp}) ค่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าสูงสุด (Current density at maximum power, J_{mp}) ค่ากำลังไฟฟ้าสูงสุด (Maximum power output, P_{mp}) ค่า Fill factor (FF) และค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานเซลล์แสงอาทิตย์ (η)

ในการทดสอบ ได้ใช้แสงเทียมภายในห้องปฏิบัติการเซลล์แสงอาทิตย์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ฉายให้กับแผ่นเซลล์แสงอาทิตย์ โดยจะเปิดพื้นที่ขนาด $1 \times 1 \text{ cm}^2$ แล้วทำการปรับระดับความต้านทานไฟฟ้า เพื่อให้ได้กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้า โดยผลที่ได้แสดงในรูปที่ 4.8 และคำนวณหาค่า FF และ η แสดงผลในรูปที่ 4.9 และ 4.10 ตามลำดับ รายละเอียดข้อมูลทางไฟฟ้าของเซลล์แสดงในตารางที่ 4.1

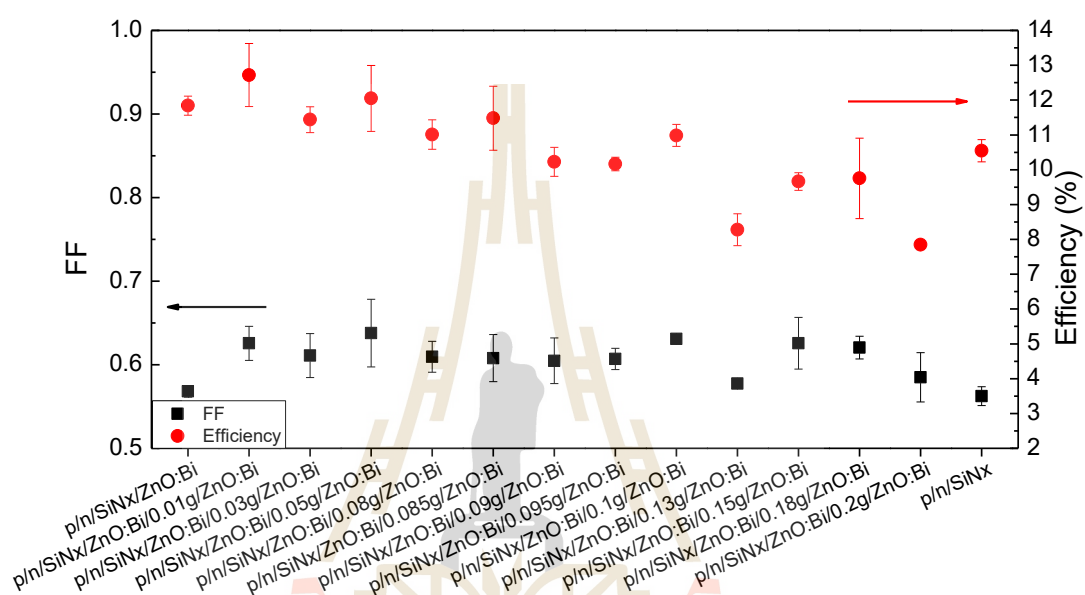


รูปที่ 4.8 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots



รูปที่ 4.9 ค่า V_{oc} และ J_{sc} ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots

จากรูปที่ 4.9 แสดงค่า V_{oc} และ J_{sc} ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ซึ่งพบว่า J_{sc} ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ลดลงอย่างเห็นได้ชัดเมื่อปริมาณผงซิลิคอนมากกว่า 0.085g เนื่องจากผลของการเกิด interface states ที่ผิว Si dots เป็นบริเวณจุดบกพร่อง (Defect states) ทำให้กระแสไฟฟ้าลดลงและผลของ %T ที่ลดลง จึงส่งผลให้ค่า V_{oc} และ J_{sc} ลดลงอย่างชัดเจน



รูปที่ 4.10 ค่า FF และ η ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots

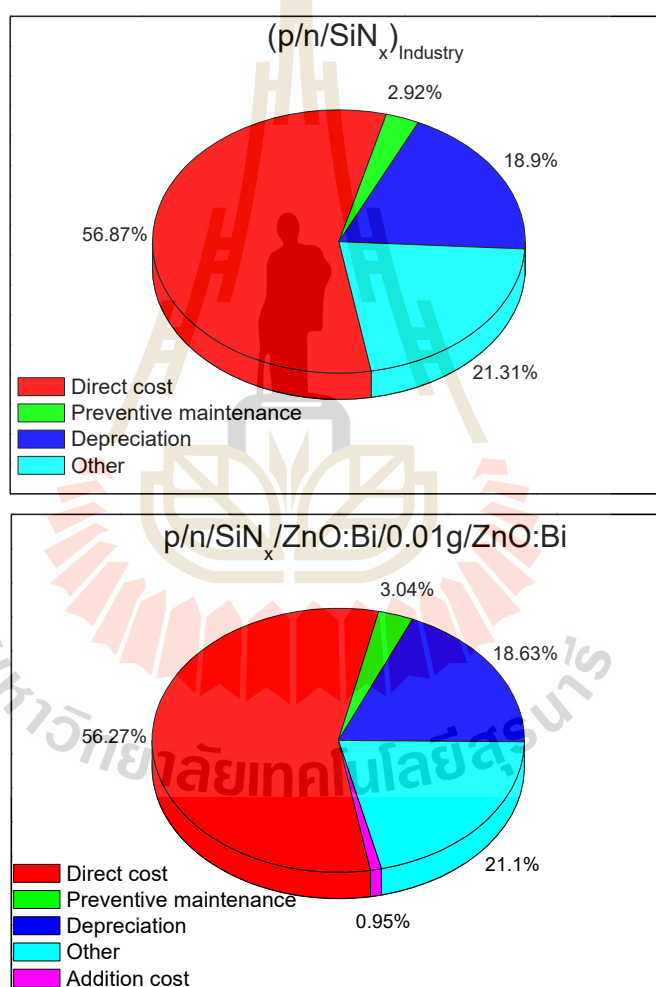
จากรูปที่ 4.10 แสดงค่า FF และ η ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ซึ่งพบว่า เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots มีค่า FF ที่เพิ่มขึ้นบ่งบอกถึงประสิทธิภาพของการเปิดช่องชั้นรับแสง Si dots ที่ดี เกิดค่าความต้านทานไฟฟ้าต่ำที่รอยสัมผัส ค่า η ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots เมื่อมีปริมาณผงซิลิคอนเพิ่มสูงกว่า 0.085g จะให้ค่า η ต่ำกว่าเซลล์อ้างอิง (p/n/SiNx) มากถึง 2.7% เนื่องจากผลของ J_{sc} ที่ลดลงและ %T ที่ลดลง อย่างไรก็ตามพบว่าเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ในปริมาณระหว่าง 0.01g ถึง 0.085g สามารถให้ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานมากกว่าเซลล์อ้างอิงสูงถึง 2.17% แสดงให้เห็นว่า เซลล์แสงอาทิตย์ผลึกซิลิคอนที่มีฟิล์มบาง Si dots สามารถเพิ่มประสิทธิภาพการแปลงพลังงานได้

ตารางที่ 4.1 ผลทางไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots

เงื่อนไขเซลล์แสงอาทิตย์	V_{oc} (mV)	J_{sc} (mA/cm ²)	V_{mp} (mV)	J_{mp} (mA/cm ²)	P_{mp} (mW/cm ²)	FF	η (%)	$\Delta\eta$ (%)
p/n/SiN _x /ZnO:Bi	571	36.5	382	31	11.84	0.568	11.84	+1.29
p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.01g/ZnO:Bi	560	36.3	395	32.2	12.72	0.626	12.72	+2.17
p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.03g/ZnO:Bi	549	34.1	375	30.5	11.44	0.611	11.44	+0.89
p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.05g/ZnO:Bi	554	34.1	385	31.3	12.05	0.638	12.05	+1.50
p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.08g/ZnO:Bi	549	32.9	367	30	11.01	0.610	11.01	+0.46
p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.085g/ZnO:Bi	574	32.9	419	27.4	11.48	0.608	11.48	+0.93
p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.09g/ZnO:Bi	535	31.6	355	28.8	10.22	0.605	10.22	-0.32
p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.095g/ZnO:Bi	549	30.5	397	25.6	10.16	0.607	10.16	-0.38
p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.1g/ZnO:Bi	551	31.6	413	26.6	10.99	0.631	10.99	+0.44
p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.13g/ZnO:Bi	537	26.7	360	23	8.28	0.577	8.28	-2.27
p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.15g/ZnO:Bi	540	28.6	385	25.1	9.66	0.626	9.66	-0.88
p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.18g/ZnO:Bi	531	29.6	387	25.2	9.75	0.620	9.75	-0.80
p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.2g/ZnO:Bi	526	25.5	379	20.7	7.85	0.585	7.85	-2.70
p/n/SiN _x (ref. cell)	539	34.8	360	29.3	10.55	0.562	10.55	-

4.4 การวิเคราะห์เชิงเศรษฐศาสตร์

วิทยานิพนธ์เล่มนี้ ได้นำข้อมูลต้นทุนการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ผลึกซิลิคอน โครงสร้างรอยต่อ p/n/SiN_x จากบริษัท โซลาร์ตรอน จำกัด (มหาชน) ในปี 2561 เปรียบเทียบกับการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots เพื่อคาดการณ์ต้นทุนในการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ (บาท/วัตต์) โดยต้นทุนการผลิตมีส่วนหลักจากส่วนประกอบดังนี้ ค่าวัตถุดิบ ค่าเครื่องจักร ค่าบำรุงรักษาเครื่องจักร ค่าเสื่อมราคา ค่าจ้างพนักงาน ค่าวัสดุสิ้นเปลือง และค่าสาธารณูปโภค ซึ่งข้อมูลสัดส่วนร้อยละแสดงในรูปที่ 4.11 และข้อมูลต่างๆ แสดงในตารางที่ 4.2



รูปที่ 4.11 ส่วนประกอบของต้นทุนการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ (ก) โครงสร้าง p/n/SiN_x และ (ข) โครงสร้างที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots

ตารางที่ 4.2 ข้อมูลจำเพาะของเซลล์แสงอาทิตย์และกำลังไฟฟ้าที่ผลิตได้

		เซลล์แสงอาทิตย์รอยต่อ พี-เอ็น ที่ผลิตขึ้นจาก โรงงานอุตสาหกรรม	เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นซิลิคอน ดอทในเมตริกซ์ซึ่งออกไซด์ (p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.01g/ZnO:Bi)
ข้อมูลจำเพาะ			
ชื่อย่อ		(p/n/SiN _x) _{industry}	p/n/SiN _x /ZnO:Bi/0.01g/ZnO:Bi
ประสิทธิภาพโดยเฉลี่ย (%)		18.4	ประสิทธิภาพเพิ่มจาก p/n/SiN _x 2.17% จึงพิจารณาเป็น 18.4 + 2.17= 20.57
พื้นที่รับแสงอาทิตย์ (cm ²)		15.675 × 15.675	
พิจารณาจำนวนการผลิต (แผ่น)		10,000,000	
P_{piece} (W/pc)		4.521	5.054
ค่าใช้จ่าย			
ค่า วัตถุดิบ	แผ่นซิลิคอน	3.31 บาท/วัตต์	2.96 บาท/วัตต์
	สารเคมี		
	กาวโลหะ		
	ไหมสกรีน		
ค่า วัตถุดิบ เพิ่มเติม	สารเคมีสำหรับหมึก ซิลิคอน	-	0.05 บาท/วัตต์
	Flash foam		
	หม้อบดและลูกบด		
	อื่นๆ		
ค่าบำรุงรักษาเครื่องจักร		0.17 บาท/วัตต์	0.16 บาท/วัตต์
ค่าเสื่อมสภาพเครื่องจักรและสถานที่		1.10 บาท/วัตต์	0.98 บาท/วัตต์
อื่นๆ	ค่าสาธารณูปโภค	1.24 บาท/วัตต์	1.11 บาท/วัตต์
	ค่าจ้างพนักงาน		
	วัสดุสิ้นเปลือง		
รวม		5.82 บาท/วัตต์	5.26 บาท/วัตต์

จากแผนภูมิวงกลมในรูปที่ 4.11 พบว่าต้นทุนของเซลล์แสงอาทิตย์ทั้งสองโครงสร้างมาจากค่าวัตถุดิบมากกว่า 50% โดยเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots มีต้นทุนการผลิตจากค่าวัตถุดิบที่ต่ำกว่าเซลล์แสงอาทิตย์โครงสร้าง p/n/SiN_x อยู่ 0.6% และจากตารางที่ 4.2 ยังพบ

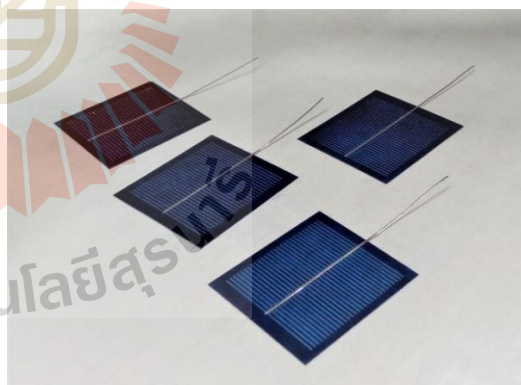
อีกว่าในการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots จะมีต้นทุนการผลิตที่น้อยกว่าเซลล์แสงอาทิตย์โครงสร้าง p/n/SiNx อยู่ 0.56 บาท/วัตต์ เนื่องจากกำลังไฟฟ้าที่ได้มีค่าที่สูงกว่า ซึ่งส่งผลให้มีต้นทุนการผลิตมีค่าที่ต่ำ ดังนั้นจึงแสดงให้เห็นว่าเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots มีความคุ้มค่าในเชิงเศรษฐศาสตร์ในการนำฟิล์มบาง Si dots มาผลิตเป็นชั้นรับแสงให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ได้

4.5 การสร้างแผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ขนาดไม่น้อยกว่า 3 วัตต์

เมื่อนำเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots มาจำแนกด้วยค่าทางไฟฟ้า เพื่อนำมาประกอบเป็นแผงเซลล์ ขั้นตอนเริ่มต้นจากการนำแผ่นเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots มาเชื่อมต่อขั้วโลหะ (Ribbon) ด้วยการบัดกรีแสดงในรูปที่ 4.12 จากนั้นออกแบบและจัดเรียงเซลล์เพื่อให้ได้กำลังไฟฟ้าไม่ต่ำกว่า 3 วัตต์ แสดงในรูปที่ 4.13 ในการออกแบบประกอบแผงเซลล์แสงอาทิตย์แผงที่ 1 เลือกใช้แผ่นเซลล์ขนาด $3 \times 3 \text{ cm}^2$ จำนวน 42 แผ่น เพื่อนำมาต่ออนุกรมจำนวน 14 แผ่น และขนานกัน 3 แถว และแผงเซลล์ที่ 2 เลือกใช้แผ่นเซลล์ขนาด $5 \times 5 \text{ cm}^2$ ต่ออนุกรมจำนวน 20 แผ่น

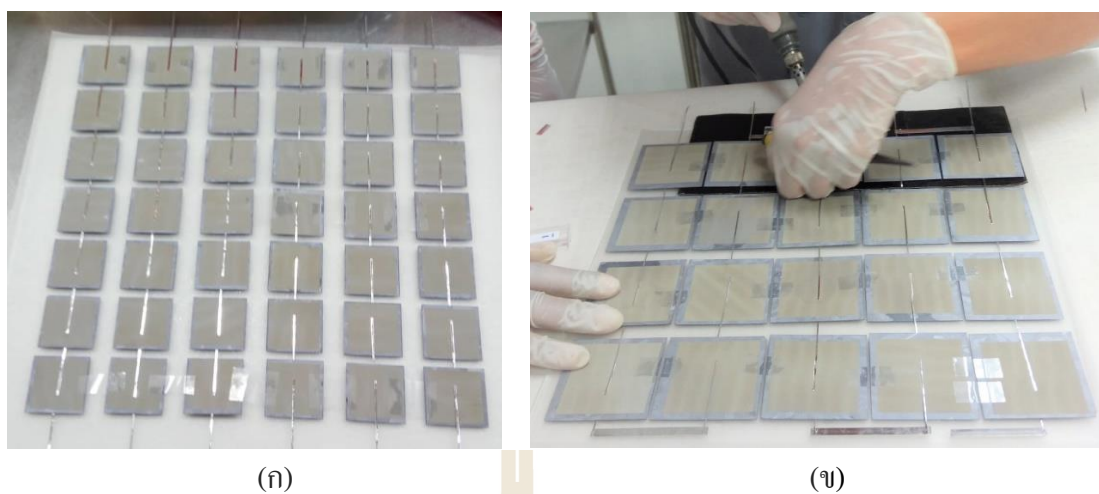


(ก)



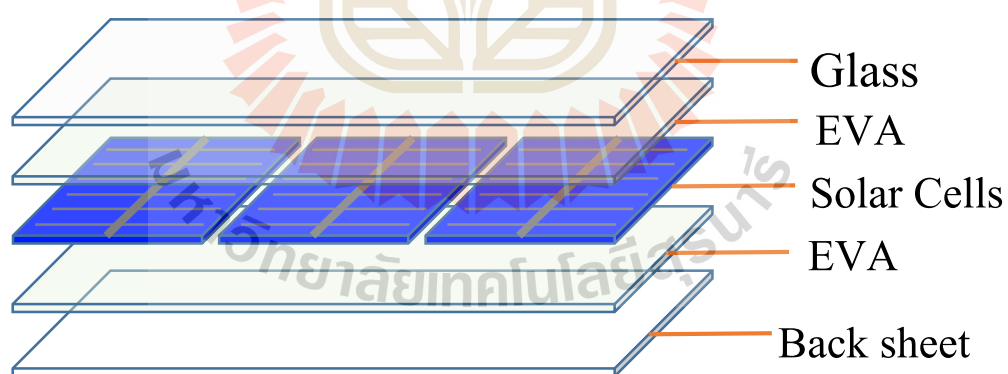
(ข)

รูปที่ 4.12 (ก) การเชื่อมต่อโลหะ Ribbon กับเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยการบัดกรี (ข) เซลล์แสงอาทิตย์ที่ต่อโลหะ Ribbon แล้ว



รูปที่ 4.13 การจัดเรียงแผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ขนาด (ก) $3 \times 3 \text{ cm}^2$ และขนาด (ข) $5 \times 5 \text{ cm}^2$

เซลล์แสงอาทิตย์ที่ถูกจัดเรียงถูกประกบด้วยแผ่น Ethylene vinyl acetate (EVA) หลังจากนั้น จะถูกประกบด้วยแผ่นกระจก Tempered และแผ่น Back sheet ตามลำดับในขั้นตอนสุดท้าย แสดงแผนภาพในรูปที่ 4.14

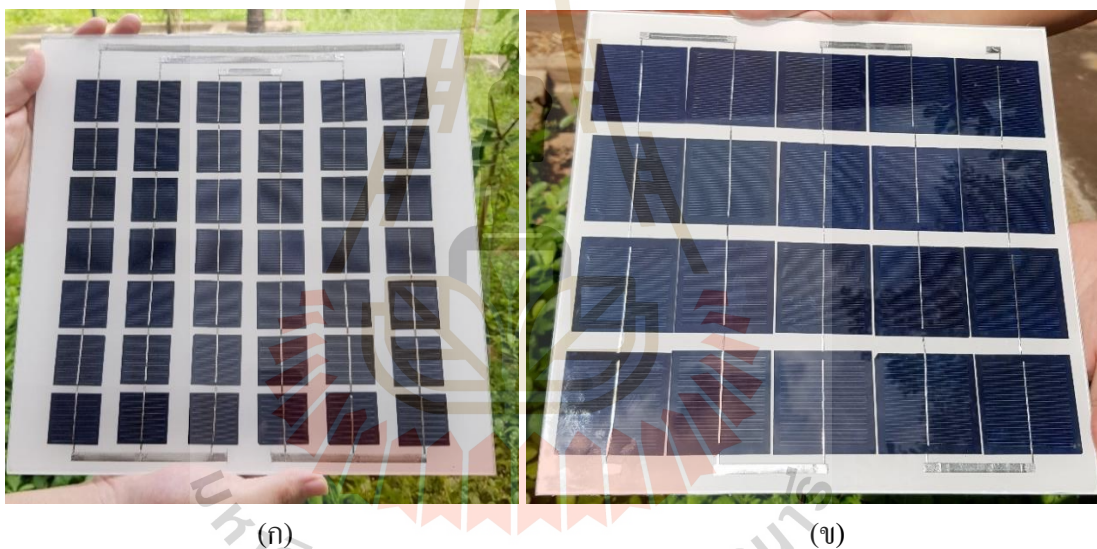


รูปที่ 4.14 แผนภาพการเรียงลำดับการประกอบแผงเซลล์แสงอาทิตย์

จากนั้นทำการ Laminate แผงเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยเครื่อง Laminator ที่แรงกดขนาด 70 kPa ที่อุณหภูมิ 2 ระดับ เริ่มต้นใช้อุณหภูมิ 145°C จากนั้นเพิ่มอุณหภูมิเป็น 150°C ด้วยเวลา 9 นาที แสดงเครื่อง Laminate ในรูปที่ 4.15 จากนั้นจะได้โมแผงเซลล์แสงอาทิตย์แสดงในรูปที่ 4.16



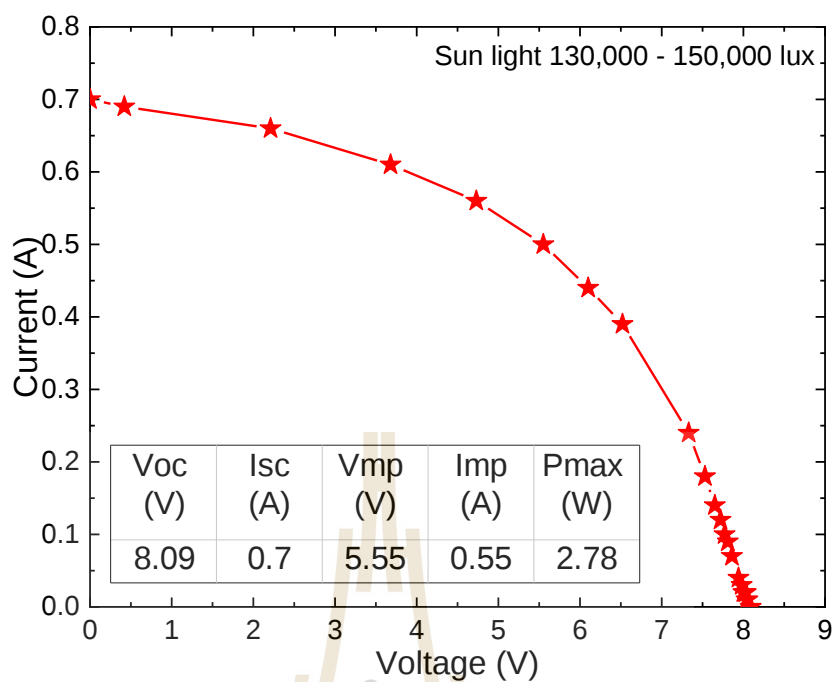
รูปที่ 4.15 การทำ Laminate แผงเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยเครื่อง Laminator



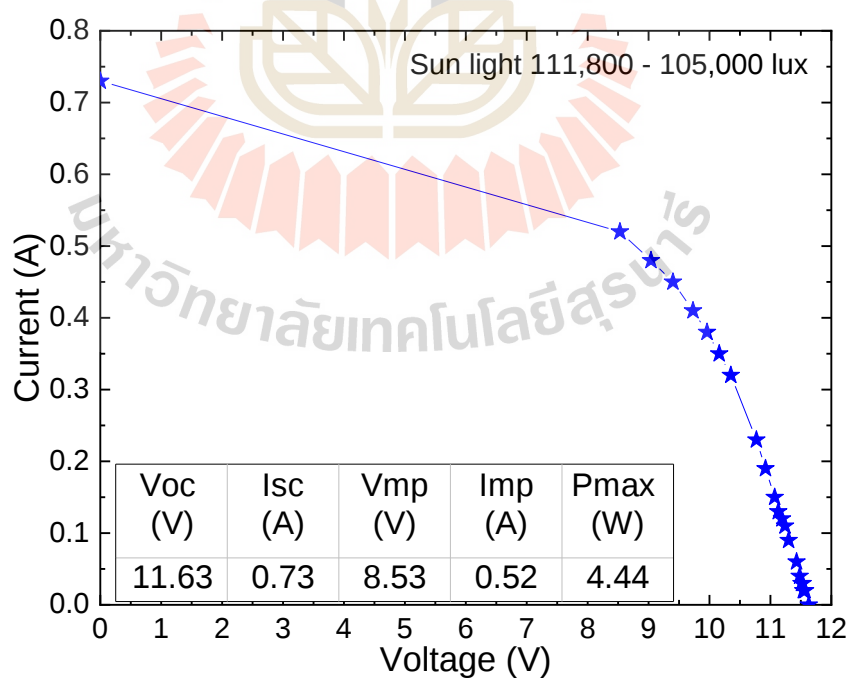
รูปที่ 4.16 แผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ประกอบด้วยเซลล์ขนาด

(ก) $3 \times 3 \text{ cm}^2$ และขนาด (ข) $5 \times 5 \text{ cm}^2$

แผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่สร้างขึ้นนำมาวัดคุณสมบัติทางไฟฟ้าด้วยแสงตอนเที่ยงวันจากดวงอาทิตย์จริง โดยแผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่ประกอบด้วยเซลล์ขนาด $3 \times 3 \text{ cm}^2$ และขนาด $5 \times 5 \text{ cm}^2$ แสดงผลทางไฟฟ้าในกราฟรูปที่ 4.17 และ 4.18 ตามลำดับ



รูปที่ 4.17 ผลทางไฟฟ้าของแผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่ประกอบด้วยเซลล์ขนาด $3 \times 3 \text{ cm}^2$



รูปที่ 4.18 ผลทางไฟฟ้าของแผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่ประกอบด้วยเซลล์ขนาด $5 \times 5 \text{ cm}^2$

จากการวัดค่าทางไฟฟ้าภายใต้แสงสภาวะจริง พบว่าแผงที่มีเซลล์ขนาด $3 \times 3 \text{ cm}^2$ มีค่ากำลังไฟฟ้าเท่ากับ 2.78 วัตต์ มี V_{mp} เท่ากับ 5.55 V และ I_{mp} เท่ากับ 0.55 A กรณีแผงเซลล์ที่ประกอบด้วยเซลล์ขนาด $5 \times 5 \text{ cm}^2$ ให้กำลังไฟฟ้าเท่ากับ 4.44 วัตต์ มี V_{mp} เท่ากับ 8.53 V และ I_{mp} เท่ากับ 0.52 A



บทที่ 5

สรุปงานวิจัยและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปงานวิจัย

5.1.1 สามารถผลิตผงซิลิคอนที่มีขนาดอนุภาคเท่ากับ $4.2\ \mu\text{m}$ จากแผ่นซิลิคอนที่เสียหาย ด้วยกระบวนการบดด้วยลูกบอลเซอร์โคเนีย และได้ขนาดเฉลี่ยของเกรนผลึกของผงซิลิคอนเท่ากับ $112\ \text{nm}$

5.1.2 สามารถผลิตฟิล์มบางซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัทจาก สารละลายโซล-เจล ด้วยเทคนิคการเคลือบด้วยแรงเหวี่ยง มีความหนาเฉลี่ยของฟิล์มบางประมาณ $180\ \text{nm}$

5.1.3 ฟิล์มบางซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัทให้ผลทดสอบเชิง โครงสร้างด้วยเทคนิค XRD พบว่าเกรนผลึกของซิลิคอนและซิงค์ออกไซด์ที่มีโครงสร้างผลึกแบบ Simple cubic และ Hexagonal wurtzite ตามลำดับ ขนาดเฉลี่ยเกรนผลึกของซิลิคอนและซิงค์ออกไซด์ จากการคำนวณด้วยสมการ Scherrer พบว่า ขนาดเฉลี่ยเกรนผลึกของซิลิคอนมีค่าที่มากขึ้นตาม ปริมาณผงซิลิคอนที่มากขึ้นจากขนาด $64\ \text{nm}$ เพิ่มขึ้นเป็น $155\ \text{nm}$ แต่ขนาดเฉลี่ยเกรนผลึกของซิงค์ออกไซด์มีขนาดเกรนผลึกที่เปลี่ยนแปลงเล็กน้อยอยู่ในช่วง $18.9 - 25.1\ \text{nm}$ นอกจากนี้ยังพบความเครียดที่เกิดขึ้นในฟิล์มบาง ซึ่งพบว่าผลึกซิลิคอนมีความเครียดเป็นแบบกดยกเว้นในเงื่อนไขฟิล์มบางที่มี ผงซิลิคอนเท่ากับ $0.095\ \text{g}$ จะมีค่าความเครียดเป็นแบบดึง แต่ผลึกของซิงค์ออกไซด์จะมีความเครียด เป็นแบบกดทั้งหมด ยกเว้นเงื่อนไขฟิล์มบางที่มีผงซิลิคอนเท่ากับ $0.095\ \text{g}$, $0.18\ \text{g}$ และ $0.2\ \text{g}$ จะมีความเครียดเป็นแบบดึง

5.1.4 ฟิล์มบางซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัทเมื่อนำมาทดสอบผลทาง ไฟฟ้า พบว่าในเงื่อนไขการวัดในสภาวะสว่างด้วยเทคนิค 2 probe ของฟิล์มบาง พบว่าความ หนาแน่นกระแสไฟฟ้าของฟิล์มบางในเงื่อนไขที่มีปริมาณผงซิลิคอนตั้งแต่ $0\ \text{g} - 0.08\ \text{g}$ จะมีความ หนาแน่นกระแสไฟฟ้าที่มากขึ้น เมื่อเปรียบเทียบกับเงื่อนไขที่มีผงซิลิคอนที่มากกว่านี้ ซึ่งเป็นผลมา จากเกิดการดักจับของพาหะที่บริเวณผิวสัมผัสระหว่างผลึกและออกไซด์

5.1.5 สำหรับการวิเคราะห์ทางแสงของฟิล์มบางซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัทพบว่าฟิล์มบาง ที่มีปริมาณผงซิลิคอนที่มากขึ้นจะส่งผลให้ค่าการสะท้อนแสงกลับมีค่าที่มากขึ้น แต่ค่าการทะลุ ผ่านของแสงมีค่าลดลง ค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงและค่าแถบพลังงานช่องว่างพบว่ามี การเลื่อนเกิดขึ้นสำหรับฟิล์มบางที่มีปริมาณผงซิลิคอนตั้งแต่ $0.085\ \text{g} - 0.2\ \text{g}$ โดยสามารถเลื่อนค่าไปที่

1.4 eV นอกจากนี้ยังพบอีกว่าค่าดัชนีหักเหของแสงของฟิล์มบางนี้มีค่าที่น้อยกว่าผลึกซิลิคอน ซึ่งบ่งบอกได้ว่าฟิล์มบางนี้สามารถนำมาประยุกต์เป็นชั้นรับแสงของเซลล์แสงอาทิตย์ได้

5.1.6 สามารถผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ที่ให้ค่าประสิทธิภาพสูงกว่าเซลล์โครงสร้างรอยต่อ p/n อยู่ 2.17% ที่เงื่อนไข p/n/SiNx/ZnO:Bi/0.01g/ZnO:Bi และยังพบว่า เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีฟิล์มบางซิลิคอนคอตที่มีปริมาณผงซิลิคอนมาก จะส่งผลต่อการลดลงของความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าเป็นอย่างมาก ทำให้การแปลงพลังงานแสงอาทิตย์มีค่าลดลง อย่างไรก็ตาม การที่มีฟิล์มบาง Si dots สามารถปรับปรุงค่า Fill factor และจากการคำนวณทางเศรษฐศาสตร์ พบว่าเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ในเงื่อนไข p/n/SiNx/ZnO:Bi/0.01g/ZnO:Bi จะมีต้นทุนการผลิตน้อยกว่าเซลล์แสงอาทิตย์รอยต่อพี-เอ็นที่มีซิลิคอนในโตรอยู่ด้านบนอยู่ 0.56 บาท/วัตต์ หรือ 0.6% เมื่อเทียบกับต้นทุนการผลิตโครงสร้างรอยต่อ p/n

5.1.7 สามารถผลิตแผงเซลล์แสงอาทิตย์ที่ใช้แผ่นเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีชั้นฟิล์มบางรับแสง Si dots ขนาดแผ่น $3 \times 3 \text{ cm}^2$ และขนาด $5 \times 5 \text{ cm}^2$ ได้ โดยสามารถให้กำลังไฟฟ้าสูงสุดมากกว่า 2.5 วัตต์ และ 4 วัตต์ ตามลำดับ

5.2 ข้อเสนอแนะ

5.2.1 ในช่วงที่เตรียมสารละลายโซล-เจลซึ่งค็อกซ์ไฮด์เจือบิสมัท พบว่าสารละลายเมื่อทำการบ่มเป็นเวลา 24 ชั่วโมง พบว่าบางครั้งเกิดตะกอนที่รวดเร็วกว่าปกติ มีความเป็นไปได้ที่เกิดจากความสะอาดของภาชนะ อุณหภูมิการกวนสาร และวิธีเก็บรักษาไม่เหมาะสม ดังนั้นจึงต้องควบคุมปัจจัยเหล่านี้ให้คงที่

5.2.2 ในช่วงที่ทำการเคลือบฟิล์มบางซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ซึ่งค็อกซ์ไฮด์ ฟิล์มบางที่ได้ออกมาบางครั้งจะมีการกระจายตัวกันของผงซิลิคอนเป็นก้อนเล็กๆ บนผิวฟิล์ม เนื่องจากภายในสารละลายเกิดการตกตะกอนที่รวดเร็ว ดังนั้นจำเป็นต้องมีการร่อนผงซิลิคอนก่อนนำมาใส่ในสารละลาย และอาจเขย่าสารด้วยเครื่อง Ultrasonic ที่ใช้เวลามากกว่า 10 นาที

5.2.3 การสร้างขั้วโลหะด้วยเทคนิคการพิมพ์ลายจำเป็นต้องสร้างขั้วโลหะให้ตรงกับบริเวณที่มีการเปิดช่องชั้นฟิล์ม เนื่องจากเมื่อทำการอบขั้วโลหะด้วยเครื่อง Fast firing จะทำให้ขั้วโลหะสามารถแพร่เข้าสู่เนื้อเซลล์แสงอาทิตย์ได้

รายการอ้างอิง

- ธีระพงษ์ พวงมะลิ (2557). **นาโนฟิสิกส์ NANOPHYSICS**. กรุงเทพฯ. Mc Graw Hill Education.
- เพ็ญวิสาข์ พิสิฐฐศักดิ์ (2558). การใช้กระบวนการโซลเจลเพื่อเพิ่มสมบัติของสิ่งทอ : ผ้าสะท้อนน้ำและน้ำมัน. **Thai Journal of Science and Technology**. 4(1): 46-63.
- Agnieszka, K.-R., and Teofil, J. (2014). Zinc Oxide-From Synthesis to Application: A Review. **Materials (Basel, Switzerland)**. 7(4): 2833-2881.
- Barbagiovanni, E.G., Lockwood, D.J., Simpson, P.J., and Goncharova, L.V. (2014). Quantum confinement in Si and Ge nanostructures: Theory and experiment. **Applied Physics Reviews**. 1(1): 011302.
- Castaldo, A., Antonaia, A., and Addonizio, M.L. (2014). Synthesis of silicon quantum dots in zinc silicate matrix by low-temperature process: Optical, structural and electrical characterization. **Thin Solid Films**. 562: 172-180.
- Conibeer, G., and et al. (2008). Silicon quantum dot nanostructures for tandem photovoltaic cells. **Thin Solid Films**. 516(20): 6748-6756.
- Ewa, K.-R., and Piotr, O. (2010). Chemical Treatment of Crystalline Silicon Solar Cells as a Method of Recovering Pure Silicon from Photovoltaic Modules. **Renewable Energy**. 35(8): 1751-1759.
- Fernández, L.J., Ferrer, R., Aponte, D.F., and Fernández, P. (2011). Recycling silicon solar cell waste in cement-based systems. **Solar Energy Materials and Solar Cells**. 95(7): 1701-1706.
- Fangsuwannarak, T., and Khunchana, K. (2013). Optical properties of nano-crystalline silicon films prepared by using sol-gel spin coating process. **Romanian Review Precision Mechanics, Optics and Mechatronics**. 106 - 110
- Fangsuwannarak, T., Khunchana, K., and Rattanachan, S.T. (2013). Optical Band Gaps and Electrical Conductance of Si Nanocrystals in SiO₂ Matrix for Optoelectronic Applications. **Key Engineering Materials**. 545: 134-140
- Green, M.A. (1992). **SOLAR CELLS operating Principles, Technology and System Applications**. Kensington, NSW. The University of New South Wales.

- Green, M.A., and Keevers M.J. (1995). Optical Properties of Intrinsic Silicon at 300 K. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**. 3(3): 189-192
- Hadis, M., and Ümit Ö. (2009). **Zinc Oxide Fundamentals, Materials and Device Technology**. Weinheim. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA.
- Hao, X.J., and et al. (2009). Effects of Si-rich oxide layer stoichiometry on the structural and optical properties of Si QD/SiO₂multilayer films. **Nanotechnology**. 20(48): 485703.
- He, C., Sasaki, T., Usui, H., Shimizu, Y., and Koshizaki, N. (2007). Fabrication of ZnO nanoparticles by pulsed laser ablation in aqueous media and pH-dependent particle size: An approach to study the mechanism of enhanced green photoluminescence. **Journal of Photochemistry and Photobiology A: Chemistry**. 191(1): 66-73
- Hubbard, C.R., Swanson, H.E., and Mauer, F.A. (1975). A silicon powder diffraction standard reference material. **Journal of Applied Crystallography**. 8(1): 45-48.
- Jacques I.P. (1997). **Optical Processes in Semiconductors**. New York. Dover publications.
- Ji, Z., Zhao, S., Wang, C., and Liu, K. (2005). ZnO nanoparticle films prepared by oxidation of metallic zinc in H₂O₂ solution and subsequent process. **Materials Science and Engineering: B**. 117(1): 63-66
- Kaewphoka, J., Fangsuwannarak T., and Rattanachan, S.T. (2014). Synthesis of surfactant-assisted nanostructured Bi-doped Zinc oxide for photo-sensing application. **2014 11th International Conference on Electrical Engineering/Electronics, Computer, Telecommunications and Information Technology (ECTI-CON)**.
- Khan, M.I., Bhatti, K. A., Qindeel, R., Alonizan, N., and Althobaiti, H.S. (2017). Characterizations of multilayer ZnO thin films deposited by sol-gel spin coating technique. **Results in Physics**. 7: 651-655.
- Kasap, S.O. (2009). **Principles of Electronic Materials and Devices**. New York. Mc Graw-Hill
- Kibria, M., Ahammed, A., Saad, M., Sony, F., and Hossain, S.-U.-I. (2015). A Review: Comparative studies on different generation solar cells technology. **Proceedings of 5th International Conference on Environmental Aspects of Bangladesh [ICEAB 2015]**.
- Kole, A., and Chaudhuri, P. (2014). Growth of silicon quantum dots by oxidation of the silicon nanocrystals embedded within silicon carbide matrix. **AIP Advances**. 4(10): 107106

- Krongarrom, P., Rattanachan, S.T., and Fangsuwannarak, T. (2012). ZnO Doped with Bismuth in case of In-Phase Behavior for Solar Cell Application. **ENGINEERING JOURNAL**. 16(3): 59-70.
- Kunchana, K., and Fangsuwannarak, T. (2012). Thin film preparation of silicon nanocrystals embedded in silicon oxide by sol-gel method. **2012 9th International Conference on Electrical Engineering/Electronics, Computer, Telecommunications and Information Technology**.
- Kuo, K.-Y., Hsu, S.-W., Chuang, W.-L., and Lee, P.-T. (2012). Formation of nano-crystalline Si quantum dots in ZnO thin-films using a ZnO/Si multilayer structure. **Materials Letters**. 68: 463-465.
- Lee, S.H., and et al. (2017). Ultraviolet responses of a heterojunction Si quantum dot solar cell. **Nanotechnology**. 28(3): 035402.
- Rattanawichai, P., Fangsuwannarak, T., Phatthanakun, R., and Rattanachan, S.T. (2018). High photocurrent gain of spherical nano-crystalline ZnO:Bi film for advanced solar cells application. **Chiang Mai J. Sci.** 45(5): 1995-2004.
- Pi, X., Li, Q., Li, D., and Yang, D. (2011). Spin-coating silicon-quantum-dot ink to improve solar cell efficiency. **Solar Energy Materials and Solar Cells**. 95(10): 2941-2945.
- Salem, J.K., and Hammad, T.M. (2009). The effect of surfactants on the particle size and optical properties of precipitated ZnO nanoparticles. **Journal of Materials Science and Engineering**. 3: 38-43
- Wenham, S.R., Green, M.A., Watt, M.E., and Corkish, R. (2006). **Applied Photovoltaic**. New York. Taylor & Francis.
- Wolkin, M.V., Jorne, J., Fauchet, P.M., Allan, G., and Delerue, C. (1999). Electronic States and Luminescence in Porous Silicon Quantum Dots: The Role of Oxygen. **Physical Review Letters**. 82(1): 197-200.
- Zhong, J.B., and et al. (2013). Improved photocatalytic performance of ZnO prepared by sol-gel method with the assistance of CTAB. **Materials Letters**. 91: 301-303.

ภาคผนวก ก

การทำความสะอาดแผ่นฐานซีดีคอนด้วยหลักการ

Radio corporative of America

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

การทำความสะอาดแผ่นฐานซิลิคอนด้วยหลักการ Radio corporative of America

การทำความสะอาดแผ่นฐานซิลิคอนเป็นพื้นฐานที่สำคัญอย่างแรก ในการทำงานวิจัยเซลล์แสงอาทิตย์ ในงานวิจัยนี้ได้เลือกวิธีการทำความสะอาดแผ่นฐานซิลิคอนด้วยวิธี Radio corporative of America (RCA) ซึ่งมีขั้นตอนการทำความสะอาดดังต่อไปนี้

ก.1 การทำความสะอาดแผ่นฐานซิลิคอนด้วย RCA 1

RCA 1 เป็นกระบวนการทำความสะอาดแผ่นฐาน เพื่อกำจัดสารอินทรีย์ที่อยู่บนพื้นผิวของแผ่นฐานออก โดยนำแผ่นฐานมาแช่ในสารละลาย ที่ประกอบด้วย น้ำ $\text{Di H}_2\text{O}_2$ และ NH_4OH มีสัดส่วนเท่ากับ 5 : 1 : 1 ที่อุณหภูมิ 70°C นาน 10 นาที หลังจากนั้นล้างออกด้วยน้ำ Di

ก.2 การทำความสะอาดแผ่นฐานซิลิคอนด้วย RCA 2

RCA 2 เป็นกระบวนการทำความสะอาดแผ่นฐาน เพื่อกำจัดไอออนของโลหะที่อยู่บนพื้นผิวของแผ่นฐานออก โดยนำแผ่นฐานมาแช่ในสารละลาย ที่ประกอบด้วย น้ำ $\text{Di H}_2\text{O}_2$ และ HCl มีสัดส่วนเท่ากับ 5 : 1 : 1 ที่อุณหภูมิ 70°C นาน 10 นาที หลังจากนั้นล้างออกด้วยน้ำ Di และทำเป่าให้แห้งด้วยแก๊สไนโตรเจน

ภาคผนวก ข

การคำนวณสัดส่วนสารตั้งต้นสำหรับการสังเคราะห์สารละลายโซล-เจล

ซึ่งคือออกไซด์เจือบิสมัท

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

การคำนวณสัดส่วนสารตั้งต้นสำหรับการสังเคราะห์สารละลายซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัท

ตารางที่ ข.1 มวลโมเลกุลและความหนาแน่นของสารตั้งต้นที่ใช้

สารตั้งต้น	สูตรเคมี	มวล โมเลกุล (g/mol)	ความ บริสุทธิ์ (%)	ความ หนาแน่น (g/ml)
ซิงค์อะซิเตตไดไฮเดรต Zinc acetate dihydrate (ZnAc)	$\text{Zn}-(\text{CH}_3\text{COO})_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$	219.49	99.5	1.735
เอทิลีนไกลคอล Ethylene glycol (EG)	$\text{CH}_2\text{OHCH}_2\text{OH}$	62.07	99.5	1.113
โมโนเอทานอลเอมีน Mono-ethanolamine (MEA)	$\text{NH}_2\text{C}_2\text{H}_4\text{OH}$	61.08	99	1.020
บิสมัทไนเตรตเพนตะไฮเดรต Bismuth nitrate penta hydrate (Bi)	$\text{Bi}(\text{NO}_3)_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$	485.07	98	2.900
เซทิลไตรเมทิลแอมโมเนียมโบไมด์ Cetyltrimethyl ammonium bromide (CTAB)	$\text{C}_{19}\text{H}_{42}\text{BrN}$	364.45	96	-

ข.1 การคำนวณการเตรียมสารละลาย MEA ใน EG

การเตรียมสารละลาย MEA ใน EG ใช้สัดส่วนของ MEA : EG เท่ากับ 0.7M : 1M

วิธีเตรียม

- พิจารณาความบริสุทธิ์ ของ MEA มีค่าเท่ากับ 99%

จากสารตั้งต้น MEA 100 g มีเนื้อสารคิดเป็น 99 g

ดังนั้น จากความหนาแน่น MEA 1.02 g/ml มีเนื้อสารคิดเป็น 1.0098 g/ml

จากสารละลาย MEA 1 ml มีน้ำหนักสาร 1.0098 g

คิดเป็นปริมาตรของ MEA 1000 ml จะมีน้ำหนักสาร $1.0098 \times 1000 = 1009.8$ g

- พิจารณามวลโมเลกุลของ MEA

จากน้ำหนักสารตั้งต้น MEA 61.08 g คิดเป็น 1 mol

ถ้า MEA มีน้ำหนัก 1009.8 g จะคิดเป็น $1009.8/61.08=16.532$ mol

ดังนั้นจึงได้ความเข้มข้นของ MEA ในขวดเท่ากับ 16.532 mol/1000ml หรือ 16.532 M

- ต้องการเตรียม MEA 0.7M ละลายใน EG 100 ml

จากสมการ (ข.1)

$$C_1 V_1 = C_2 V_2 \quad (\text{ข.1})$$

โดยที่ C_1 คือ ความเข้มข้นเริ่มต้น (ความเข้มข้นจากขวด)

C_2 คือ ความเข้มข้นสุดท้าย (ความเข้มข้นที่ต้องการ)

V_1 คือ ปริมาตรเริ่มต้น (ปริมาตร MEA จากขวดต้องใช้)

V_2 คือ ปริมาตรสุดท้าย (ปริมาตรสารที่ต้องการ)

แทนค่าลงในสมการจะได้ว่า

$$16.532 \times V_1 = 0.7 \times 100$$

$$V_1 = 4.234 \text{ ml}$$

ดังนั้นต้องเตรียม MEA 4.234 ml แล้วเติม EG เพื่อให้ได้ปริมาตร 100 ml

ข.2 การเตรียมสาร ZnAc

การเตรียมสารละลาย ZnAc ใน MEA + EG โดยมีสัดส่วนของ ZnAc : MEA เท่ากับ 1 M : 1 M และมีสัดส่วนของ ZnAc : EG เท่ากับ 0.7 M : 1 M

วิธีเตรียม

- พิจารณามวลโมเลกุลของ ZnAc

จากสารตั้งต้น ZnAc	1 mol	มีน้ำหนัก	219.49 g
ถ้าใช้สารตั้งต้น ZnAc	0.7 mol	คิดเป็นน้ำหนัก	153.64 g

- ทำการเตรียม ZnAc ในสารละลาย MEA + EG ปริมาตร 25 ml

จากในสารละลาย MEA + EG	1000 ml ใช้ปริมาณสาร ZnAc	153.64 g
------------------------	---------------------------	----------

ถ้าทำการเตรียม MEA + EG 25 ml จะใช้ปริมาณสาร ZnAc $\frac{153.64 \times 25}{1000} = 3.841 \text{ g}$

- พิจารณาความบริสุทธิ์ ของ ZnAc มีค่าเท่ากับ 99.5%

สารตั้งต้น ZnAc บริสุทธิ์ 99.5 g คือน้ำหนักสาร ZnAc 100 g

ถ้าใช้สาร ZnAc 3.841 g จะคิดเป็นน้ำหนัก $\frac{100 \times 3.841}{99.5} = 3.86 \text{ g}$

ดังนั้นต้องมีสาร ZnAc น้ำหนัก 3.86 g ละลายอยู่ในสารละลาย MEA + EG ปริมาตร 25 ml

ข.3 การเตรียมสาร Bismuth nitrate penta hydrate (Bi) ละลายใน EG ให้มีความเข้มข้นของ Bi เท่ากับ 0.125 M ในปริมาตร 10 ml และการคำนวณปริมาณสารละลาย Bi + EG ที่ละลายอยู่ในสารละลายโซลเจลให้มีจำนวน atom% ของบิสมัทเท่ากับ 0.2 at%

- พิจารณามวลโมเลกุลของ Bi

สารตั้งต้น Bi จำนวน 1 mol มีน้ำหนัก 485.07 g

ถ้าสารตั้งต้น Bi จำนวน 0.125 mol คิดเป็นน้ำหนัก $485.07 \times 0.125 = 60.634 \text{ g}$

- พิจารณาความบริสุทธิ์ของ Bi มีค่าเท่ากับ 98%

สารตั้งต้น Bi บริสุทธิ์ 98 g คือน้ำหนักสาร Bi 100 g

ถ้าใช้สาร Bi 60.634 g จะคิดเป็นน้ำหนัก $\frac{100 \times 60.634}{98} = 61.871 \text{ g}$

- ทำการเตรียม Bi ในสารละลาย EG ปริมาตร 10 ml

จากในสารละลาย EG 1000 ml ใช้ปริมาณสาร Bi 61.871 g

ถ้าทำการเตรียม EG 10 ml จะใช้ปริมาณสาร ZnAc $\frac{61.871 \times 10}{1000} = 0.619 \text{ g}$

- การคำนวณ atom% ของบิสมัทให้มีค่าเท่ากับ 0.2 at% ในสารละลายโซลเจล

จากสมการ

$$\frac{[\text{Bi}]}{[\text{Bi}] + [\text{ZnAc}]} \times 100 = \text{at\%} \quad (\text{ข.2})$$

โดยที่ [Bi] คือ ความเข้มข้นของ Bismuth nitrate penta hydrate
 [ZnAc] คือ ความเข้มข้นของ Zinc acetate dehydrate มีค่าเท่ากับ 0.7 M

แทนค่าลงในสมการที่ ข.2

$$\frac{[Bi]}{[Bi]+0.7M} \times 100 = 0.2\text{at\%}$$

$$[Bi] = \frac{(0.2\text{at\%}) \times ([Bi] + 0.7M)}{100}$$

$$[Bi] = 0.002[Bi] + 0.0014$$

จะได้ $[Bi] = 0.001403 \text{ M}$

ดังนั้นสารละลายโซลเจลต้องมีความเข้มข้นของ Bi เท่ากับ 0.001403 M จึงมีจำนวน atom% ของบิสมัทเท่ากับ เท่ากับ 0.2 at%

- การคำนวณปริมาณสาร Bi + EG ละลายในสารละลายโซลเจลปริมาตร 25 ml

-

จากสมการ

$$C_1 V_1 = C_2 V_2$$

จะได้ $V_1 = \frac{0.00143 \times 25}{0.125} = 0.02806 \text{ ml}$

ดังนั้นต้องมีสารละลาย Bi + EG ที่มีความเข้มข้น 0.125 M ปริมาตร 0.02806 ml ละลายอยู่ในสารละลายโซลเจลปริมาตร 25 ml เพื่อให้ได้จำนวน atom% ของบิสมัทเท่ากับ 0.2at%

ข.4 การเตรียมสาร Cetyltrimethyl ammonium bromide (CTAB) ละลายใน EG ให้มีความเข้มข้นของ CTAB เท่ากับ 0.1 M ในปริมาตร 10 ml และการคำนวณปริมาณสารละลาย CTAB + EG ที่ละลายอยู่ในสารละลายโซลเจล ให้มีจำนวน wt% ของ CTAB เท่ากับ 0.3 wt%

- พิจารณามวลโมเลกุลของ CTAB

สารตั้งต้น CTAB จำนวน 1 mol มีน้ำหนัก 364.45 g

ถ้าสารตั้งต้น CTAB จำนวน 0.1 mol จะมีน้ำหนัก $364.45 \times 0.1 = 36.445 \text{ g}$

- พิจารณาความเข้มข้นของ CTAB 0.1 M ละลายใน EG

ในสารตั้งต้น CTAB ปริมาตร 1000 ml CTAB มีน้ำหนัก 36.445 g

ถ้าสารตั้งต้น CTAB ปริมาตร 10 ml CTAB จะมีน้ำหนัก $\frac{36.445 \times 10}{1000} = 0.36445 \text{ g}$

- พิจารณาความบริสุทธิ์ของ CTAB มีค่าเท่ากับ 96%

สารตั้งต้น CTAB บริสุทธิ์ 96 g คือน้ำหนักสาร CTAB 100 g

ถ้าใช้สาร CTAB 0.36445 g จะคิดเป็นน้ำหนัก $\frac{100 \times 0.36445}{96} = 0.3796 \text{ g}$

ดังนั้นต้องเตรียมสาร CTAB จำนวน 0.3796 g ละลายอยู่ใน EG 10 ml

- พิจารณามวลโมเลกุลของ CTAB ละลายในสารละลายโซลเจล

สารตั้งต้น CTAB น้ำหนัก 364.45 g คิดเป็น 1 mol

ถ้าสารตั้งต้น CTAB น้ำหนัก 0.3 g จะคิดเป็น $\frac{0.3}{364.45} = 0.000823 \text{ mol}$

- พิจารณาความเข้มข้นของ CTAB 0.3 wt% (0.3g/100ml) ละลายในสารละลายโซลเจล

ในสารตั้งต้น CTAB ปริมาตร 100 ml มี CTAB จำนวน 0.000823 mol

ถ้าสารตั้งต้น CTAB ปริมาตร 1000 ml จะมี CTAB จำนวน $\frac{0.000823 \times 1000}{100} = 0.00823 \text{ mol}$

ดังนั้นสารละลายโซลเจลต้องมีความเข้มข้นของ CTAB เท่ากับ 0.00823 M จึงมีจำนวน wt% ของ CTAB เท่ากับ 0.3 wt%

- การคำนวณปริมาตรสาร CTAB + EG ละลายในสารละลายโซลเจลปริมาตร 25 ml

จากสมการ

$$C_1 V_1 = C_2 V_2$$

จะได้

$$V_1 = \frac{0.00823 \times 25}{0.1} = 2.057 \text{ ml}$$

ดังนั้นต้องมีสารละลาย CTAB + EG ที่มีความเข้มข้น 0.1 M ปริมาตร 2.057 ml ละลายอยู่ในสารละลายโซลเจลปริมาตร 25 ml เพื่อให้ได้จำนวน wt% ของ CTAB เท่ากับ 0.3 wt%



ภาคผนวก ค

การคำนวณหาขนาดผลึก **Relative intensity** พารามิเตอร์โครงสร้างผลึก
และค่าความเครียดตามแนวแกนซี ของผลึกซิลิคอนและผลึกซิงค์ออกไซด์
จากการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD)

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

การคำนวณหาขนาดผลึก Relative intensity พารามิเตอร์โครงสร้างผลึก และค่าความเครียดตามแนวแกนซี ของผลึกซิลิคอนและผลึกซิงค์ออกไซด์ จากการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD)

ค.1 ตัวอย่างการคำนวณหาขนาดผลึก

พิจารณาเลือกตัวอย่างฟิล์มบางซิลิคอนคอกทในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์เจือบิสมาท์ที่มีปริมาณผงซิลิคอนเท่ากับ 0.05 g

จากสมการ

$$d = \frac{k^* \lambda}{B \cos \theta} \quad (\text{ค.1})$$

โดยที่ d คือ ขนาดของผลึก [nm]

k^* คือ ค่าคงที่ขึ้นกับรูปร่างของผลึกมีค่าเท่ากับ 0.9

λ คือ ความยาวคลื่นของรังสีเอ็กซ์ (1.5418 Å)

B คือ Full width at half maximum (FWHM) [เรเดียน]

θ คือ มุมของยอดที่พิจารณาคือ [องศา]

- สำหรับผลึกซิลิคอนเลือกพิจารณาที่ระนาบ (111)

จะได้

$$d_{(111)} = \frac{0.9 \times 1.5418 \times 10^{-10}}{\left(0.072 \times \frac{\pi}{180}\right) \times \cos\left(\frac{28.60}{2}\right)}$$

$$d_{(111)} = 1.13954 \times 10^{-7} = 114 \text{ nm}$$

- สำหรับผลึกซิงค์ออกไซด์เลือกพิจารณาที่ระนาบ (002)

จะได้

$$d_{(002)} = \frac{0.9 \times 1.5418 \times 10^{-10}}{(0.383 \times \frac{\pi}{180}) \times \cos(\frac{34.604}{2})}$$

$$d_{(002)} = 2.17423 \times 10^{-8} = 21.7 \text{ nm}$$

ดังนั้น ฟิล์มบางซัลไฟคอนคอปในเมทริกซ์ซิงค์ออกไซด์เจือบิสมัทที่มีปริมาณผงซัลไฟคอนเท่ากับ 0.05 g มีขนาดผลึกของซัลไฟคอนและผลึกของซิงค์ออกไซด์ที่ระนาบ (111) และ (002) เท่ากับ 114 nm และ 21.7 nm ตามลำดับ

ค.2 ตัวอย่างการคำนวณหา Relative intensity

ตารางที่ ค.1 ค่าความเข้มของสัญญาณการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์

ชิ้นงาน	ความเข้มของสัญญาณ (Count)					
	ระนาบของซัลไฟคอน			ระนาบของซิงค์ออกไซด์		
	(111)	(220)	(311)	(100)	(002)	(101)
Si powder	30125.17	14579.65	7328.27	-	-	-
ZnO:Bi	-	-	-	142.86	207.43	192.61
0.01g in ZnO:Bi	255.22	-	-	137.64	342.97	139.61
0.03g in ZnO:Bi	593.40	113.32	-	106.83	214.38	121.85
0.05g in ZnO:Bi	981.05	237.34	-	120.54	172.30	148.86
0.08g in ZnO:Bi	878.61	213.28	126.30	113.42	175.41	83.82
0.085g in ZnO:Bi	845.35	215.21	124.54	88.99	102.61	116.18
0.09g in ZnO:Bi	842.30	178.37	88.69	63.67	77.18	84.47
0.095g in ZnO:Bi	962.39	248.05	96.56	85.40	94.10	105.45
0.1g in ZnO:Bi	1828.77	321.12	179.53	90.45	144.33	147.99
0.13g in ZnO:Bi	2554.18	658.34	245.97	101.41	121.17	105.84
0.15g in ZnO:Bi	2504.50	554.21	234.16	124.81	122.21	142.49
0.18g in ZnO:Bi	3619.35	950.44	362.80	124.02	116.01	84.83
0.2g in ZnO:Bi	4572.78	975.40	405.37	149.46	131.85	113.44

พิจารณาเลือกตัวอย่างฟิล์มบางซิลิคอนคอกทในเมตริกซ์ซึ่งออกไซด์เจือปนที่มีปริมาณ
ผงซิลิคอนเท่ากับ 0.05 g

จากสมการ

$$RI_{111} = \frac{I_{111}}{I_{111} + I_{220} + I_{311}} \quad (\text{ก.2})$$

$$RI_{002} = \frac{I_{002}}{I_{100} + I_{002} + I_{101}} \quad (\text{ก.3})$$

โดยที่	I_{111}	คือ ความเข้มของสัญญาณของซิลิคอนที่ระนาบ (111)
	I_{220}	คือ ความเข้มของสัญญาณของซิลิคอนที่ระนาบ (220)
	I_{311}	คือ ความเข้มของสัญญาณของซิลิคอนที่ระนาบ (311)
	I_{100}	คือ ความเข้มของสัญญาณของซิงค์ออกไซด์ที่ระนาบ (100)
	I_{002}	คือ ความเข้มของสัญญาณของซิงค์ออกไซด์ที่ระนาบ (002)
	I_{101}	คือ ความเข้มของสัญญาณของซิงค์ออกไซด์ที่ระนาบ (101)

- สำหรับผลึกซิลิคอนเลือกพิจารณาที่ระนาบ (111)

จะได้

$$RI_{111} = \frac{981.05}{981.05 + 237.34}$$

$$RI_{111} = 0.805$$

- สำหรับผลึกซิงค์ออกไซด์เลือกพิจารณาที่ระนาบ (002)

จะได้

$$RI_{002} = \frac{172.30}{120.54 + 172.30 + 148.86}$$

$$RI_{111} = 0.390$$

ดังนั้น ฟิล์มบางซิลิคอนคอกทในเมตริกซ์ซึ่งออกไซด์เจือปนที่มีปริมาณผงซิลิคอนเท่ากับ 0.05 g มี Relative intensity ของผลึกซิลิคอนและผลึกของซึ่งออกไซด์ที่ระนาบ (111) และ (002) เท่ากับ 0.805 และ 0.390 ตามลำดับ

ค.3 ตัวอย่างการคำนวณหาพารามิเตอร์โครงผลึก

พิจารณาเลือกตัวอย่างฟิล์มบางซิลิคอนคอกทในเมตริกซ์ซึ่งออกไซด์เจือปนที่มีปริมาณผงซิลิคอนเท่ากับ 0.05 g

- สำหรับผลึกซิลิคอนเลือกพิจารณาที่ระนาบ (111)

ผลึกซิลิคอนมีโครงผลึกแบบ Simple cubic สามารถหาค่า Crystal lattice ตามความสัมพันธ์แสดงในสมการที่ ค.4

$$\frac{1}{d_{h,k,l}^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2} \quad (\text{ค.4})$$

โดยที่ a คือ Crystal lattice ของผงซิลิคอน [$\text{\AA}$]
 hkl คือ ตำแหน่งของระนาบที่พิจารณาคือ (111)
 $d_{h,k,l}$ คือ ระยะห่างระหว่างระนาบ (hkl)

ซึ่ง $d_{h,k,l}$ สามารถหาได้จากสมการจากกฎของ Bragg ตามความสัมพันธ์ในสมการที่ ค.5

$$d_{h,k,l} = \frac{n^* \lambda}{2 \sin \theta} \quad (\text{ค.5})$$

โดยที่ θ คือมุมของยอดที่พิจารณาคือ (111) [องศา]
 n^* คือลำดับการสะท้อน มีค่าเท่ากับ 1

จะได้

$$d_{h,k,l} = \frac{1 \times 1.5418 \times 10^{-10}}{2 \times \sin\left(\frac{28.601}{2}\right)}$$

$$d_{h,k,l} = 3.121 \times 10^{-10} \text{ m}$$

แทนค่า $d_{h,k,l}$ ที่ได้ลงในสมการที่ ค.4

จะได้
$$\frac{1}{3.121 \times 10^{-10}} = \frac{1^2 + 1^2 + 1^2}{a^2}$$

$$a = 5.4057 \times 10^{-10} \text{ m}$$

- สำหรับผลึกซิงค์ออกไซด์เลือกพิจารณาที่ระนาบ (100) และ (002)

ผลึกซิงค์ออกไซด์มีโครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal wurtzite สามารถหาค่า Crystal lattice ตามความสัมพันธ์แสดงในสมการที่ ค.6

$$d_{h,k,l} = \frac{1}{\sqrt{\frac{4(h^2 + k^2 + hk)}{3a^2} + \frac{l^2}{c^2}}} \quad (\text{ค.6})$$

โดยที่ a คือ Crystal lattice a ของฟิล์มบางซัลโคคอนดอทในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์ [Å]
 c คือ Crystal lattice c ของฟิล์มบางซัลโคคอนดอทในเมตริกซ์ซิงค์ออกไซด์ [Å]
 hkl คือ ตำแหน่งของระนาบที่พิจารณา คือ (100) และ (002)
 $d_{h,k,l}$ คือ ระยะห่างระหว่างระนาบ (hkl)

พิจารณาหาค่า $d_{h,k,l}$ ระนาบ (100)

จะได้
$$d_{h,k,l} = \frac{1 \times 1.5418 \times 10^{-10}}{2 \times \sin\left(\frac{31.73}{2}\right)}$$

$$d_{h,k,l} = 2.820 \times 10^{-10} \text{ m}$$

แทนค่า $d_{h,k,l}$ ที่ได้ลงในสมการที่ ค.6

จะได้
$$2.820 \times 10^{-10} = \frac{1}{\sqrt{\frac{4(1^2)}{3a^2}}}$$

$$a = 3.255 \times 10^{-10} \text{ m}$$

พิจารณาหาค่า $d_{h,k,l}$ ระนาบ (002)

จะได้
$$d_{h,k,l} = \frac{1 \times 1.5418 \times 10^{-10}}{2 \times \sin\left(\frac{34.604}{2}\right)}$$

$$d_{h,k,l} = 2.592 \times 10^{-10} \text{ m}$$

แทนค่า $d_{h,k,l}$ ที่ได้ลงในสมการที่ ค.6

จะได้
$$2.592 \times 10^{-10} = \frac{1}{\sqrt{\frac{2^2}{c}}}$$

$$c = 5.184 \times 10^{-10} \text{ m}$$

ดังนั้น ฟิล์มบางซิลิคอนคอปในเมตริกซ์ซึ่งออกไซด์เจือปนที่มีปริมาณผงซิลิคอนเท่ากับ 0.05 g มีพารามิเตอร์โครงผลึก a ระนาบ (111) ของผลึกซิลิคอนเท่ากับ 5.4057Å และมีพารามิเตอร์โครงผลึก a และ c ระนาบ (100) และ (002) ผลึกของซึ่งออกไซด์เท่ากับ 3.255Å และ 5.184Å ตามลำดับ

ค.4 ตัวอย่างการคำนวณความเครียดตามแนวแกนซี

พิจารณาเลือกตัวอย่างฟิล์มบางซิลิคอนคอปในเมตริกซ์ซึ่งออกไซด์เจือปนที่มีปริมาณ
ผงซิลิคอนเท่ากับ 0.05 g

จากสมการ

$$\varepsilon_{zz} = \frac{c - c_0}{c_0} \times 100 \quad (3.6)$$

โดยที่ ε_{zz} คือ ความเครียดตามแนวแกนซีของผงซิลิคอน

c_0 คือ ค่าพารามิเตอร์โครงผลึกซี (c-lattice parameter) ที่ไม่มีความเครียดซึ่งสำหรับ
ผลึกซิลิคอนระนาบ (111) พิจารณาให้ Crystal lattice มีค่าเท่ากับ 5.430 Å และ
สำหรับผลึกซึ่งค่อออกไซด์ระนาบ (002) พิจารณาให้ Crystal lattice มีค่าเท่ากับ
5.207 Å

c คือ ค่าพารามิเตอร์โครงผลึกซี (c-lattice parameter) ของผงซิลิคอน

แทนค่าลงในสมการจะได้

ระนาบ (111)

$$\varepsilon_{zz} = \frac{5.405 - 5.430}{5.430} \times 100 = -0.460$$

ระนาบ (002)

$$\varepsilon_{zz} = \frac{5.184 - 5.207}{5.207} \times 100 = -0.442$$

ดังนั้น ฟิล์มบางซิลิคอนคอปในเมตริกซ์ซึ่งออกไซด์เจือปนที่มีปริมาณผงซิลิคอนเท่ากับ
0.05 g มีความเครียดตามแนวแกนซีของผลึกซิลิคอนและผลึกซึ่งค่อออกไซด์เท่ากับ -0.460 และ -
0.442 ตามลำดับ

ภาคผนวก ง

บทความวิชาการที่ได้รับการเผยแพร่ในระหว่างการศึกษา

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

รายชื่อบทความที่ได้รับการตีพิมพ์ในระหว่างการศึกษา

- พีรวุฒิ รัตนวิชัย, ศุภณัฐ เลหาวิโรจน์, รุ่งเรือง พัฒนากุล, และ ทิพย์วรรณ พิงสุวรรณรักษ์ (2561). การศึกษาสมบัติทางจุลโครงสร้างและทางแสงของฟิล์มบางผลึกนาโนซิงค์ออกไซด์ที่เจือด้วยบิสเมทสำหรับการประยุกต์ในเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดเพอรอฟสไกต์. **การประชุมวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 14.** (หน้า 879-885)
- ศุภณัฐ เลหาวิโรจน์, พีรวุฒิ รัตนวิชัย, กมลชนก เมฆหมอก, และ ทิพย์วรรณ พิงสุวรรณรักษ์ (2561). การสังเคราะห์ฟิล์มบางซิลิคอนคอตในเมตริกซ์ของซิงค์ออกไซด์ได้บิสเมทจากหมึกคอมโพสิตซิลิคอน และคุณสมบัติทางออปโตอิเล็กทรอนิกส์ สำหรับประยุกต์ในเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดเวคซ์สูง. **การประชุมวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 14.** (หน้า 899-905)
- ศุภณัฐ เลหาวิโรจน์, พีรวุฒิ รัตนวิชัย, กมลชนก เมฆหมอก, วรากร ลิ่มศิริ และคณะ (2562). การสังเคราะห์ฟิล์มบางซิงค์ออกไซด์เจือบิสเมทที่มีผลึกนาโน สำหรับเป็นชั้นรับแสงของเซลล์แสงอาทิตย์. **การประชุมวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 15.** (หน้า 1022-1028)
- พีรวุฒิ รัตนวิชัย, ศุภณัฐ เลหาวิโรจน์, กมลชนก เมฆหมอก, วรากร ลิ่มศิริ และคณะ (2562). การศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางแสงของฟิล์มเพอรอฟสไกต์บนชั้นซิงค์ออกไซด์เจือด้วยบิสเมท สำหรับการประยุกต์ในเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดเพอรอฟสไกต์. **การประชุมวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 14.** (หน้า 1042-1049)
- กมลชนก เมฆหมอก, วรากร ลิ่มศิริ, ศุภณัฐ เลหาวิโรจน์, พีรวุฒิ รัตนวิชัย และคณะ (2562). ผลของอุณหภูมิและเวลาในกระบวนการเผาด้วยความร้อนสูงอย่างรวดเร็วต่อประสิทธิภาพของเซลล์แสงอาทิตย์. **การประชุมวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 14.** (หน้า 1050-1055)
- Laohawiroj, S., Mangkornkaew, A., Maneedaeng, A., and Fangsuwannarak, T. (2018). Silicon composite ink for advanced photovoltaic generation prepared by low-cost technique. **Journal of Renewable Energy and Smart Grid Technology.** 13(2), 34-40.

Silicon composite ink for advanced photovoltaic generation prepared by low-cost technique

Supanut Laohawiroj¹, Apirak Mangkornkaew¹, Atthaphon Maneedaeng², and Thipwan Fangsuwannarak^{1,*}

¹ School of Electrical Engineering, Suranaree University of Technology, Nakhon Ratchasima 30000, Thailand

² School of Chemical Engineering, Suranaree University of Technology, Nakhon Ratchasima 30000, Thailand

*Corresponding author's email: thipwan@g.sut.ac.th

Received: 23/07/2017, Accepted: 31/05/2018

Abstract

This work describes the preparation process of crystalline silicon composite ink (Si ink) from waste silicon wafers as raw material through a grinding technique. Crystalline Si powders were homogeneously distributed in sol-gel solution via an ultrasonic shaker. The thin films of silicon dots bound with phosphorus silicate glass were produced from Si ink under drying at low-temperature by a low-cost technique as a screen printing. Micro-crystalline (μc) Si particle sizes and surface morphology of Si dots film were imaged by laser size analyzer and scanning electron microscopy, respectively. In this paper, these μc -Si dots films coating on quartz substrates were characterized by X-ray diffractometer and micro Raman spectroscopy techniques which are non-destructive optical tools to study micro- and nano-structural properties. XRD analysis revealed that $\sim 80\text{nm}$ crystalline Si size in the films with relative intensity at (111) plane of 60-64% simultaneously exists into the films during the preparation at 100-400°C sintering condition. Meanwhile, the obtained Raman spectroscopy results suggest that residue stress mainly effects to the Raman asymmetric peak strongly down shifted rather than dominated by ($< 10\text{ nm}$) small size effect.

Keywords:

Silicon ink, silicon quantum dots, wider band gap, and tandem silicon photovoltaic.

1. Introduction

A multi-band gap approach for an increased efficiency of tandem PV cells usually involve the use of quantum confinement in Si quantum dots (SiQDs). The decrease of nanocrystalline silicon (nc-Si) particle size affects to energy band gap enlarging for nc-Si quantum confinement of carrier leading to stronger light absorber due to quasi-direct band gap behavior [1]. The previous researches demonstrated confined energy levels of 1.7 eV for 2 nm diameter QDs embedded into its oxide matrix to be the optimum energy for an upper tandem cell element [2-3]. However, SiQDs preparation processes are almost based on high vacuum and high temperature (1000°C) procedure steps and there are also application limitations due to properties change of c-Si p/n junction at high temperature and low light absorption. In the last few decades, extensive work has been carried out on the means, which involved low-temperature and -cost process optimization and Si ink fabrication [4-5].

Synthesizes of Si nanocrystals at low temperature less than 1000 °C with high reaction yield, high quality, and high synthetic reproducibility have been investigated intensively in order to achieve significant blueshift of bandgap absorption and photoemission with enhanced energy conversion efficiency [6-7]. Nonetheless, there are no reports considerable to being concerned about synthesis of nc-Si film at low-temperature and high yield with low-cost technique using waste-silicon wafers. We foresee that a massive scale of decadent Si solar cells, which will become economic and environmental

problems will be potentially reused for applying in the third-generation solar cell. Thus, this study approaches Si wafers reusability with transmuting their structure into Si microstructure.

In this work, the simple production process of Si powder and fabrication procedure of Si composite ink are described. Microcrystalline Si ($\mu\text{-Si}$) particles were bound together with silica to form the crucial part of Si dots thin films by using a screen printing technique. Furthermore, these crystalline Si properties of films were characterized by X-ray diffraction (XRD), micro Raman spectroscopy, and scanning electron microscope (SEM) techniques in order to obtain more insights of knowledge in qualitative nanocrystalline Si under low annealing temperature conditions.

2. Experimental Details

2.1. Preparation of Si powder and phosphorus silicate glass (PSG) sol-gel

Crystalline silicon (c-Si) wafers as a raw material were transmuting through a grinding technique. Subsequently, the prepared Si powder in ethanol solution was sieved to ensure that the small Si particle sizes was obtained. The Si particle suspension formed fine Si powder after being dried at 100°C to evaporate a the volatile substance. Fine Si powders were sieved once again to ensure the uniformity of fine Si powders. Particle size distribution of $\mu\text{-Si}$ powder was verified by laser diffraction method performed by Horiba LA-950 model.

Phosphorus silicate glass (PSG) sol-gel as a binder material was prepared for functionality of Si dots matrix element, which is composed of tetra ethyl orthosilicate (TEOS, $\text{Si}(\text{OC}_2\text{H}_5)_4$, 98%), ethanol (EtOH , $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$), orthophosphoric acid (H_3PO_4 , 85%) hexadecyltrimethylammonium bromide (CTAB, $\text{C}_{19}\text{H}_{42}\text{BrN}$), ethylene glycol (EG, $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}_2$), alpha-terpineol (TP, $\text{C}_{10}\text{H}_{18}\text{O}$, 97%), and ethyl cellulose (EC, $\text{C}_{20}\text{H}_{42}\text{O}_6$, 48%). Firstly, TEOS and EtOH were mixed by a volume ratio of 5:1. The TEOS mixture was stirred at 70°C for 30 minutes after that H_3PO_4 was added in prepared TEOS mixture by a volume ratio (TEOS mixture: H_3PO_4) of 7:1 then the solution mixture was stirred for 30 minutes to allow well mixing. Finally, CTAB that was dissolved in EG to achieve 0.5% weight. It was dropped slowly in the solution mixture and the solution was then stirred for 30 minutes to ensure homogeneity of complete PSG sol-gel. The process steps were are shown in Figure 1

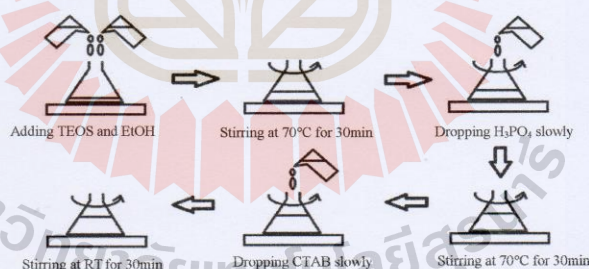


Fig. 1 Procedures for preparing PSG solution.

2.2. Preparation of silicon composite ink and $\mu\text{-Si}$ composite films

An organic solution consisting of terpineol (TP) and ethyl cellulose (EC) was mixed in Si-powder in a volume ratio of 1:0.22:0.28 and it was solvent by baking at 100°C for 20 minutes. PSG was dropped in the mixed solution and shaken by ultrasonic to obtain homogenous silicon composite ink. Si ink as

a crucial part that composed of micro-Si particles and phosphorus silicate sol-gel was coated on quartz substrate by screen printing technique. The μ c-Si composite film was annealed at various low temperatures (100°C, 200°C, 400°C and 600°C) in air and oxygen ambient conditions for 30 minutes. The obtained films consisting of μ c-Si particle enclosed with PSG were denoted as "Si dots film". For example, the samples sintered at 200°C in air and oxygen ambient conditions were denoted as "200_A Si dots" and "200_O Si dots", respectively. It is expected that the higher temperature is prone to O-Si surface oxidation and related to surface passivation due to the presence of oxygen. Oxidation at the surface of the Si nanocrystals can create surface localized states which may facilitate energy absorption and recombination processes [8].

The qualitative determination of crystallinity approximated nanocrystal is characterized by X-ray diffraction technique. XRD measurements were carried out with Cu x-ray source with the wavelength of 1.5418 Å performed by a XRD D-8 Advance Bruker. Coupled two theta/theta scan type was used in order to verify both the surface and inside the film. 2 theta was scanned between 20° and 80° at 0.02° steps and 0.2 second per step. In nanocluster study, the Bragg peaks from XRD pattern are broadened due to a diffracting crystallographically coherent region becomes spatially smaller. The full width at half maximum (FWHM) value B of a Bragg peak in a 2θ scale is related to the crystallite volume size of the diffracting region (d) through the Scherrer's formula: [9-10]

$$d = \frac{k\lambda}{B \cos(\theta_s)} \quad (1)$$

where d is an average crystallite size, k is a Scherrer's constant given by 0.9, λ is a wavelength of x-ray of 1.5418 Å, B is a full width half maximum (FWHM) value of the preferential orientation peak and θ_s is the position of significant plane.

The Raman scattering experiments were carried out using Dispersive Raman Microscope (SENTERRA, Bruker) with integrating mode. An excitation source at 532 nm wavelength was used at normal incidence of laser power at 5 mW for minimizing sample heating. The resolution was 5 cm^{-1} .

3. Results and Discussion

The μ c-Si powder transmogrified in this work has yields up to 80%. As observed in Figure 2, it is found that at 50% under size the large amounts of particles obtained the average size of 4 μm as corresponding to the peak amount of each size by volume known as Q. This simple technique is very

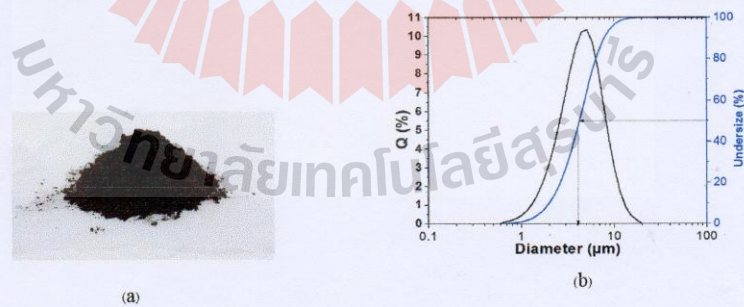


Fig. 2 (a) Si powder and (b) particle size analysis of c-Si powder.

cost effective to produce $\mu\text{-Si}$ powder while other expensive techniques have been used through high-temperature thermal processing [11], non-thermal plasma [12] or laser pyrolysis [13]. Si nanocrystals obtained under all complex means and high temperature procedures (1000°C) have been found to have compatibility problems with industrial manufacture.

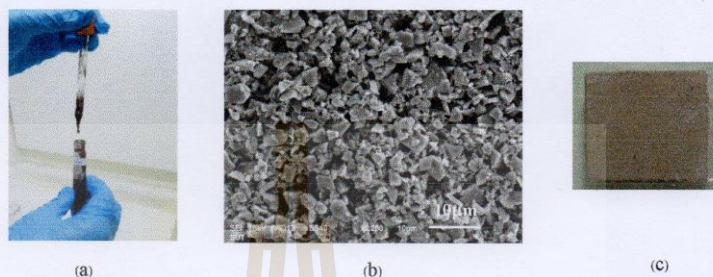


Fig. 3 (a) Product of Si composite ink, (b) SEM image of the surface morphology of as prepared Si dots film after drying at 100°C and (c) fine Si dots thin film on a quartz.

Fig. 3 (a) and (b) show Si composite ink and a SEM image of the surface morphology of Si dots thin film after sintering, respectively. Surface roughness and average Si particle size of $4\ \mu\text{m}$ are observed from SEM image. At this stage the Si dots thin film coated on quartz substrate are not peeling off as shown in Fig. 3 (c) due to TP and EC components used for improving high adhesion of the film.

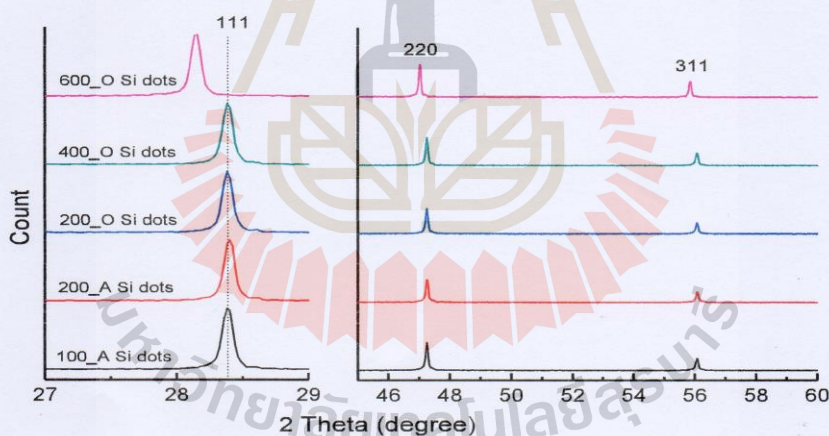


Fig. 4 XRD patterns of Si dots films for study of annealing temperature dependence.

In fig. 4 all data shows three peaks are broadening and very close to $2\theta = 28.3^\circ$, 47.1° and 56.0° corresponding to (111), (220) and (311) planes of c-Si, respectively. It is due to a decrease in the crystallite size causes an increase in the width of the diffraction [14]. Therefore, nanocrystalline Si in

the thin films under low annealing temperatures are presented in this work. The small additional peaks at $2\theta = 47.1^\circ$ (220) and 56.0° (311) can be connected with some metastable Si states. All XRD patterns show the strongest growth orientation along (111) to prove that the films consist of nanocrystalline Si with preferential (111) orientation. The XRD peaks represent the (111) crystallographic planes of the simple cubic structures of Si. The crystallite average size of Si dots films was evaluated by considering the highest (111) plane.

The crystallite sizes and related parameters were calculated from Scherrer's equation which uses the significant peaks of (111) planes as listed in Table 1. The results are revealed that 200_A and 200_O Si ink samples prepared under air and oxygen at 200°C show the similarity of the XRD pattern. The difference of ambient annealing conditions is independent with the average crystallite size of 85 nm. Meanwhile, as observed in SEM image the average size of granulated Si powder is around $4\text{ }\mu\text{m}$ due to the aggregates of small particles.

Table 1 Parameters calculated by XRD data.

Condition	FWHM ($^\circ$)	2θ ($^\circ$)	Crystallite size (nm)	d_{hkl} ($\text{\AA}$)	a ($\text{\AA}$)	Relative intensity % = $I_{hkl}/(I_{(111)}+I_{(220)}+I_{(311)})$		
						(111)	(220)	(311)
100_A Si-dots	0.100	28.382	81.94	3.145	5.447	60.1	27.6	12.2
200_A Si-dots	0.096	28.402	85.36	3.142	5.443	64.6	24.1	11.4
200_O Si-dots	0.096	28.382	85.36	3.145	5.447	62.4	25.8	11.8
400_O Si-dots	0.094	28.382	87.17	3.145	5.447	60.0	27.4	12.6
600_O Si-dots	0.093	28.137	88.06	3.171	5.493	55.8	29.8	14.4

The higher annealing temperature from 200°C to 600°C in oxygen ambient has an effect to a gradual increase in average crystallite size from 85.36 nm to 88.06 nm as shown in Table 1. This is possibly due to increasing agglomeration of various small nanocrystal with 600°C annealing temperature. Nevertheless, for 600_O Si dots sample annealed at 600°C the (111) peak largely shifts from 28.4° (JCPDS 00-027-1402 card of c-Si bulk) relating to a more expansion of lattice constant ($a = 5.493\text{ \AA}$) and leading to lower (111) relative intensity of 55.8%. This shift (111) peak is most possibly related to Si cluster uniformly strained in tension and the stretching of Si-Si bonds [15]. The XRD results in this work revealed that Si dots films can be formed under low temperature preparation ($100\text{--}400^\circ\text{C}$) by using Si composite ink and obtained average crystallite size in the range of 82–88 nm with high (111) relative intensity above 60%. Accordingly, the synthesis of Si dots films in order to gain high-yield at low temperature process can be developed toward the large-scale engineering production of nanocrystals and scalable process [16,17]. Thus, Si dots films achieved by powder grinding technique can approach for application in a new solar cell generation owing to low temperature preparation ($100\text{--}400^\circ\text{C}$) and low-cost technique.

Fig. 5 shows the Raman spectra of Si dots films for study of annealing temperature dependence on local atomic arrangements through bond frequencies and lattice-vibration (phonon) frequencies of Si-Si bond. It is found that all samples have no indication of Raman frequency spectrum with a broad hump at around 480 cm^{-1} corresponding to amorphous silicon ($\alpha\text{-Si}$) portion. Meanwhile, the shape line relating to the main first-order Raman peak (Transverse optical, TO mode) around 520 cm^{-1} is found to indicate crystalline silicon (c-Si) portion. The Raman asymmetric peak to down shift from $\sim 520\text{ cm}^{-1}$ to $\sim 507\text{ cm}^{-1}$ with some tailing toward lower frequencies is observed. The peak asymmetry has been

assigned by some authors to a reduced phonon correlation length, related to small or defective crystalline domains [2, 18-19]. However, this result closely corresponds to 2 effects: firstly, "finite size effect" of crystallite size < 10 nm due to localization of phonons in nanocrystals results in uncertainty in the phonon momentum [7, 18-19]. Secondly, "residue stress effect" is due to the lattice change of Raman frequency which is very sensitive to mechanical stress [20-21]. On the contrary, around 80 nm of crystallite size from XRD estimation will not attribute a phenomenological phonon confinement leading to "finite size effect" due to our samples exhibiting large grains. We point out that this result of the down shift of Raman asymmetric peak is most likely to take into account "residue stress effect" in Si dots enclosed with PSG. This work highlights the effect of lattice stress in the Si dots films on Raman frequency shift according to the following equation:

$$\sigma(\text{MPa}) = -250\Delta\omega(\text{cm}^{-1}) \quad (2)$$

where phonon frequency shift $\Delta\omega = \omega_s - \omega_0$, ω_s is the wave number of the stressed sample and ω_0 is the wave number of the stress free single crystal. The calculation results are in rather good agreement with those measured by profilometry, assuming an error of about 10% in the case of Paillard V. work [20].

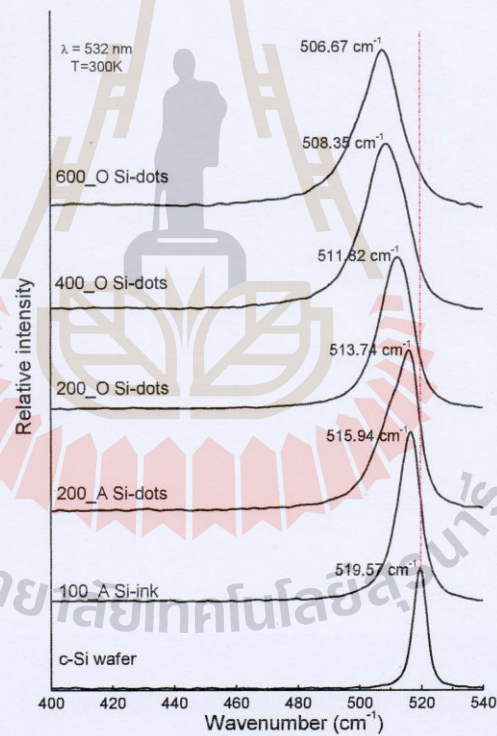


Fig. 5 Raman spectra of Si dots thin films with varying temperature annealed.

In Fig. 6, the result suggests that an increase in annealing temperature results in an increased peak shift and implies an increased residual stress. Oxygen ambient attributes the more peak shift to the increased stress in 200O_Si dots compared with 200A_Si dots in ambient air. The temperature-dependence has agreement with increased down shift of Raman peak for Si nanowire study [22].

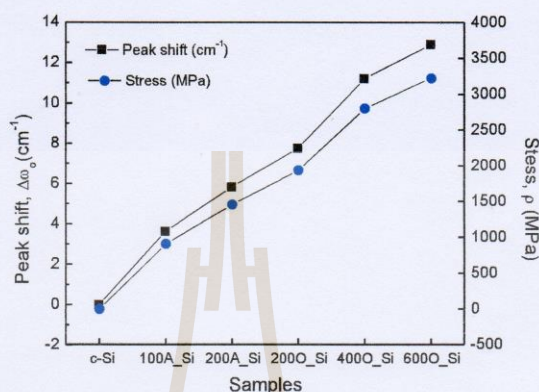


Fig. 6. Annealing temperature dependence on Raman peak shift and residue stress of Si dots films

In this hypothesis, stress contribution to the Raman line shift in Si dots films would be more dominant than phonon confinement from small crystalline domain due to all Si dots films obtaining large grains (~80nm).

4. Conclusion

We have prepared Si composite ink in house) from waste silicon wafers as a main resource for producing Si dots thin film by a screen printing method. In our samples, we observed strong XRD peak of 3 main planes as-prepared sample dried at 100°C and prepared at higher annealing temperature at 600°C in O₂ ambient. The results from Raman peaks and XRD patterns indicate that the films consist of ~80 nm crystalline Si grains. Meanwhile the Raman asymmetric peak strongly down shifted corresponding to stress induced wave number shift of TO mode peak rather than be dominated by (< 10 nm) small size effect. The result suggests that higher temperature annealing results in the increased residual stress. At low temperature, ambient oxygen attributes the more peak shift to the increased stress comparing with Si dots annealed in ambient air. We conclude that Si composite ink is able to be a candidate for new nanomaterial with low-cost technique by using low temperature preparation to form Si dots film for further nanostructural solar cells.

Acknowledgements

This study was supported by Suranaree University of Technology and grant in 2018 from National Research Council of Thailand. The author would like to give gratitude to Solartron Public Company Limited Thailand and Synchrotron Light Research Institute, Thailand for equipment support.

References

- [1] Green, M.A. (2003). Third generation photovoltaics: Advanced solar electricity generation. Springer Verlag, Berlin.
- [2] Conibeer G., Green M.A., Cho E.C., König D., Cho Y.H., Fangsuwannarak T., Scardera G., Pink E., Huang Y., Puzzer T., Huang S., Song D., Flynn C., Park S., & Hao X, Mansfield D. (2008). Silicon quantum dot nanostructures for tandem photovoltaic cells. *Thin Solid Films*, 516(20) 6748–6756.
- [3] Kintz H., Paquez X., Sublemontier O., Leconte Y., BoimeN., & Reynaud C. (2015). Synthesis and layering of Si quantum dots/SiO₂ composite films for third generation solar cells. *Thin Solid Film*, 593, 96–101.
- [4] Sahu B.B, Yin Y., Lee J.S., Han, J.G., & Shiratani M. (2016). Plasma diagnostic approach for the low-temperature deposition of silicon quantum dots using dual frequency PECVD. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 49, 395203-395217.
- [5] Antoniadis, H. (2009). Silicon ink high efficiency solar cells. 34th IEEE Photovoltaic Specialists Conference (PVSC), 650-654.
- [6] J. Ouyang, Schuurmans C., Zhang Y., Nagelkerke R., Wu X., Kingston D., Wang Z. Y., Wilkinson D., Li C., Leek D.M., Tao Y., & Yu, K. (2011). Low-Temperature Approach to High-Yield and Reproducible Syntheses of High-Quality Small-Sized PbSe Colloidal Nanocrystals for Photovoltaic Applications. *Applied Materials Interfaces*, 3, 553–565.
- [7] Liu, T.Y, Li, M., Ouyang, J., Zaman, B., Wang, R., Wu, X., Yeh, C.H., Lin, Q., Yang, B., & Yu, K. (2009). Non-Injection and Low-Temperature Approach to Colloidal Photoluminescent PbS Nanocrystals with Narrow Bandwidth. *Journal Physics Chemistry*, 113, 2301–2308.
- [8] Wolkin, M., Jorne, J., Fauchet, P., Allan, G., & Delerue, C. (1999). Electronic states and luminescence in porous silicon quantum dots: the role of oxygen. *Physics Review Letters*, 82, 197–200.
- [9] Lin C.Y., Fang Y.K., Chen S.F., Chang S.H., & Chou T.H. (2006). Enhancing photoluminescence of nanocrystalline silicon thin film with oxygen plasma oxidation. *Materials Science & Engineering*, 134, 99.
- [10] Morales M., Leconte Y., Rizk R., & Chateigner, D. (2004). Anisotropic crystallite size analysis of textured nanocrystalline silicon thin films probed by X-ray diffraction. *Thin Solid films*, 450, 216.
- [11] Marinins A., Yang Z., Chen H., Linnros J., Veinot Jonathan G. C., Popov S., & Sychugov, I. (2016). Photostable Polymer/Si Nanocrystal Bulk Hybrids with Tunable Photoluminescence. *ACS Photonics*, 3, 1575-1580.
- [12] Xiaodong, P., Qing, L., Dongsheng, L., & Deren, Y. (2011). Spin-coating silicon-quantum-dot ink to improve solar cell efficiency. *Solar Energy Materials & Solar Cells*, 95, 2941–2945.
- [13] Kintz H., Paquez X., Sublemontier O., Leconte Y., Nathalie H-B., & Reynaud C. (2015). Synthesis and layering of Si quantum dots/SiO₂ composite films for third generation solar cells. *Thin Solid Films*, 593, 96–101.
- [14] Camden R. Hubbard. (1982). Standard reference material 640a silicon powder 2θ/d-spacing Standard for X-ray Diffraction. USA: Washington, D.C., 20234.
- [15] Comedi D., Zalloum O.H.Y., Irving E.A., Wojcik J., Roschuk T. Flynn M.J., & Mascher P. (2006). X-ray-diffraction study of crystalline Si nanocluster formation in annealed silicon-rich silicon oxides. *Journal of Applied Physics*, 99, 235181-235188
- [16] Campbell, I.H., & Fauchet, P.M. (1986). The effects of microcrystal size and shape on the one phonon Raman spectra of crystalline semiconductors. *Solid State Communications*, 58., 739.

- [17] Jian Zi, H., Büscher, C., Falter, W., Ludwig, Zhange, K., & Xie, X. (1996). Raman shifts in Si nanocrystals. *Applied Physics Letter*, 69, 200
- [18] Richter, H., Wang, Z. P., & Ley, L. (1981). The one phonon Raman spectrum in microcrystalline silicon. *Solid State Communications*, 39, 625-629.
- [19] Mishra, P., & Jain, K. P. (2001). First- and second-order Raman scattering in nanocrystalline silicon. *Physical Review*, 64, 073304.
- [20] Paillard, V., Puech, P., Laguna, M.A., Temple-Boyer, P., Caussat, B., Coudere, J.P., & de Mauduit, B. (1998). Resonant Raman scattering in polycrystalline silicon thin films. *Applied Physics Letter*, 73, 1718.
- [21] Arguirov, T., Mchedlidze, T., Kittler, M., Rölver, R., Berghoff, B., Först, M., & Spangenberg, B. (2006). Residual stress in Si nanocrystals embedded in a SiO₂ matrix. *Applied Physics Letter*, 89, 053111.
- [22] Zixue, S., Jian, S., Guowei, P., Jianxun, L., Deren, Y., Calum, D., & Wuzong, Z. (2006). Temperature-Dependent Raman Scattering of Silicon Nanowires. *Journal Physics Chemistry B*, 110, 1229-1234.

การสังเคราะห์ฟิล์มบางซิลิคอนคอตในเมทริกซ์ของจิงกอกไซด์ได้ป้อนจากหมึกคอมโพสิตซิลิคอน และคุณสมบัติทางออปโต

อิเล็กทรอนิกส์ สำหรับประยุกต์ในเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน

Synthesis of Silicon Dots in ZnO:Bi Matrix Films by Using Si Composite Ink and Their Opto-electronic Properties for Application in Advanced Solar Cells

ศุภณัฐ เลหาวิโรจน์¹, พีรวิทย์ รัตนวิชัย¹, รุ่งเรือง พัฒนากุล² และ ทิพย์วรรณ พึ่งสุวรรณรักษ์³

¹ สาขาวิศวกรรมไฟฟ้า มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

² BL6a: Deep X ray lithography สถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน (องค์การมหาชน)

*ผู้ติดต่อ: thipwan@sut.ac.th, เบอร์โทรศัพท์ 044 224582, เบอร์โทรสาร 044 224601

บทคัดย่อ

RE-01-168

โครงสร้างของผลึกนาโนซิลิคอนสามารถให้คุณสมบัติพิเศษทั้งทางแสงและทางไฟฟ้าเชิงควอนตัมแตกต่างจากคุณสมบัติของก้อนผลึกซิลิคอน ส่งผลให้เกิดค่าขอบการดูดกลืนแสงขยายกว้างขึ้นจาก 1.1eV ไประดับ 2.1eV ซึ่งเป็นบริเวณพลังงานแสงที่มองเห็น และเกิดพฤติกรรมของการเปล่งแสงโฟโต (Photoluminescence) ขึ้นเมื่อได้รับพลังงานโฟตอนในสภาวะที่อุณหภูมิห้อง เป็นผลมาจากปรากฏการณ์การจำกัดพลังงานควอนตัม (Quantum confinement effect) ของผลึกขนาดเล็ก การศึกษาเกี่ยวกับการสังเคราะห์ฟิล์มบางซิลิคอนคอตในเมทริกซ์ของจิงกอกไซด์ได้ป้อน และศึกษาคุณสมบัติทางออปโตอิเล็กทรอนิกส์ เพื่อหาแนวทางนำไปใช้เป็นชั้นรับแสงและตอบสนองต่อความยาวคลื่นสั้นกว่าหรืออยู่ในช่วงพลังงานที่สูงกว่า ให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนขั้นสูง (Advanced solar cells) ฟิล์มบางซิลิคอนคอตผลิตด้วยเทคนิคการหมุนเหวี่ยงบนแผ่นฐานควอตซ์ มีสารเคลือบโดยใช้หมึกคอมโพสิตซิลิคอนที่มีความเข้มข้นต่าง ๆ ซึ่งสังเคราะห์ขึ้นในห้องปฏิบัติการ ความหนาแน่นของซิลิคอนคอตในฟิล์มบางเปลี่ยนแปลงตามปริมาณของผงซิลิคอนในหมึกคอมโพสิต (0.03g, 0.10g และ 0.15g) ฟิล์มบางในเงื่อนไขความเข้มข้นของหมึกมีความหนาแน่นเฉลี่ยระหว่าง 44nm – 57nm คุณสมบัติของฟิล์มบางประกอบด้วยผลึกซิลิคอนในระนาบเด่นที่ (111) และผลึกของจิงกอกไซด์ได้ป้อนในระนาบเด่นที่ (002) มีขนาดประมาณ 42nm และ 14nm ตามลำดับ คุณสมบัติทางไฟฟ้าวัดภายใต้แสงที่มีความเข้ม 0.1 W/cm² ให้อัตราการเพิ่มขึ้นของกระแสโฟโตสูงถึง 10³ เท่า เมื่อเปรียบเทียบกับกระแสมืด ค่าการทะลุผ่านของแสง (%T) ยามมองเห็น (Visible light wavelength) มีค่าสูงเกินกว่า 70% ค่าการสะท้อนแสงกลับ (%R) ที่ผิวฟิล์มมีค่า %Weight reflectance น้อยกว่า 7.21% ซึ่งสามารถช่วยเพิ่มกระแสไฟฟ้าให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ที่ใช้วัสดุชั้นสูงได้

คำหลัก: ฟิล์มบางซิลิคอนคอต, จิงกอกไซด์ได้ป้อน, หมึกคอมโพสิตซิลิคอนคอต, เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนขั้นสูง และผลึกนาโนซิลิคอน

Abstract

Silicon (Si) nanostructure is able to have distinction of its optoelectronic properties from a bulk silicon specific property. The energy extension from 1.1eV to 2.1eV of the light absorption edge is resulted with photoluminescence behavior under room temperature measurement. The revealed behaviors are due to quantum confinement effect of Si nanostructure. This study involves with the thin film synthesis to have film composition of Si dot embedded in zinc oxide doped with bismuth (ZnO:Bi) and their optoelectronic properties. The characteristic results of Si dots thin films are the most of useful information for application in emitter layer of advanced solar cells owing to better response in shorter light wavelength or higher photon energy. Si dots films were prepared on a quartz substrate by spin-coating technique and used the various concentrations of Si composite ink which is synthesized in-house as a coating. In this paper, the variation in Si ink concentration is adjustable from varying amount of Si powder in Si composite ink (0.03g, 0.10g และ 0.15g). The average thickness of each films is between of 44nm and 57nm. The crystallite quality of films was shown as the preferential (111) of Si and (002) of ZnO:Bi with average crystallite-size of 42nm and 14nm, respectively. At 0.1 W/cm² illumination measurement, photo-current gain of Si dots films is higher than dark-current by 10³ times. Optical transmittance (%T) above 7.21% and reflectance (%R) below 7% in the visible light wavelength will be able to boost-up current in advanced solar cells

Keywords: Silicon dot thin film, Zinc oxide doped bismuth, Composite silicon ink, Solar cell and Nanocrystalline silicon

1. บทนำ

เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนมีข้อจำกัดในเรื่องประสิทธิภาพการแปลงพลังงานแสงให้เป็นพลังงานไฟฟ้า เนื่องจากข้อจำกัดของซิลิคอนที่มีแถบพลังงานช่องว่างเท่ากับ 1.1eV (Energy gap, E_g) [1, 2] โดยที่ E_g คือพลังงานกระตุ้นต่ำที่สุดที่ทำให้พันธะแตกออกแล้วเกิดคู่พาหะอิเล็กตรอน-โฮลอิสระ

(กระแสไฟฟ้า) ในสารกึ่งตัวนำ โดยความสัมพันธ์ของพลังงานและความยาวคลื่นแสงในสมการที่ (1)

$$E_g (eV) = \frac{hc}{\lambda} \quad (1)$$

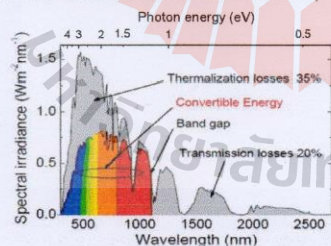
โดยที่ h คือ ค่าคงที่ของพลังค์มีค่าเท่ากับ 4.14×10^{-15} [eV.s]

C คือ ความเร็วของแสงมีค่าเท่ากับ 3.00×10^8 [m/s]

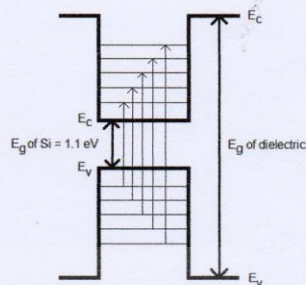
λ คือ ความยาวคลื่นของแสง [nm]

เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนมีช่วงการดูดกลืนแสงในช่วงความยาวคลื่นตั้งแต่แสงที่มองเห็นได้ (Visible light wavelength) ถึงคลื่นความร้อนที่ความยาวคลื่น 1100nm แต่อย่างไรก็ตามผลึกซิลิคอนดูดกลืนแสงอย่างมีประสิทธิภาพที่ระดับค่า E_g หรือความยาวคลื่นที่ 1100 nm และเกิดการสูญเสียเชิงความร้อน (Thermalization loss) เกิดขึ้นในช่วงความยาวคลื่นที่สั้นกว่า และช่วงความยาวคลื่นยาวกว่า 1100 nm เกิดการสูญเสียจากการทะลุผ่านแสง แสดงในรูปที่ 1 ทำให้ค่าประสิทธิภาพมีขีดจำกัดทางทฤษฎีของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนเท่ากับ 34.37% [3] ซึ่งในปัจจุบันสามารถผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนที่มีประสิทธิภาพได้ถึง 26.7% [4]

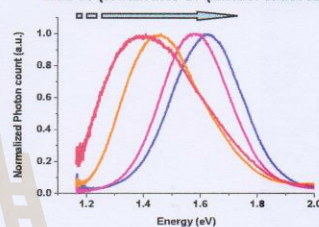
โครงสร้างผลึกนาโนซิลิคอน เป็นแนวทางอย่างหนึ่งที่สามารถปรับเปลี่ยนการตอบสนองแสงให้เกิดค่าของการดูดกลืนแสงไปทางความยาวคลื่นสั้นลง นั่นคือมีค่า E_g ที่กว้างขึ้น จากหลักการทางทฤษฎี ขนาดของผลึกซิลิคอนต้องมีขนาดเล็กกว่า Bohr radius (2nm -10nm) แล้วล้อมรอบด้วยเมทริกซ์ของไดอิเล็กทริกที่มีค่า E_g สูงกว่าซิลิคอน จะทำให้เกิดการจำกัดการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนซึ่งเรียกสั้นว่า การจำกัดเชิงควอนตัม (Quantum confinement effect) ทำให้เกิดการควมคุมระดับพลังงาน [5] และสามารถขยาย E_g ได้ แสดงในรูปที่ 2 เมื่อขนาดผลึกมีขนาดเล็กจะเกิดการเลื่อนของยอดสเปกตรัมการเปล่งแสงโฟโต (Photoluminescence, PL) ไปทางพลังงานที่สูงขึ้น แสดงถึงการขยาย E_g ได้มากขึ้น ซึ่งจากงานวิจัยของ Fangsuwannarak T. และคณะในรูปที่ 3 [6] แสดงผลการเลื่อนของสเปกตรัม PL ไปทางด้านพลังงานที่สูงกว่า ซึ่งชี้ให้เห็นว่ามีการขยายของ E_g ที่กว้างขึ้นตามขนาดของผลึกที่เล็กลง จากหลักการของการจำกัดเชิงควอนตัมในโครงสร้างผลึกนาโนซิลิคอนเกิดเป็นแนวคิดของเซลล์แสงอาทิตย์แบบใหม่เรียกว่า เซลล์แสงอาทิตย์ซิลิคอนแบบซ้อนทับกัน (Tandem Si cells) [6, 7] ด้วยการเพิ่มชั้นฟิล์มผลึกนาโนซิลิคอนด้านบนของเซลล์ซิลิคอนรอยต่อพี-เอ็น เพื่อเพิ่มประสิทธิภาพในการรับแสงช่วงความยาวคลื่นต่างๆ ได้มากขึ้น รูปที่ 4 แสดงแนวคิดหลักการของเซลล์แสงอาทิตย์ซิลิคอนแบบซ้อนทับกันด้วยฟิล์มนาโนซิลิคอน ที่มีความสามารถในการตอบสนองความยาวคลื่นในช่วงต่างๆ



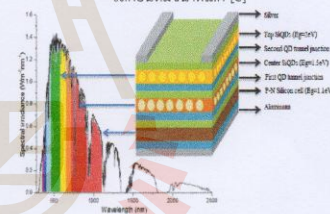
รูปที่ 1 การเปรียบเทียบสเปกตรัมแสงพระอาทิตย์ กับบริเวณช่วงความยาวคลื่นที่เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกซิลิคอนสามารถแปลงพลังงานได้ และบริเวณการสูญเสียต่าง ๆ



รูปที่ 2 การเกิดระดับพลังงานควอนตัมของควอนตัมดอท
1.12 eV (Si bulk 1.65 eV (smaller Si dot size))



รูปที่ 3 สเปกตรัม Photoluminescence ของฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนที่มีขนาดเล็ก [6]



รูปที่ 4 การตอบสนองความยาวคลื่นของเซลล์แสงอาทิตย์ผลึก

ซิลิคอนแบบซ้อนทับกันด้วยฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอน การศึกษาได้เน้นการผลิตฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอน ซึ่งมีโครงสร้างซิลิคอนดอทในเมทริกซ์ซึ่งคือออกไซด์โพสิทีฟ (ZnO:Bi) เนื่องจาก ZnO:Bi มีคุณสมบัติความเป็นผลึกที่ดี ส่งผลให้มีการผลิตพาหะที่มากขึ้นทำให้ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้ามากขึ้นเมื่อได้รับแสง [8] และสามารถดูดกลืนแสงในช่วงความยาวคลื่นสั้นได้ดี การผลิตฟิล์มบาง Si dots ได้ใช้เทคนิคการเคลือบแบบหมุนด้วยวิธีการหมุนเหวี่ยง โดยใช้สารตั้งต้นจากหมึกคอมโพสิตซิลิคอนที่สังเคราะห์จากห้องปฏิบัติการ ขนาดของผลึกซิลิคอนที่ผ่านการบดแผ่นซิลิคอนวัดด้วยเครื่อง Particle Size Analysis รุ่น LA-905 ของบริษัท Bruker เมื่อผลิตเป็นฟิล์มบาง Si dots ได้ทำการวิเคราะห์คุณสมบัติของผลึกด้วยเครื่อง X-ray diffraction (XRD) รุ่น D8 Advanced จากบริษัท Bruker สามารถคำนวณได้จากสมการของ Scherrer แสดงในสมการที่ (2) [8, 12]

$$d = \frac{0.9\lambda}{B \cos \theta_B} \quad (2)$$

โดยที่ d คือขนาดของผลึก (nm)

λ คือความยาวคลื่นของรังสีเอกซ์ (1.5418 Å)

B คือ Full width at half maximum ของสเปกตรัม

θ_B คือค่ามุมของจุดยอด [°]

ค่าทางไฟฟ้าด้วยเครื่อง Electrometer รุ่น 2400 ของบริษัท Keithley เพื่อศึกษาค่าความนำไฟฟ้าด้วยแสงของฟิล์มบาง Si dots ซึ่งวัดภายใต้แสงที่มีความเข้ม 0.1 W/cm² สมบัติทางไฟฟ้าจากความสัมพันธ์ของกระแสไฟฟ้าที่วัดได้ภายใต้การป้อนแรงดันไฟฟ้ากระแสตรง (J-V curve) แบบ 2 ขั้ว ด้วยโลหะเงินสามารถวัดได้ด้วยเครื่อง Electrometer ที่เชื่อมต่อกับโปรแกรม Labview แสดงในรูปที่ 5

จากการวัดความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าสามารถนำมาคำนวณหาความต้านทานไฟฟ้าเฉพาะจากความสัมพันธ์แสดงในสมการที่ (3)

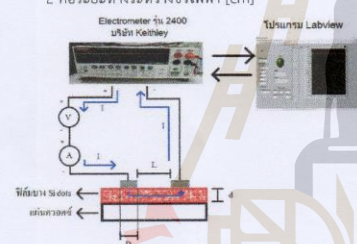
$$\rho = \frac{R \times A}{L} \quad (3)$$

โดยที่ ρ คือความต้านทานไฟฟ้าเฉพาะของฟิล์มบาง [Ωcm]

R คือความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มบาง [Ω]

A คือพื้นที่หน้าตัดที่กระแสไฟฟ้าไหลผ่าน [cm²]

L คือระยะห่างระหว่างขั้วไฟฟ้า [cm]



รูปที่ 5 แผนผังการวัด J-V curve ของฟิล์มบาง Si dots

คุณสมบัติทางแสงเช่นค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง (Transmittance, %T) และค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง (Reflectance, %R) วัดด้วยเครื่อง UV-Vis spectrophotometer รุ่น LAMBDA 950 ของบริษัท PerkinElmer เพื่อศึกษาสมบัติการดูดกลืนแสง [9] แสดงความสัมพันธ์ในสมการที่ (4) และประมาณค่า E_g ของฟิล์มบาง Si dots ในเงื่อนไขการเปลี่ยนแปลงของความหนาแน่น Si dots

$$\alpha = \frac{1}{t} \ln \left(\frac{(1-R)^4 + 4T^2 R^2 - (1-R)^2}{2TR} \right) \quad (4)$$

เมื่อ α คือสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสง [cm⁻¹]

t คือความหนาของฟิล์มบาง [cm]

T คือค่าสัมประสิทธิ์การทะลุผ่านของแสง

R คือค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนกลับของแสง

2. วิธีการทดลอง

2.1 การเตรียมผงซิลิคอน

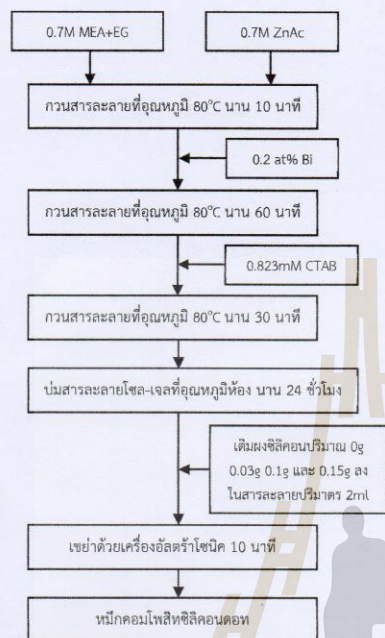
ในขั้นตอนแรกนำแผ่นซิลิคอนที่เสื่อมสภาพมาทำความสะอาดด้วยวิธีการ Radio Corporation of America (RCA) เพื่อกำจัดสารออกไซด์และไอออนของโลหะบนพื้นผิวของแผ่นซิลิคอน [10, 11] หลังจากนั้นนำมาบดหยาบในโถร่บดสาร และบดละเอียดด้วยกระบวนการบดด้วยลูกบอลเซรามิกที่มีเอทานอลอยู่ภายใน โดยใช้เวลา 96 ชั่วโมง แล้วนำมาผ่านตะแกรงร่อนขนาดรูผ่าน 45 ไมครอน จากนั้นอบผงซิลิคอนเพื่อให้เอทานอลระเหยออกด้วยอุณหภูมิ 100°C แล้วนำมาผ่านตะแกรงร่อนอีกครั้ง จนได้ผงซิลิคอน

2.2 การเตรียมหมึกคอมโพสิตซิลิคอน

การเตรียมหมึกคอมโพสิตซิลิคอน ได้ใช้สารละลาย จีงค์ออกไซด์เจือบิสมัท (ZnO:Bi) เพื่อเป็นเมทริกซ์สำหรับผงซิลิคอน สารละลายโซล-เจลประกอบด้วย จีงค์อะซิเตดไดไฮเดรต (ZnAc, Zn-(CH₃COO)₂·2H₂O), 99.5%) เอทิลีนไกลคอล (EG, CH₂OHCH₂OH, 99.5%) โมโนเอทานอลเอมีน (MEA, NH₂C₂H₄OH, 99%) บิสมัทไนเตรดเพนตะไฮเดรต (Bi, Bi(NO₃)₃·5H₂O, 98%) และเซทิลไตรเมทิลแอมโมเนียมโบรไมด์ (CTAB, C₁₈H₄₂BrN, 96%) วิธีการเตรียมอ้างอิงจาก [8, 12] เริ่มต้นนำ ZnAc ผสมเข้ากับสารละลาย MEA ที่ผสมอยู่กับ EG ให้มีความเข้มข้นเท่ากับ 0.7M โดยที่สัดส่วนของ ZnAc ต่อ MEA เท่ากับ 1 กวนสารละลายที่ 80°C นาน 10 นาที จากนั้นเติม Bi เพื่อให้สารละลายโซล-เจลมีจำนวนร้อยละของ Bi เท่ากับ 0.2% แล้วกวนสารละลายอีก 60 นาที จากนั้นเติม CTAB เพื่อให้สารละลายโซล-เจลมีความเข้มข้นของ CTAB เท่ากับ 0.823mm แล้วกวนสารละลายอีก 30 นาที และทำการบ่มสารละลายที่อุณหภูมิห้องนาน 24 ชั่วโมง สารละลายโซล-เจลที่ได้จะมีสีฟ้า ทำการแบ่งสารละลายโซล-เจลออกเป็น 4 กลุ่ม กลุ่มละ 2 ml แล้วเติมผงซิลิคอนจำนวน 0g, 0.03g, 0.1g และ 0.15g จากนั้นทำการเขย่าสารด้วยเครื่องอัลตราโซนิกนาน 10 นาที เพื่อให้ผงซิลิคอนกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในสารละลาย ZnO:Bi และได้เป็นหมึกคอมโพสิตซิลิคอนคอต ซึ่งแสดงแผนภาพการเตรียมในรูปที่ 6

2.3 การผลิตฟิล์มบาง Si dots

เมื่อได้หมึกคอมโพสิตซิลิคอนคอต แล้วทำการเคลือบหมึกคอมโพสิตซิลิคอนคอต ลงบนแผ่นควอตซ์ด้วยเทคนิคการหมุนเหวี่ยง ใช้ความเร็วรอบ 2,500 rpm นาน 30 วินาที ต่อมานำฟิล์มบางเข้าเตาอบเพื่อให้ฟิล์มบางแห้งที่อุณหภูมิ 200°C นาน 30 นาที ที่อัตราการให้ความร้อนเท่ากับ 1°C ต่อ 1 นาที เพื่อไม่ให้ฟิล์มบางเกิดรอยแตก จากนั้นอบต่อที่อุณหภูมิ 550°C นาน 2 ชั่วโมง โดยอัตราการให้ความร้อนเท่ากับ 1°C ต่อ 1 นาที จากการศึกษาที่ผ่านมา [12, 13] พบว่าอุณหภูมิ 550°C ให้ผลึกนาโนทรงกลมของ ZnO:Bi ที่มีคุณสมบัติทางแสงและไฟฟ้าที่ดี



รูปที่ 6 แผนภาพการสังเคราะห์หมักคอมโพสิตซิลิคอนคอต

3. ผลการทดลอง

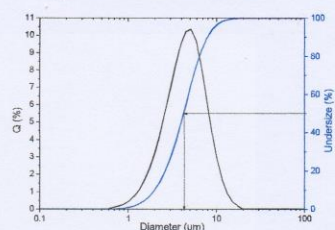
3.1 ขนาดของอนุภาคและความหนาของฟิล์มบาง Si dots

จากการวัดผลผลิตของผงซิลิคอนที่ได้จากการใช้แผ่นซิลิคอนที่เสื่อมสภาพ แสดงในรูปที่ 7 พบว่าวิธีการบดสามารถให้ผลผลิตได้ถึง 80% เมื่อวัดขนาดอนุภาคพบว่า ยอดสเปกตรัมของการกระจายตัวของอนุภาค (Q) ผงซิลิคอนมีขนาดเฉลี่ยเท่ากับ 4 ไมครอน ซึ่งสอดคล้องกับตำแหน่ง 50% บนแกน y ด้านขวาแสดง Undersize ที่ระบุถึงร้อยละความถี่ของการกระจายตัวของอนุภาค (Cumulative frequency distribution) แสดงในรูปที่ 8 เมื่อนำผงซิลิคอนมาผสมในสารละลายโซล-เจล ZnO:Bi สามารถได้หมักคอมโพสิตซิลิคอนคอตแสดงในรูปที่ 9

จากการวัดความหนาของฟิล์มบาง Si dots ด้วยเครื่อง Optical profiler พบว่าฟิล์มบางที่เจือปนซิลิคอน 0g, 0.03g, 0.1g และ 0.15g มีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 52nm, 53nm, 57nm และ 44nm ตามลำดับ



รูปที่ 7 ผงซิลิคอนที่ได้จากกระบวนการบด



รูปที่ 8 ความสัมพันธ์ของเปอร์เซ็นต์ความถี่ในการพบนอนุภาคการกระจายตัวของอนุภาค และขนาดของอนุภาคที่วัดจากเครื่อง Particle Size Analysis



รูปที่ 9 หมักคอมโพสิตซิลิคอนคอต

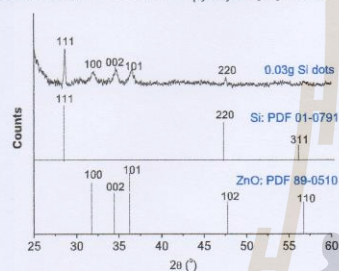
3.2 คุณสมบัติฟิล์มบางของฟิล์มบาง Si dots

รูปที่ 10 แสดงสเปกตรัม XRD ของฟิล์มบาง Si dots ที่เตรียมจากหมักที่มีปริมาณผงซิลิคอน 0.03g โดยเปรียบเทียบกับรูปสเปกตรัมของผลึก Si และ ZnO จากฐานข้อมูลของ PDF01-0791 และ PDF89-0510 จากผลการวัดพบว่าตำแหน่ง 2θ เท่ากับ 28.44° และ 47.3° ของระนาบ (111) และ (220) ตามลำดับ ซึ่งบ่งชี้ถึงคุณสมบัติความเป็นผลึกหลายรูปของซิลิคอน [14] และแสดงผลึก Si ระนาบ (111) มากกว่าระนาบอื่น และที่ตำแหน่ง 2θ เท่ากับ 31.75° , 34.42° และ 36.23° ของระนาบ (100), (002) และ (101) ตามลำดับ บ่งบอกถึงคุณสมบัติความเป็นผลึกของซิงค์ออกไซด์ [8] และแสดงผลึก ZnO ระนาบ (002) มากกว่าระนาบอื่น

ฟิล์มบาง Si dots มีความกว้างของสเปกตรัมที่มากกว่าของผลึกอ้างอิง แสดงว่ามีขนาดผลึกที่เล็กกว่า เมื่อนำมาคำนวณหา

ขนาดผลึก พบว่าผลึกซิลิคอนที่ระนาบ (111) และ (220) มีขนาดประมาณ 42nm และ 35nm ตามลำดับ และสำหรับผลึกของ ZnO:Bi ที่ระนาบ (100) (002) และ (101) มีขนาดเท่ากับ 16nm 14nm และ 15 nm ตามลำดับ

ทั้งนี้การผลิตฟิล์มบาง Si dots จากสารละลายหมึกคอมโพสิตซิลิคอนคอต ที่มีส่วนประกอบของผงซิลิคอนและสารละลายโซล-เจล ZnO:Bi เป็นเทคนิคที่สามารถผลิตฟิล์มบาง Si dots ที่มีโครงสร้างผลึกนาโนซิลิคอนฝังในวัสดุ ZnO:Bi ที่ไม่เปลี่ยนแปลงพลังงาน เมื่อเทียบกับเทคนิคการผลิตฟิล์มบางนาโนซิลิคอนที่ใช้วิธีการแยกสลายอนุภาคของก๊าซด้วยพลาสมา [15] หรือเทคนิคเลเซอร์ไพโรไลซิส (Laser pyrolysis) [16] เป็นต้น

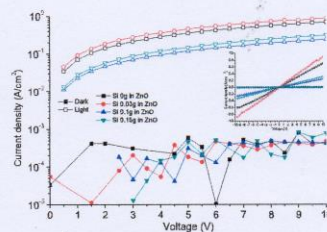


รูปที่ 10 สเปกตรัม XRD ของฟิล์มบาง Si dots

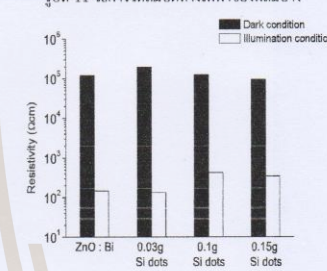
3.3 คุณสมบัติทางไฟฟ้าและค่าความต้านทานไฟฟ้าจำเพาะของฟิล์มบาง Si dots

รูปที่ 11 แสดงกราฟความสัมพันธ์ของความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้า (J-V curve) ในสภาวะสว่างและสภาวะมืด ของฟิล์มบาง Si dots ที่อุณหภูมิการอบ 550°C และในเงื่อนไขปริมาณผงซิลิคอนเท่ากับ 0g 0.03g 0.1g และ 0.15g จากผลพบว่ากระแสไฟฟ้าเพิ่มขึ้นตามค่าแรงดันไฟฟ้าที่มากขึ้น มีลักษณะเป็นเส้นตรงแสดงถึงคุณสมบัติของรอยสัมผัสโลหะและฟิล์มบางเป็นแบบโอห์มมิก (Ohmic contact) แสดงในรูปเล็กๆภายในของรูปที่ 11 และพบว่าความหนาแน่นของกระแสไฟฟ้าสูงขึ้นเมื่อวัดภายใต้สภาวะแสง ซึ่งเรียกว่ากระแสโฟโต (Photocurrent) แสดงถึงการมีผลพาหะอิสระได้มากขึ้นเมื่อได้รับแสง ลักษณะทางไฟฟ้าของฟิล์มบาง Si dots คล้ายกับผลของฟิล์มบาง ZnO:Bi ที่ไม่มีผลึกซิลิคอน ฟิล์มบาง Si dots ที่มีปริมาณผงซิลิคอน 0.03g ให้ค่ากระแสโฟโตใกล้เคียงหรือสูงกว่าเล็กน้อยเมื่อเปรียบเทียบกับฟิล์มบาง ZnO:Bi และค่าอัตราขยายกระแสโฟโต (Photocurrent gain = J_{photo}/J_{dark}) มีค่าสูงประมาณ 10^3 เท่า ที่แรงดันที่ $V=3V$ แต่เมื่อเพิ่มปริมาณผงซิลิคอนเป็น 0.1g และ 0.15g ค่ากระแสไฟฟ้าโฟโตลดลงประมาณ 2 – 3 เท่า แสดงให้เห็นในทางอ้อมว่าผิวสัมผัสของ Si dots ที่มาจากกระบวนการเติมผงซิลิคอนที่มากขึ้นสามารถส่งผลต่ออัตราส่วนรวมตัวใหม่ของพาหะส่วนเกิน (Excess carriers) ที่ผิวสูงขึ้น ทำให้กระแสไฟฟ้าโฟโตลดลง

จากรูปที่ 12 แสดงความต้านทานไฟฟ้าจำเพาะของฟิล์มบางในสภาวะมืดและสภาวะสว่าง พบว่าความต้านทานไฟฟ้าจำเพาะมีค่าลดลงในสภาวะสว่าง มีค่าประมาณ $10^2 \Omega \text{cm}$ ซึ่งมีค่าใกล้เคียงกับฟิล์มบาง ZnO:Bi



รูปที่ 11 วิธีการวัดสมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มบาง

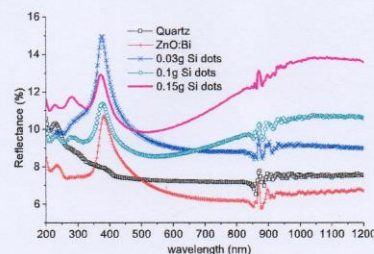


รูปที่ 12 ค่าความต้านทานไฟฟ้าจำเพาะของฟิล์มบาง Si dots ที่เงื่อนไขปริมาณผงซิลิคอนต่างๆ ในการวัดภายใต้สภาวะมืดและสภาวะสว่าง

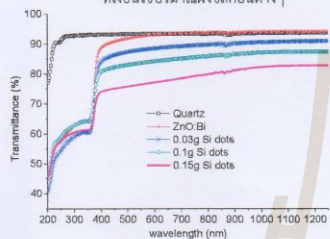
3.4 คุณสมบัติทางแสงของฟิล์มบาง Si dots

รูปที่ 13 และ 14 แสดงสเปกตรัมการสะท้อนแสงกลับและการทะลุผ่านของแสงของฟิล์มบาง ตามลำดับ ในช่วงความยาวคลื่น 200nm – 1250nm โดยทั่วไปผลึกซิลิคอนมีช่วงดูดซับที่ค่า %Weight reflectance (%WR) ที่สูงประมาณ 16.91% จากผลพบว่าสเปกตรัม %R ของฟิล์มบาง ZnO:Bi มีค่า %WR เท่ากับ 4.8% สำหรับฟิล์มบาง Si dots สำหรับปริมาณผงซิลิคอน 0.03g 0.1g และ 0.15g ให้ %WR เท่ากับ 6.55% 6.15% และ 7.21% ตามลำดับ ซึ่งค่า %WR ที่มีค่าน้อยจะส่งผลให้สำหรับเป็นชั้นรับแสงบนเซลล์แสงอาทิตย์ และอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์ ส่วนสเปกตรัม %T มีค่าลดลงตามความหนาแน่นของผลึกซิลิคอนที่เพิ่มขึ้น และในช่วงความยาวคลื่นแสงมากกว่า 380nm จะมีค่า %T สูงกว่า 70%

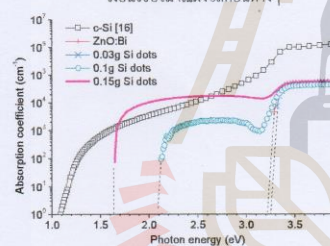
ค่าของขอบการดูดกลืนแสงสามารถบ่งบอกถึงระดับพลังงานช่องว่างทางแสงของวัสดุสารกึ่งตัวนำ (E_g) รูปที่ 15 แสดงสมบัติการดูดกลืนแสงของฟิล์มบาง Si dots ที่เงื่อนไขปริมาณผงซิลิคอนปริมาณต่างๆ พบว่าฟิล์มบางที่มีผงซิลิคอน 0.15g และ 0.1g แสดงขอบของการดูดกลืนแสง (Absorption edge) เลื่อนไปทางพลังงานแสงสูงขึ้น อยู่ที่ค่าประมาณ 1.65eV และ 2.1eV ตามลำดับ บ่งบอกถึงการตอบสนองต่อแสงสีแดงและสีเหลือง เมื่อเปรียบเทียบกับผลึกซิลิคอน (c-Si) ซึ่งมีขอบการดูดกลืนที่ประมาณ 1.1eV หรือคลื่นแสงอินฟราเรด อย่างไรก็ตามฟิล์มบางที่มีผงซิลิคอน 0.03g มีความหนาแน่นของผลึกซิลิคอนต่ำสุดให้ลักษณะการดูดกลืนคล้ายกับฟิล์มบาง ZnO:Bi ที่มีขอบการดูดกลืนแสงในช่วงพลังงานสูงประมาณ 3.2eV - 3.3eV



รูปที่ 13 สเปกตรัมการสะท้อนแสงกลับที่ผิวของฟิล์มบาง Si dots ที่เลือกใช้ปริมาณผงซิลิคอนต่างๆ



รูปที่ 14 สเปกตรัมการทะลุผ่านของแสงของฟิล์มบาง Si dots ที่เลือกใช้ปริมาณผงซิลิคอนต่างๆ



รูปที่ 15 สเปกตรัมค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงในฟิล์มบาง Si dots ที่เลือกใช้ปริมาณผงซิลิคอนต่างๆ

4. สรุปผลการทดลอง

การศึกษานี้ได้ประสบความสำเร็จในการผลิตหีกรวมคอมโพสิตซิลิคอน ซึ่งเป็นสารตั้งต้นสำหรับการผลิตฟิล์มบาง Si dots ที่ประกอบด้วยโครงสร้างผลึกนาโนซิลิคอน มีขนาดผลึกเฉลี่ยประมาณ 35 nm - 42 nm และผลึก ZnO:Bi ขนาดผลึกเฉลี่ยประมาณ 14 nm - 16 nm ภายใต้การอบที่อุณหภูมิ 550°C จากผลการศึกษาแสดงให้เห็นว่าฟิล์มบาง Si dots ปริมาณผงซิลิคอนเท่ากับ 0.03g ให้ค่าอัตราขยายกระแสไฟฟ้าต่อมีค่าสูงประมาณ 10^3 เท่า ซึ่งสามารถนำไปประยุกต์ใช้ในอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์ได้ และจากการเพิ่มชั้นของผงซิลิคอนจากปริมาณ 0.03g เป็น 0.15g จะส่งผลต่อการลดลงของกระแสไฟฟ้า เนื่องจากผลของอัตราการรวมตัวใหม่ของพาหะที่ผิวของฟิล์มบาง Si dots ผลการศึกษาทางแสงในเบื้องต้นพบว่าฟิล์มบาง Si dots ให้ค่า %WR ในระดับที่ต่ำกว่า 7.21% สามารถนำไปพัฒนา

ใหม่นี้ไปประยุกต์เป็นชั้นรับแสงให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ได้ อีกทั้งฟิล์มบาง Si dots สามารถแสดงการขยายระดับพลังงานที่ขอบการดูดกลืนแสงของฟิล์มบาง Si dots จาก 1.1eV ให้ค่าเป็น 1.65eV และ 2.1eV สำหรับฟิล์มบางที่มีผงซิลิคอน 0.1g และ 0.15g ตามลำดับ ดังนั้นจึงมีความเป็นไปได้ว่าฟิล์มบาง Si dots ที่ผลิตจากหีกรวมคอมโพสิตซิลิคอน สามารถนำไปใช้กับอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์ สำหรับใช้เป็นชั้นรับแสงบนเซลล์แสงอาทิตย์ได้ต่อไป

5. กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้ได้รับการสนับสนุนจากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี สำหรับการสนับสนุนการร่วมประชุมวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทยครั้งที่ 14 และสถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน (องค์การมหาชน) Beam Line 6a: Deep X-ray lithography

6. เอกสารอ้างอิง

- [1] Kasap, S.O. (2006). *Principles of Electronic Materials and Devices*. 3rd edition, McGraw-Hill, New York.
- [2] Green, M. (1982). *Solar Cells: Operating Principles, Technology and System Applications*, The University of New South Wales, New South Wales
- [3] Belghachi, A. (2015). *Theoretical Calculation of the Efficiency Limit for Solar Cells*, InTech, Rijeka.
- [4] Green, M.A. Hishikawa, Y. Dunlop, E. D. Levi, D. H. Hohl-Ebinger, J. Ho-Baillie, A. W. Y. (2018). Solar cell efficiency tables (version 51). *Progress in Photovoltaics: Research and Applications*, Vol. 26(1). pp. 3-12.
- [5] Bagheri, A.M. (2016). Solar Cell Quantum Dots. *American Journal of Renewable and Sustainable Energy*, Vol. 2. pp. 1-5.
- [6] Fangsuwannarak, T. and Scardera, G. (2008). Effect of annealing temperature on dark current density of silicon nanocrystals embedded in a nitride matrix for photovoltaic application. *Proceeding of the 2008 5th International Conference on Electrical Engineering /Electronics, Computer, Telecommunications and Information Technology*, Vol. 2. pp. 797-800
- [7] Jia, X., et al. (2016). All-silicon tandem solar cells: Practical limits for energy conversion and possible routes for improvement. *Journal of Applied Physics*, Vol. 119(23). pp. 233102.
- [8] Krongarom, P. Rattanachan, S.T. and Fangsuwannarak, T. (2012). ZnO Doped with Bismuth in case of In-Phase Behavior for Solar Cell Application. *Engineering Journal*, Vol. 16(3).
- [9] Pankove, J.I. (1976). *Optical Processes in Semiconductors*, Dover publications, New York.
- [10] Fraser, D.B Vossen, L. and Kern, W. (1978). *Thin film process*, Academic Press, New York.
- [11] Kern, W. (1993). *Handbook of Semiconductor Cleaning Technology*, Park Ridge NJ, New Jersey.
- [12] Kaewphoka, J. Fangsuwannarak, T. and Rattanachan, S.T. (2014). Synthesis of surfactant-assisted

nanostructured Bi-doped Zinc oxide for photo-sensing application. *Proceeding of the 11th International Conference on Electrical Engineering /Electronics, Computer, Telecommunications and Information Technology (ECTI-CON)*. pp.1-4.

[13] Fangsuwannarak, T. Krongarom, P. kaewphoka, J. and Rattanachan, S. T. (2013). Bismuth doped ZnO films as anti-reflection coatings for solar cells. *Proceeding of the 10th International Conference on Electrical Engineering/Electronics, Computer, Telecommunications and Information Technology*.

[14] Hubbard, C.R. (1982) Standard Reference Material 640a Silicon Powder 2 θ /d-spacing Standard for X-ray Diffraction, *National Bureau of standard*, Washington, D.C.

[15] Pi, X. Li, Q. Li, D. Yang, D. (2011). Spin-coating silicon-quantum-dot ink to improve solar cell efficiency. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Vol. 95(10), pp. 2941-2945.

[16] Kintz, H. Paquez, X. Sublemontier, O. Leconte, Y. Herlin-Boime, N. Reynaud, C. (2015). Synthesis and layering of Si quantum dots/SiO₂ composite films for third generation solar cells. *Thin Solid Films*, Vol. 593(Supplement C), pp. 96-101.

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ประวัติผู้เขียน

นายศุภณัฐ เลาหวิโรจน์ เกิดเมื่อวันที่ 1 ตุลาคม พ.ศ. 2536 ที่อำเภอเมือง จังหวัดนครพนม สำเร็จการศึกษาระดับมัธยมศึกษาตอนปลายจากโรงเรียนนครพนมวิทยาคม จังหวัดนครพนม และ สำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรี วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต (วิศวกรรมไฟฟ้ากำลัง) จากมหาวิทยาลัย เทคโนโลยีสุรนารี จังหวัดนครราชสีมา เมื่อปี พ.ศ. 2559

หลังจากสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรีแล้ว ได้เข้ารับการศึกษาคือต่อในระดับปริญญาโทที่ สาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ในปี 2559 โดยได้รับทุนการศึกษากิตติบัณฑิต มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี สำหรับค่าเล่าเรียน ในระหว่าง การศึกษาได้ปฏิบัติงานในตำแหน่งผู้ช่วยสอนรายวิชาปฏิบัติการของสาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า ได้แก่ ปฏิบัติการเครื่องจักรกลไฟฟ้า ปฏิบัติการระบบควบคุม ปฏิบัติการวิศวกรรมไฟฟ้ามูลฐาน และ ปฏิบัติการวิศวกรรมไฟฟ้า นอกจากนี้ยังได้ศึกษาในส่วนของวัสดุนาโนอิเล็กทรอนิกส์ซึ่ง ประยุกต์กับเซลล์แสงอาทิตย์ รวมทั้งได้ประดิษฐ์เซลล์แสงอาทิตย์ต้นแบบชนิดซิลิคอนโครงสร้าง นาโนซิลิคอนที่ให้ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานถึง 12.72% และมีผลงานทางวิชาการที่ได้รับ การตีพิมพ์เผยแพร่ 6 บทความ ดังรายชื่อที่ปรากฏในภาคผนวก ง

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี