



รายงานการวิจัย

การปรับปรุงค่าความนำไฟฟ้าและช่องว่างอิเล็กทรอนิกส์ทางแสงของ
ผลึกนาโนซิลิคอนควอนตัมดอทสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์

Improvement of Electrical Conductivity and Optical Electronic
Band gap of Nanocrystalline Silicon Quantum Dots for
Photovoltaic cells

ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจาก
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ผลงานวิจัยเป็นความรับผิดชอบของหัวหน้าโครงการวิจัยแต่เพียงผู้เดียว



รายงานการวิจัย

การปรับปรุงค่าความนำไฟฟ้าและช่องว่างอิเล็กทรอนิกส์ทางแสงของ
ผลึกนาโนซิลิคอนควอนตัมดอทสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์

Improvement of Electrical Conductivity and Optical Electronic
Band gap of Nanocrystalline Silicon Quantum Dots for
Photovoltaic cells

ผู้วิจัย

หัวหน้าโครงการ

ผศ.ดร. ทิพย์วรรณ พิงสุวรรณรักษ์

สาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า

สำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ปีงบประมาณ 2556

ผลงานวิจัยเป็นความรับผิดชอบของหัวหน้าโครงการวิจัยแต่เพียงผู้เดียว

กุมภาพันธ์ 2559

กิตติกรรมประกาศ

การวิจัยครั้งนี้ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจากมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ประจำปี
งบประมาณ 2556 ผู้วิจัยขอขอบคุณมา ณ โอกาสนี้

ผู้วิจัยขอขอบคุณ ผศ.ดร.ศิริรัตน์ ทับสูงเนิน รัตนจันทร์ และดร.อรรถพล มณีแดง สำหรับ
คำแนะนำที่เป็นประโยชน์กับการสังเคราะห์สาร

ผศ.ดร. ทิพย์วรรณ พิงสุวรรณรักษ์

2558

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาการผลิตฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอน (nc-Si dots) ฝังในเฟสของพอสพอรัสซิลิเกต (PSG) เพื่อเป็นแนวทางการประยุกต์สร้างเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนโครงสร้างแบบหลายรอยต่อ ฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส PSG สังเคราะห์ด้วยการเตรียมแบบหมักคอมโพสิตและเคลือบฟิล์มแบบหมุนเหวี่ยง จากผลการศึกษาพบว่าโครงสร้างทางพื้นผิวในระดับจุลภาคพบรูพรุนมีขนาดไม่เกิน 70 nm ในเฟสของ PSG เนื่องจากอัตราการเกิดปฏิกิริยาไฮโดรลิซิสเร็วยิ่งขึ้นในเฟสของออกไซด์ และพบเม็ดทรงกลมขนาดเล็กบนผิวฟิล์ม nc-Si dots ประมาณ 50 nm ซึ่งสามารถส่งผลต่อการกักแสงให้เพิ่มขึ้น ขณะเดียวกันฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG มีค่านำไฟฟ้าสูงกว่าฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส SiO₂ ประมาณ 5 เท่า แสดงถึงตัวกลางของ PSG สามารถปรับปรุงการนำไฟฟ้าให้กับฟิล์มบาง nc-Si dots ได้ อีกทั้งปริมาณของ nc-Si dots มากขึ้น (0.03g 0.06g และ 0.10g) มีผลต่อการเพิ่มขึ้นของกระแสไฟฟ้า อาจเป็นผลมาจากการนำไฟฟ้าของพาหะแบบ Direct tunneling หรืออาจมาจาก Phonon assisted hopping อย่างไรก็ตามจุดบกพร่อง (Defects) ที่รอยสัมผัสระหว่างผิว nc-Si dots และเฟส PSG ก็เพิ่มขึ้นด้วยเช่นกัน และส่งผลต่อการนำไฟฟ้าเช่นกัน

ผลการวัดสมบัติทางแสงพบว่า ฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส PSG มีค่าสัมประสิทธิ์การทะลุผ่านแสง (%T) สูงขึ้นเท่ากับ 24.54% 35.53% และ 37.62% สำหรับเงื่อนไข 0.10g ภายใต้การอบที่อุณหภูมิสูงขึ้นที่ 50°C 150°C และ 200°C ตามลำดับ ผลของ %T ที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากผลการเกิดออกซิไดซ์ของ nc-Si dots ที่ผิวเพิ่มขึ้น และการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิการอบนั้นมีผลต่อการลดลงของ %R อย่างเห็นได้ชัดในช่วงความยาวคลื่นที่มากกว่า 700 nm พบว่า %R มีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 18.39% 17.98% และ 17.41% สำหรับเงื่อนไขการอบที่ 50°C 150°C และ 200°C ตามลำดับ จากการคำนวณด้วย Tauc's plot พบว่า ค่าช่องว่างพลังงานทางแสง E_g ของ nc-Si dots สูงขึ้นมีค่าเท่ากับ 1.36 eV 1.52 eV และ 1.56 eV ตามอุณหภูมิการอบที่ 50°C 150°C และ 200°C ตามลำดับ เนื่องจาก nc-Si dots มีขนาดลดลงจากการเกิดออกซิไดซ์ที่ผิว ขณะที่ค่าดัชนีหักเหแสง n ของ nc-Si dots มีค่าต่ำกว่า c-Si ที่ทุกช่วงความยาวคลื่น ที่บริเวณความยาวคลื่น 300-600 nm ค่า n อยู่ระหว่าง 1.65 – 3.25 เปลี่ยนแปลงตามความหนาแน่นของ nc-Si dots ดังนั้นฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG จึงสามารถเป็นทางเลือกอย่างหนึ่งเพื่อขยายค่า E_g ให้กว้างขึ้น และมีค่าดัชนีหักเหแสงต่ำกว่า c-Si ทำให้เกิดมุมวิกฤติ (θ_c) ที่สูงขึ้น รวมถึงมีค่าสัมประสิทธิ์การสูญเสียที่ต่ำกว่า c-Si ในช่วงความยาวคลื่นสั้น จากคุณสมบัติที่ตอบสนองต่อแสงความยาวคลื่นสั้นกว่าของ c-Si ฟิล์มบาง nc-Si dots จึงมีความเหมาะสมสำหรับการประยุกต์เป็นชั้น p/n ให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนโครงสร้างหลายรอยต่อ

Abstract

In this research, thin film of nano-crystalline silicon dots (nc-Si dots) in phosphorus silicate glass (PSG) was investigated for an approach of novel tandem solar cell. The nc-Si dots film prepared from Si ink composite were formed by spin-coating technique. The results were shown the small pores in the diameter of 50-70 nm were appeared at the surface morphology of the particular PSG phase owing to higher hydrolysis reaction. Meanwhile, small spherical nc-Si particles with the approximate diameter of 50 nm were found at surface of the nc-Si dots. This surface morphology with some spherical particles can lead to an advantage of high light-trapping. It was found that the conductivity of nc-Si dots in PSG phase is higher than that in SiO₂ phase by 5 times, approximately. This result is noted that PSG phase has more effective conductivity improvement than SiO₂ phase. In addition, the higher amounts of nc-Si dots (0.03g, 0.06g, and 0.10g) seems to effect directly on the conductivity due to mostly possible effect of direct tunneling of such carriers or of phonon assisted hopping, nonetheless, increasing defects from the interface states between nc-Si dots and PSG phase inevitably occur and become worse of the film conductivity.

The optical properties were resulted that transmittance (%T) of nc-Si dots_0.1g in PSG phase obtains the increase of 24.54%, 35.53%, and 37.62% in the annealing conditions at 50°C 150°C and 200°C, respectively. It is due to an existence of more surface oxidation of nc-Si dots. The increase of annealing temperature of films finally results in the decrease of reflectance (%R) of 18.39%, 17.98%, and 17.41% at 50°C 150°C and 200°C, respectively. According to Tuac's plot, the increase values of optical band gap (E_g) are 1.36 eV, 1.52 eV, and 1.56 eV by increasing the annealing temperature of 50°C 150°C and 200°C, respectively possible owing to a decrease of nc-Si dots size. Furthermore, the spectral of refractive index (n) of nc-Si dots in PSG phase are below comparing with that of c-Si bulk. Refractive indices are in between 1.65 and 3.25, which depend on the varying nc-Si dot densities. Therefore, the use of nc-Si dots in PSG film can be an alternative way to extend E_g value and to obtain the both of optimizing n value for increasing critical angle (θ_c) of light incident and low k value in the short range of the light wavelength. Because of good responsibility of nc-Si dots in PSG phase in the shorter wavelength, nc-Si dot thin film can be applied for approaching silicon tandem solar cells.

สารบัญ

	หน้า
กิตติกรรมประกาศ	ก
บทคัดย่อ	ข
Abstract	ค
สารบัญ	ง
สารบัญตาราง	ฉ
สารบัญภาพ	ช
 บทที่ 1 บทนำ	
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย	3
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย	3
1.4 วิธีดำเนินการวิจัย	3
1.5 ประโยชน์ที่ได้รับจากงานวิจัย	4
 บทที่ 2 ผลึกนาโนซิลิคอนสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์แบบใหม่	
2.1 ข้อจำกัดค่าประสิทธิภาพของเซลล์แสงอาทิตย์	6
2.2 เซลล์แสงอาทิตย์ซิลิคอนแบบแทนเดมจากผลึกนาโนซิลิคอนในออกไซด์	7
2.3 การเติมสารเจือใน Silicon Rich Oxide ด้วยวิธีสปีดเตอริง	9
2.4 ฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนด้วยการเตรียมสารละลาย Sol-gel	11
2.4.1 ผงนาโนซิลิคอน	11
2.4.2 สารละลายหมึกนาโนซิลิคอน	13
 บทที่ 3 การปรับปรุงคุณภาพฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนด้วยฟอสฟอรัสซิลิเกต	
3.1 การสังเคราะห์หมึกคอมโพสิตนาโนซิลิคอน	15
3.2 การผลิตฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนด้วยวิธี Spin Coating และสมบัติทางไฟฟ้าและโครงสร้างระดับจุลภาค	17
3.2.1 สมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มบางในออกไซด์ต่างชนิดกัน	17
3.2.2 ความหนาแน่นของอนุภาคผลึกนาโนซิลิคอนที่มีผลต่อสมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มบาง	20

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
3.2.3 ความหนาแน่นของอนุภาคผลึกนาโนซิลิคอนที่มีผลต่อสมบัติทางโครงสร้างผิวระดับจุลภาค	22
บทที่ 4 สมบัติทาง Opto-electronics ของฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนในฟอสฟอรัสซิลิเกต	
4.1 สมบัติทางแสงของฟิล์มบางนาโนซิลิคอนดอทในเฟสของฟอสฟอรัสซิลิเกต	24
4.1.1 การดูดกลืนแสง (Absorption)	24
4.1.2 การทะลุผ่านแสง และการสะท้อนกลับที่ผิวของฟิล์มบาง	27
4.2 ค่าคงที่ทางแสงของฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนในเฟสของฟอสฟอรัสซิลิเกต	32
บทที่ 5 เซลล์แสงอาทิตย์ผลึกนาโนซิลิคอนดอท	
5.1 โครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ผลึกนาโนซิลิคอนดอท และคุณสมบัติของรอยต่อ p/n	35
5.2 การวัดประสิทธิภาพโฟโตโวลตาอิกของเซลล์แสงอาทิตย์ผลึกนาโนซิลิคอนควอนตัมดอท	37
บทที่ 6 สรุปผล และข้อเสนอแนะ	
6.1 ผลการปรับปรุงคุณภาพของผิวฟิล์มในระดับจุลภาค	42
6.2 ผลการปรับปรุงค่าความนำทางไฟฟ้าของฟิล์ม nc-Si dots	42
6.3 ผลการขยายค่าช่องว่างทางแสงของฟิล์ม nc-Si dots	43
บรรณานุกรม	45
ประวัติผู้วิจัย	49

สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 3.1 ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มบาง nc-Si ในเมตริกซ์ PSG และ SiO ₂	19
ตารางที่ 3.2 การเปรียบเทียบความสัมพันธ์ระหว่าง Dark current และ Voltage ของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟสของ SiO ₂ และ PSG และฟิล์ม PSG	19
ตารางที่ 3.3 ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มบาง nc-Si ในเมตริกซ์ PSG ในเงื่อนไขความหนาแน่นของ nc-Si dots ต่างกัน	22
ตารางที่ 4.1 ค่าสมบัติทางแสงของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG ในเงื่อนไขอุณหภูมิการอบและความหนาแน่นของ nc-Si dots	31
ตารางที่ 4.2 ค่าดัชนีหักเหแสง และค่าสัมประสิทธิ์การสูญเสียของฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส PSG พิจารณา Sample0.10g	34
ตารางที่ 5.1 พารามิเตอร์ต่างๆ ที่มีผลต่อประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG และรอยต่อพี-เอ็น ซิลิคอน	41

สารบัญรูปภาพ

รูปที่		หน้า
รูปที่ 2.1	สเปกตรัมของรังสีจากดวงอาทิตย์มาตรฐาน AM1.5 และสเปกตรัมที่ผลึกซิลิคอนสามารถดูดกลืนแสงหรือไปใช้งานได้.....	5
รูปที่ 2.2	กลไกการดูดกลืนแสงในแถบพลังงานของผลึกซิลิคอน	6
รูปที่ 2.3	แนวโน้มของค่าสัดส่วนการใช้ซิลิคอนประเภทต่าง ๆ ในอุตสาหกรรมการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์	6
รูปที่ 2.4	เปรียบเทียบสเปกตรัมที่สามารถผลิตกระแสไฟฟ้าได้ของเซลล์แสงอาทิตย์แบบเทนเดม กับรังสีจากดวงอาทิตย์มาตรฐาน AM1.5	7
รูปที่ 2.5	การดูดกลืนรังสีหลายช่วงในเซลล์แสงอาทิตย์แบบเทนเดม	7
รูปที่ 2.6	การเปรียบเทียบการเลื่อนของยอดสเปกตรัมโฟโตลูมิเนสเซนของ nc-Si dots ไปด้านช่วงพลังงานกว้างขึ้นตามขนาดที่เล็กลงของ nc-Si dots	8
รูปที่ 2.7	ไดอะแกรมของเซลล์แสงอาทิตย์ซิลิคอนโครงสร้างเทนเดมด้วยซิลิคอนควอนตัมดอท	9
รูปที่ 2.8	ไดอะแกรมของชั้น SRO แบบซูปเปอร์แลตทิซ	10
รูปที่ 2.9	ไดอะแกรมของการเกิดผลึกนาโนซิลิคอนดอทจากชั้น SRO แบบซูปเปอร์แลตทิซ	10
รูปที่ 2.10	ภาพถ่าย HETM ของผลึกนาโนซิลิคอนดอทในซิลิคอนไดออกไซด์เมตริกซ์	10
รูปที่ 2.11	สเปกตรัมรามานของแผ่นผลึกเดี่ยวซิลิคอน เปรียบเทียบกับผงนาโนซิลิคอนจาก American elements และจากวิธีการบด	12
รูปที่ 2.12	ภาพตัดขวางจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscope, TEM) ของ (ก) nc-Si powder จากกระบวนการบดได้ในห้องปฏิบัติการและ (ข) nc-Si powder จากบริษัท American elements	13
รูปที่ 2.13	ตัวอย่างของหมึกนาโนซิลิคอนและ ลวดลายจากการพิมพ์ลายด้วยสารละลายหมึกนาโนซิลิคอนที่สังเคราะห์ในห้องปฏิบัติการ SUT	14
รูปที่ 3.1	ขั้นตอนการสังเคราะห์หมึกคอมโพสิตนาโนซิลิคอนด้วยวิธีโซล-เจล	16
รูปที่ 3.2	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์ของ (ก) ฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟสของ SiO ₂ (ข) ฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟสของ PSG ภาพขยาย 5 เท่า และ (ค) ฟิล์มบาง PSG	17
รูปที่ 3.3	โครงสร้างของขั้วไฟฟ้าแบบ 2 ขั้วแบบ Lateral เพื่อวัดความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มบาง	18
รูปที่ 3.4	แผนภาพของระบบการวัดสมบัติทางไฟฟ้า I-V ของฟิล์มบางแบบมีขั้วไฟฟ้า 2 ขั้ว	18

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่		หน้า
รูปที่ 3.5	การเปรียบเทียบความสัมพันธ์ระหว่าง Dark current และ Voltage ของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟสของ SiO ₂ และ PSG และฟิล์ม PSG	19
รูปที่ 3.6	ภาพถ่ายขยาย 5 เท่า และ 20 เท่าของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG ในเงื่อนไขการเติมของ nc-Si ปริมาณ (ก) 0.03g (ข) 0.06g และ (ค) 0.10g อบฟิล์มที่ความร้อนด้วยอุณหภูมิ 500°C นาน 20 นาที	21
รูปที่ 3.7	ความสัมพันธ์ระหว่างกระแสและแรงดันไฟฟ้าของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PGS ในเงื่อนไขของความหนาแน่นของผลึกต่าง ๆ เปรียบเทียบกับฟิล์มบาง PSG	21
รูปที่ 3.8	ภาพถ่ายจากกล้อง AFM SPA-400 ของโครงสร้างผิวระดับจุลภาคที่ฟิล์มบาง nc-Si dots ในเงื่อนไขการเติม nc-Si ที่ (ก) 0.03g (ข) 0.06g และ (ค) 0.10g	23
รูปที่ 3.9	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน SEM ที่บริเวณเฟส PSG ของฟิล์มบาง nc-Si dots	24
รูปที่ 3.10	ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน FIB ของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเงื่อนไข 0.10g	24
รูปที่ 4.1	กลไกการเปลี่ยนแปลงสถานะส่งผ่านแบบไม่ตรง (Indirect transition) ของอิเล็กตรอน	26
รูปที่ 4.2	สเปกตรัมการทะลุผ่านแสงของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG ที่เงื่อนไขการอบฟิล์ม และความหนาแน่นของ nc-Si dots	28
รูปที่ 4.3	สเปกตรัมการสะท้อนแสงกลับที่ผิวฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG ที่เงื่อนไขการอบฟิล์ม และความหนาแน่นของ nc-Si dots	28
รูปที่ 4.4	(ก)-(ข) สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเงื่อนไขอุณหภูมิการอบ และความหนาแน่นของ nc-Si ในช่วงพลังงานโฟตอน 1-4eV และ 1.0-1.8eV	30
รูปที่ 4.5	การดูดกลืนแสงของฟิล์มบาง nc-Si ในเฟส PSG ที่ความยาวคลื่นย่าน Visible และ Near IR	31
รูปที่ 4.6	สเปกตรัมของค่าคงที่ทางแสง n และ k ของฟิล์มบาง nc-Si dots	33
รูปที่ 5.1	ข้อไฟฟ้าต้านบน และด้านหลังของเซลล์แสงอาทิตย์ (ก) รอยต่อ p/n c-Si (ข) รอยต่อ p-nc-Si dots	35
รูปที่ 5.2	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแส-แรงดันไฟฟ้าของเซลล์รอยต่อ p/n จาก c-Si	

	และรอยต่อ p/nc-Si dots ที่สภาวะมืด	36
รูปที่ 5.3	วงจรสมมูลทางไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ที่ประกอบด้วยความต้านทานไฟฟ้าแฝง	37
รูปที่ 5.4	ผลของ R_S ที่มีต่อคุณลักษณะ I-V ของเซลล์แสงอาทิตย์	38
รูปที่ 5.5	ผลของ R_{Sh} ที่มีต่อคุณลักษณะ I-V ของเซลล์แสงอาทิตย์	38
รูปที่ 5.6	ลักษณะของกำลังไฟฟ้าที่มีผลต่อค่าฟิลแฟคเตอร์	39
รูปที่ 5.7	ระบบการวัดประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยเครื่อง Solar simulator	40
รูปที่ 5.8	กราฟความสัมพันธ์ของกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าที่ผลิตจากเซลล์แสงอาทิตย์ ที่ทำการทดสอบ	40

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมา และความสำคัญของปัญหา

วัสดุสารกึ่งตัวนำซิลิคอนเป็นวัสดุหลักที่ใช้สำหรับการผลิตอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์วงจรรวม (Integrated Circuits; ICs) รวมถึงสำหรับผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนมีสัดส่วนถึง 85% เมื่อเทียบกับเซลล์แสงอาทิตย์ทุกประเภท เนื่องจากผลึกซิลิคอนมีความเสถียรภาพทางไฟฟ้าสูง อีกทั้งสกัดวัตถุดิบจากควอตซ์ซึ่งมีมากบนโลกและวัสดุซิลิคอนไม่เป็นพิษ ปัจจุบันอัตราการผลิตวงจรรวมนั้นเติบโตเพิ่มสูงขึ้นมาก ทำให้ความต้องการของวัตถุดิบซิลิคอนมีสูงขึ้น ราคาจึงขึ้นอยู่กับช่วงความต้องการของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ดังนั้นราคาจึงมีผลกระทบต่อเซลล์แสงอาทิตย์ที่ใช้ความหนาของแผ่นฐานชนิด p-Si ประมาณ 200-280 μm ใช้พื้นที่รับแสงรอยต่อ p/n ขนาดใหญ่สำหรับเป็นหน้าต่างรับแสงเพื่อผลิตกระแสไฟฟ้าจากแสงที่ตกกระทบเซลล์ สำหรับมุมมองของประสิทธิภาพการแปลงพลังงานนั้นพบว่าในปัจจุบันเซลล์แสงอาทิตย์ซิลิคอนรอยต่อ p/n แบบหนึ่งรอยต่อมีประสิทธิภาพสูงสุดเกือบเข้าใกล้ค่าจำกัดของประสิทธิภาพแผ่รังสี (Radiation effective limits) ที่มีค่าประมาณ 29% โดยที่ค่าการทะลุผ่านของแสงในช่วงความยาวคลื่นแสงที่ต่ำกว่าค่าพลังงานช่องว่าง (E_g) ของวัสดุซิลิคอนนั้นเป็นกลไกหลักของการสูญเสียอย่างหนึ่งในเซลล์ชนิดซิลิคอน

ดังนั้นผู้วิจัยมีแนวคิดต้องการพัฒนานวัตกรรมนาโนเทคโนโลยีด้วยผลึกซิลิคอนในระดับไม่กี่นาโนเมตร เพื่อลดการใช้ผลึกซิลิคอนจำนวนมาก ผสานกับการนำนวัตกรรมทางวิศวกรรมช่องว่างพลังงาน (Band gap engineering) คือการขยายค่าช่องว่างพลังงานอิเล็กทรอนิกส์ทางแสงของผลึกซิลิคอนด้วยหลักการของปรากฏการณ์การจำกัดทางควอนตัม (Quantum confinement effect) หรือปรากฏการณ์ควอนไทเซชัน (Quantization effect) ด้วยโครงสร้างเมตริกซ์ของซิลิคอนอนุภาคนาโนขนาดเล็กระดับไม่กี่นาโนเมตรที่ฝังอยู่ในวัสดุไดอิเล็กทริก อีกทั้งยังได้มุ่งเน้นศึกษาค้นคว้าการสังเคราะห์วัสดุส่วนประกอบของนาโนซิลิคอนจากสารตั้งต้นเพื่อเป็นฟิล์มบางที่ผลิตง่ายด้วยวิธี sol-gel มีราคาถูกเนื่องจากไม่พึ่งพาเทคโนโลยีระบบสุญญากาศ และมีความเป็นไปได้ที่จะนำไปพัฒนาในเชิงพาณิชย์ขั้นสูงที่สอดคล้องกับอุตสาหกรรมการผลิตอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ทางแสงในประเทศ จากศักยภาพของประเทศไทยที่มีหน่วยงานวิจัยทางด้านวิทยาศาสตร์ และวิศวกรรมศาสตร์ ในมหาวิทยาลัยต่าง ๆ นั้นสามารถจัดกลุ่มเทคโนโลยีการผลิตวัสดุนาโนได้ในประเทศดังนี้

1. Molecular Beam Epitaxy (MBE) สังเคราะห์ InAs dots ที่อยู่ระหว่างชั้น GaAlAs และ GaAs สังเคราะห์ฟิล์มใช้ระบบสุญญากาศพิเศษ
2. Pyrolysis สังเคราะห์อนุภาค nanocarbon ที่มีโลหะเป็นองค์ประกอบ สังเคราะห์ Carbon nanotube และ Carbon nanocapsule เป็นวิธีที่ได้อนุภาคนาโนเล็กได้ถึง 2-5 nm

3. RF magnetron sputter สังกะสีฟิล์มอินทรีย์ อนินทรีย์ หรือสารกึ่งตัวนำ ซึ่งวัสดุที่ได้มีโครงสร้างแบบอสัณฐาน (amorphous materials) หลังจากผ่านการอบที่อุณหภูมิสูง วัสดุจะตกผลึกในระดับนาโนเมตร เป็นวิธีที่ได้อนุภาคนาโนเล็กได้ถึง 2-5 nm แต่ต้องผ่านระบบแอลนีลที่อุณหภูมิใกล้เคียงจุดหลอมละลายเป็นเวลานานหลายชั่วโมง
4. Plasma enhancement chemical vapor deposition (PECVD) sputter สังกะสีวัสดุฟิล์มบางโครงสร้างแบบอสัณฐาน และผ่านการอบอุณหภูมิสูง ตกผลึกในระดับนาโนเมตร แต่ระบบนี้มีสารเจือปนสูง
5. Spin coating technique สังกะสีฟิล์มบางสารกึ่งตัวนำที่ผสมผงอนุภาคในระดับนาโนเมตร โดยไม่พึ่งพากระบวนการสุญญากาศระดับสูง อบที่อุณหภูมิต่ำ และเป็นเทคนิคต้นทุนต่ำกว่าเทคนิคอื่น ๆ แต่ต้องมีสังเคราะห์ผงอนุภาคนาโนก่อน
6. Grinding technique เป็นวิธีบดละเอียดเพื่อสังเคราะห์ผงผลึกซิลิคอนที่มีอะตอมสารเจือตามต้องการจากแผ่นผลึกซิลิคอน ซึ่งผงผลึกมีขนาดใหญ่ในระดับสิบล้านเมตร จำเป็นต้องผ่านกระบวนการอื่น ๆ เพื่อลดขนาดผลึกลง เช่นการออกซิไดซ์ผิวซิลิคอน

ประเทศไทยยังมีโครงสร้างของระบบอุทยานวิทยาศาสตร์ที่ประกอบด้วยศูนย์การวิเคราะห์ที่มีศักยภาพสูงสามารถสนับสนุนส่วนของวัสดุวิเคราะห์วัสดุนาโนที่สังเคราะห์ขึ้นได้เอง โดยประกอบด้วยศูนย์ต่าง ๆ ดังนี้

1. National Electronics and Computer Technology Center
2. National Center for Genetic Engineering and Biotechnology
3. National Metal and Materials Technology
4. National Nanotechnology Center

สำหรับการประยุกต์ใช้ผลึกซิลิคอนนาโนควอนตัมดอทในโครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ หรืออุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ทางแสงอื่น ๆ นั้น ค่าความนำทางไฟฟ้า และขนาดช่องว่างพลังงานทางอิเล็กทรอนิกส์แสง เป็นสิ่งสำคัญเพราะสามารถเพิ่มศักยภาพในการดูดกลืนพลังงานจากแสงอาทิตย์ในช่วงความยาวคลื่นแสงที่มองเห็น (visible wavelength) ซึ่งย่านนี้ให้กำลังความเข้มแสงสูงสุดเมื่อตกกระทบลงบนผิวโลก การเติมอะตอมสารเจือในผลึกซิลิคอนนาโนเป็นวิธีที่เพื่อค่าความนำทางไฟฟ้าเช่นการเติมสารเจือชนิดผู้ให้ เช่นฟอสฟอรัสทำให้เกิดพฤติกรรมการนำไฟฟ้าเป็นแบบชนิด n หรือเติมสารเจือชนิดผู้รับ เช่นโบรอนจะทำให้วัสดุนั้นเกิดการนำไฟฟ้าด้วยพาหะโฮลส่วนมากเรียกว่าชนิด p อย่างไรก็ตามยังมีผลการวิจัยจำนวนไม่มากที่แสดงผลการได้ปซิลิคอนควอนตัมดอท โดยได้ใช้เทคนิคของ RF reactive magnetron sputtering มีกระบวนการผลิตภายใต้ความดันสุญญากาศพิเศษ แต่การได้ปอะตอมสารเจือลงใน Si dots ด้วยวิธี sol-gel ซึ่งมีข้อดีคือ ผลิตได้ง่าย และได้พื้นที่ของฟิล์มกว้างและสม่ำเสมอ ต้นทุนต่ำ เนื่องจากไม่ต้องพึ่งพาเทคโนโลยีสุญญากาศพิเศษ แม้กระนั้นการเตรียมสารเพื่อให้เกิดการเกาะเกี่ยวพันธะที่เหมาะสมสำหรับงานออปโตอิเล็กทรอนิกส์นั้นยังไม่มีผลการวิจัยชัดเจน โดยผลงานวิจัยทั่วไปจะได้ปริมาณของเฟสฟอสฟอรัสที่แยกตัวจากโครงสร้างผลึกซิลิคอน ทำให้คุณสมบัติทางแสงและทางไฟฟ้ายังให้

ผลได้ไม่ด้นักสำหรับการประดิษฐ์เป็นสิ่งประดิษฐ์ทางออปโตอิเล็กทรอนิกส์ ดังนั้นงานวิจัยนี้ได้ศึกษาการเพิ่มค่าความนำทางไฟฟ้าของผลึกนาโนซิลิคอนควอนตัมดอท โครงสร้าง nc-Si dots ใน SiO₂ เมตริกซ์ โดยเลือกการสังเคราะห์จากวิธี sol-gel และการขยายช่องว่างพลังงานทางแสงเพื่อสามารถนำไปเป็นชั้นหน้าต่างรับแสงเพื่อเพิ่มสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงให้กับชั้นรอยต่อ p/n ของเซลล์แสงอาทิตย์

1.2 วัตถุประสงค์

1.2.1 เพื่อผลิตฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนควอนตัมดอทฝังในซิลิคอนออกไซด์ประสิทธิภาพสูง จากวิธีโซลเจล ด้วยเทคนิคการเคลือบผิวโดยแรงเหวี่ยง (spin coating) สำหรับเป็นชั้นหน้าต่างรับแสงให้แก่เซลล์แสงอาทิตย์

1.2.2 เพื่อพัฒนากระบวนการผลิตผลึกนาโนซิลิคอนฝังในซิลิคอนออกไซด์ให้สอดคล้องกับการผลิตในอุตสาหกรรมเซลล์แสงอาทิตย์

1.2.3 เพื่อผลิตบุคลากรระดับบัณฑิตศึกษาได้น้อย 1 คนที่มีความรู้ ความสามารถเฉพาะในการพัฒนาเทคโนโลยีนาโนซิลิคอนควอนตัมดอทสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ และอุปกรณ์ทางแสงที่ใกล้เคียงและสามารถเผยแพร่ผลงานวิจัยได้

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

1.3.1 ปรับปรุงคุณภาพค่าความนำทางไฟฟ้าของฟิล์มผลึกนาโนซิลิคอนควอนตัมดอทที่ฝังในซิลิคอนออกไซด์จากวิธีโซลเจลด้วยเทคนิคการเคลือบผิวโดยแรงเหวี่ยง (spin coating)

1.3.2 ขยายช่องว่างพลังงานอิเล็กทรอนิกส์ทางแสงของผลึกนาโนซิลิคอนควอนตัมดอทด้วยการลดขนาดของผลึกนาโนซิลิคอน

1.4 วิธีดำเนินการวิจัย

1.4.1 ค้นคว้าความรู้ที่เกี่ยวข้องและเป็นประโยชน์ต่อการดำเนินโครงการ และจัดหาอุปกรณ์เครื่องมือต่างๆ

1.4.2 ผลิตฟิล์มบาง SiO₂ ด้วย sol-gel ของสารละลาย TEOS โดยทดลองเคลือบบนแผ่น quartz และแผ่น Si และทำการอบให้แห้งให้มีการเกาะติดที่ดี ตรวจสอบผิวในเบื้องต้นด้วยกล้อง Optical microscope

1.4.3 เมื่อได้คุณภาพผิวที่ดีภายใต้เงื่อนไขการอบที่เหมาะสมแล้ว นำไปวัดด้วยเครื่องมือวัดทางแสง เพื่อหาคุณสมบัติทางแสงเทียบกับ SiO₂ ที่ผลิตด้วยวิธี Thermal oxidation

1.4.4 นำผงซิลิคอนขนาดเล็ก เติมลงในสารละลายซิลิกา และอาจเติมสาร catalyze หรือ surfactant โดยควบคุมปัจจัยให้เหมาะสมได้แก่ ระดับค่า pH นำหนักโมเลกุล ความเข้มข้นของสาร ความหนืดของสารละลาย การแพร่กระจายของสาร

14.5 ศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิในกระบวนการ annealing ภายในบรรยากาศ ต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดผลึกนาโนของ Si dots ด้วยวิธีการตรวจสอบจากเครื่อง Micro Raman spectroscopy และส่องกล้องด้วย TEM

14.6 ตรวจสอบลักษณะเฉพาะและความสัมพันธ์ของสมบัติของฟิล์มบาง nc-Si dots เช่น ความหนาของชั้นฟิล์มบาง ขนาดของผลึกนาโนและความหนาแน่น องค์ประกอบทางเคมี จุลโครงสร้างที่ผิว วัสดุสมบัติทางไฟฟ้าและทางแสงในช่วงคลื่นที่ UV ถึง IR

14.7 หาความสัมพันธ์ระหว่างเงื่อนไขการผลิตกับค่าความนำทางไฟฟ้า และค่าช่องว่างพลังงาน เพื่อเป็นแนวทางสำหรับใช้ในโครงสร้างรอยต่อ p/n ของเซลล์แสงอาทิตย์นาโนควอนตัมดอท

14.8 เขียนบทความตีพิมพ์ และเผยแพร่เทคโนโลยีการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ฟิล์มบางจากผลึกนาโน ZnO และ Si dots ที่ฝังใน SiO₂ ไปสู่องค์กร หรือภาคอุตสาหกรรมที่เกี่ยวข้องเพื่อส่งเสริมการผลิตในเชิงพาณิชย์

1.5 ประโยชน์ที่ได้รับจากการวิจัย

1.5.1 เป็นองค์ความรู้ส่วนหนึ่งที่สำคัญของการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนด้วยเทคนิค spin coating ซึ่งเป็นแนวทางที่ไม่พึ่งพาระบบสุญญากาศพิเศษ เพื่อลดต้นทุนการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์

1.5.2 เผยแพร่ผลงานวิจัยในการประชุมวิชาการระดับนานาชาติ และตีพิมพ์ในวารสารทางวิชาการ ดังนี้

T. Fangsuwannarak, K. Kunchana, “Optical Properties of Nano-crystalline Silicon Films Prepared by Using Sol-Gel Spin Coating Process” The Romanian Review Precision Mechanics, Optics & Mechatronics, No. 43: pp.106-110 (2013)

1.5.3 ผลิตบุคลากรในระดับปริญญาโท วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สำเร็จในปีการศึกษา 2556 ได้ 1 คนที่มีความรู้ ความสามารถเฉพาะในการพัฒนาเทคโนโลยีนาโนซิลิคอนควอนตัมดอทสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ได้

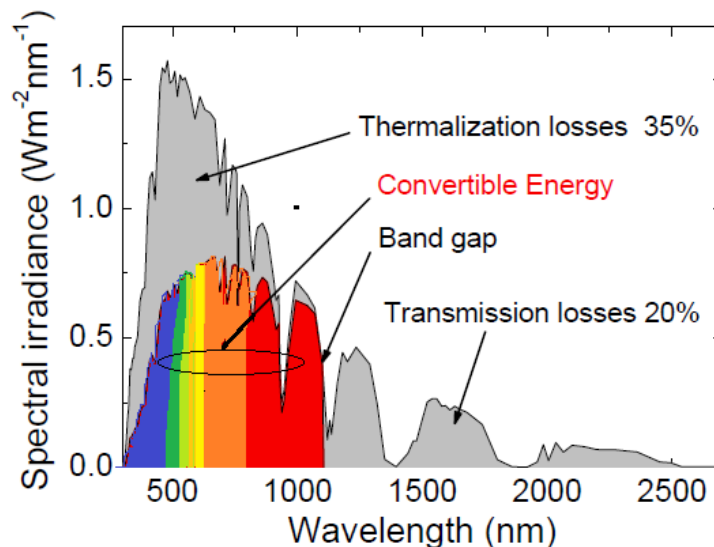
บทที่ 2

ผลึกนาโนซิลิคอนสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์แบบใหม่

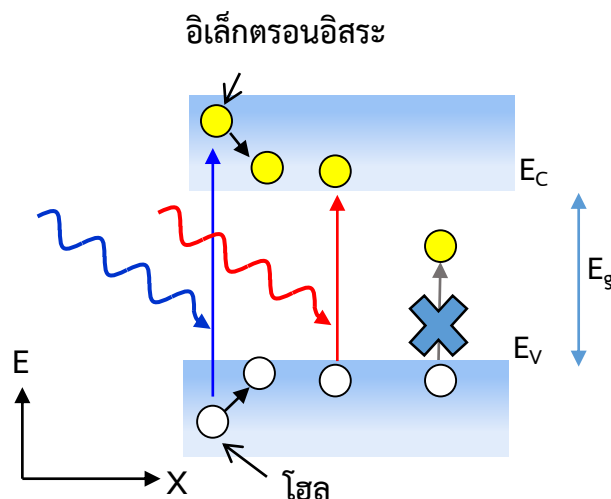
2.1 ข้อจำกัดค่าประสิทธิภาพของเซลล์แสงอาทิตย์

ปัจจุบันเทคโนโลยีการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ใช้วัสดุหลักคือซิลิคอน (Si) ที่พบในปริมาณมากจากแร่ควอตซ์ และทราย ซึ่งมีมากและไม่เป็นพิษ เมื่อนำมาผ่านกระบวนการผลิตแผ่นผลึกซิลิคอนให้มีความบริสุทธิ์สูง และผ่านกระบวนการสร้างชั้นรอยต่อ p/n จะได้เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีความหนาแน่นระหว่าง 200-300 μm จากผลึก Si ที่เป็นธาตุหมู่ 4 มีสมบัติเป็นวัสดุสารกึ่งตัวนำที่มีช่องว่างพลังงานทางแสง (Energy band gap, E_g) เท่ากับ 1.12 eV ค่า E_g ของ Si ได้แสดงถึงความสามารถในการดูดกลืนแสงนั้นจำกัดที่ย่านความยาวคลื่น (λ) ไม่เกิน 1107 nm เมื่อเทียบกับสเปกตรัมรังสีพระอาทิตย์มาตรฐาน AM1.5G ในรูปที่ 2.1 จากรูปพบว่าย่านความยาวคลื่นเกินกว่า 1107 nm หรือเรียกว่าย่านรังสีความร้อนนั้นทะลุผ่านเซลล์ชนิดผลึกซิลิคอน จึงไม่สามารถนำมาผลิตกระแสไฟฟ้าได้ แต่เมื่อพิจารณาในย่านความยาวคลื่นสั้นอย่างแสงสีน้ำเงินที่มีระดับความเข้มพลังงานของแสงอาทิตย์ที่สูงสุดในสเปกตรัม แต่เซลล์ชนิดผลึกซิลิคอนนั้นเกิดกำลังไฟฟ้าสูญเสียมากเช่นกัน รูปที่ 2.2 แสดงไดอะแกรมแถบพลังงานของผลึกซิลิคอนที่เกิดกระบวนการสูญเสียเชิงความร้อนเมื่อแสงสีน้ำเงินตกกระทบ มีค่าพลังงานมากกว่า E_g ของ Si แสดงจากความสัมพันธ์ของพลังงานโฟตอนดังนี้

$$E(\text{eV}) = \frac{1240}{\lambda(\text{nm})} \quad (2.1)$$

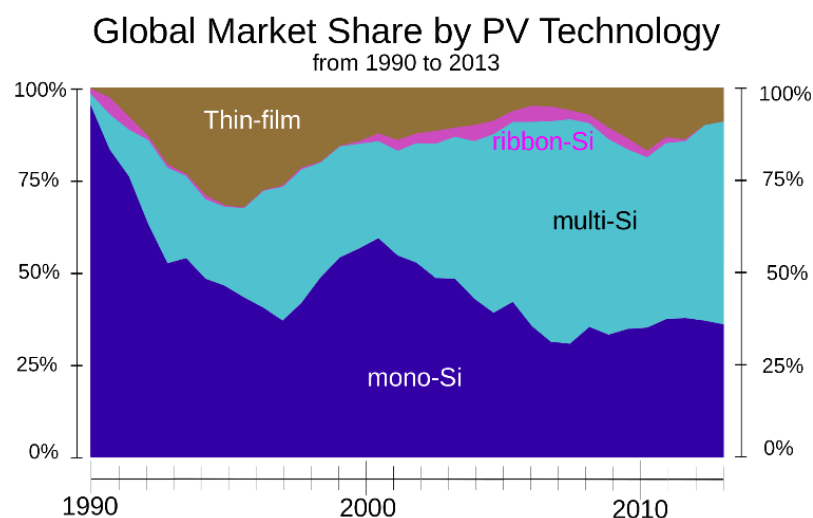


รูปที่ 2.1 สเปกตรัมของรังสีจากดวงอาทิตย์มาตรฐาน AM1.5 และสเปกตรัมที่ผลึกซิลิคอนสามารถดูดกลืนแสงหรือไปใช้งานได้



รูปที่ 2.2 กลไกการดูดกลืนแสงในแถบพลังงานของผลึกซิลิคอน

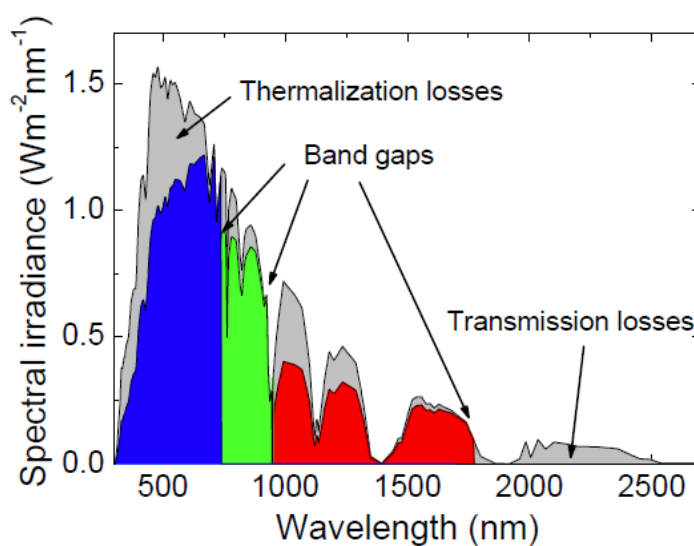
เทคโนโลยีเซลล์แสงอาทิตย์แบบฟิล์มบางซิลิคอนจากวัสดุอะมอร์ฟัสซิลิคอน (a-Si:H) และผลึกไมโครซิลิคอน ($\mu\text{c-Si}$) เริ่มแพร่หลายมากขึ้นในปี ค.ศ.1990 สังเกตได้จากกราฟรูปที่ 2.3 แสดงแนวโน้มของการใช้วัสดุซิลิคอนในเทคโนโลยีการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ เนื่องจากค่า E_g ของฟิล์มบางนั้นมีค่ากว้างอยู่ระหว่าง 1.3-3.2 eV ทำให้เก็บเกี่ยวพลังงานย่านความยาวคลื่นสั้นได้มากขึ้น ฟิล์มบางอะมอร์ฟัสซิลิคอนอาจให้ความยาวคลื่นได้กว้างถึง 3 eV แต่มีจุดบกพร่องของโครงสร้างผลึกสูงเช่นกัน เกิดการดักจับพาหะที่ผลิตได้จากแสงที่บริเวณแถบพลังงานปลอดพาหะ ทำให้กระแสโฟโตมีค่าต่ำ ผลิตเป็นเซลล์แสงอาทิตย์ให้ประสิทธิภาพประมาณ 10% ส่วนฟิล์มบางผลึกไมโครซิลิคอนสามารถให้ค่า E_g ที่แคบกว่าฟิล์มอะมอร์ฟัส และเกิดจุดพร่องน้อยกว่าที่เกรนผลึก ค่า E_g สามารถปรับเปลี่ยนได้เล็กน้อยจากการควบคุมความหนาของฟิล์มให้ลดลง อย่างไรก็ตามขอบเขตของเกรนผลึกไมโครก็ยังส่งผลต่อการเกิดจุดบกพร่อง ทำให้ประสิทธิภาพลดลง



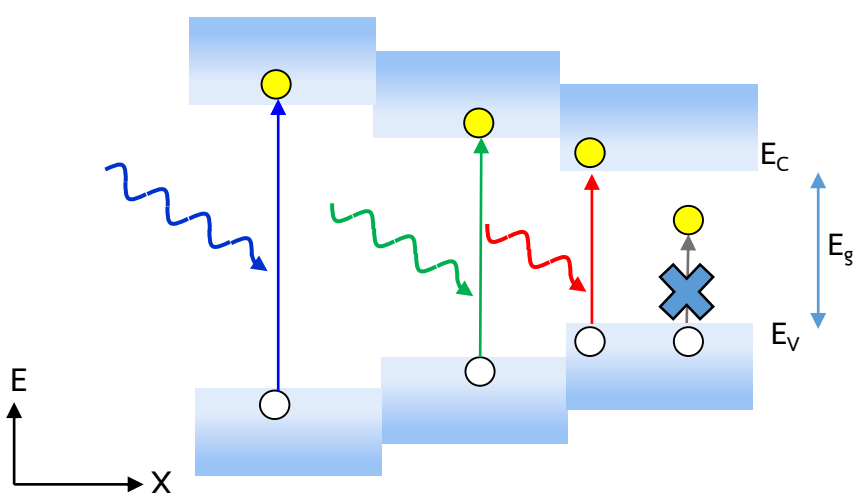
รูปที่ 2.3 แนวโน้มของค่าสัดส่วนการใช้ซิลิคอนประเภทต่าง ๆ ในอุตสาหกรรมการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์

2.2 เซลล์แสงอาทิตย์ซิลิคอนแบบเทนเดมจากผลึกนาโนซิลิคอนในออกไซด์

ในทางการผลิตเชิงพาณิชย์ได้มีเซลล์แสงอาทิตย์โครงสร้างเทนเดม (Tandem solar cell) หรือเซลล์มีรอยต่อ p/n หลายรอยต่อจากวัสดุสารประกอบกลุ่มเดียวกัน เพื่อได้ให้ประสิทธิภาพสูงกว่า 37% จากกลุ่มวัสดุสารกึ่งตัวนำประกอบของหมู่ III-V ทำให้เพิ่มศักยภาพการแปลงพลังงานได้หลายช่วงของความยาวคลื่นในพลังงานทางแสงต่าง ๆ กัน รูปที่ 2.4 แสดงหลักการของสเปกตรัมความยาวคลื่นที่สามารถนำไปใช้ผลิตกระแสไฟฟ้าได้สูงขึ้น จากการตอบสนองของแสงที่มีช่วงความยาวคลื่นมากขึ้นด้วยการมีแถบพลังงานของรอยต่อ p/n ที่มากกว่า 1 รอยต่อ แสดงในรูปที่ 2.5



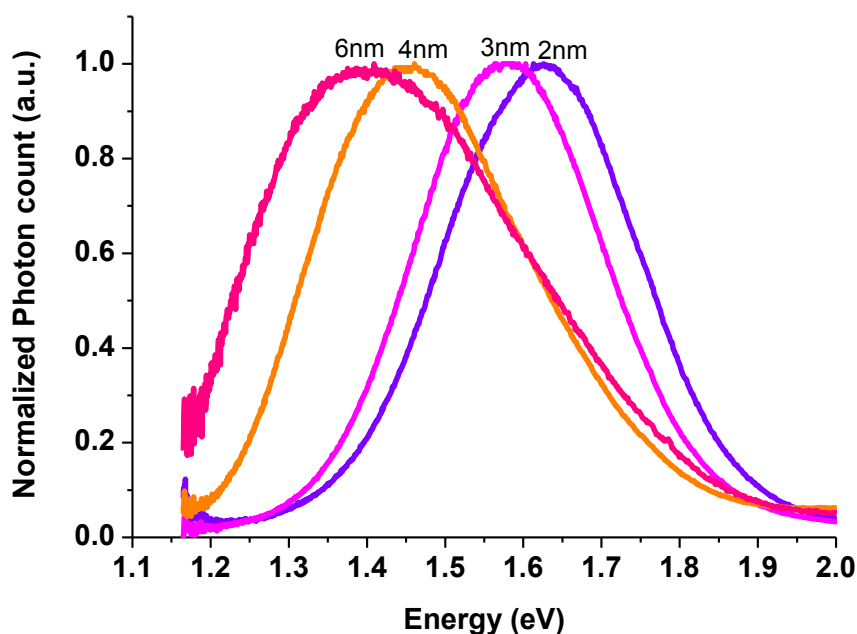
รูปที่ 2.4 เปรียบเทียบสเปกตรัมที่สามารถผลิตกระแสไฟฟ้าได้ของเซลล์แสงอาทิตย์แบบเทนเดม กับรังสีจากดวงอาทิตย์มาตรฐาน AM1.5



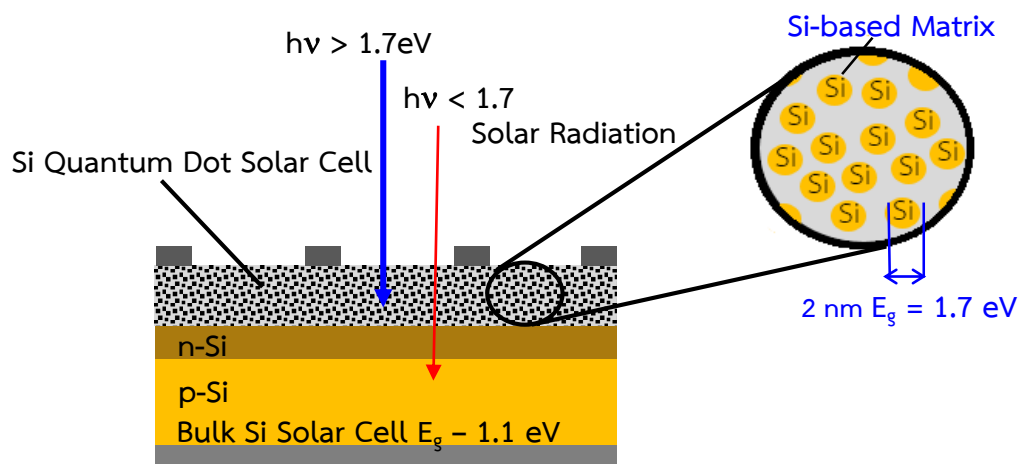
รูปที่ 2.5 การดูดกลืนรังสีหลายช่วงในเซลล์แสงอาทิตย์แบบเทนเดม

อย่างไรก็ตามเซลล์แสงอาทิตย์โครงสร้างแบบเทนเดมจากวัสดุสารกึ่งตัวนำประกอบหมู่ III-V นั้นไม่นิยมผลิตใช้งานในระบบต่อสายส่ง หรือใช้บนผิวโลกเนื่องจากเป็นวัสดุที่เป็นพิษ ต่างจากการใช้วัสดุชนิดซิลิคอนซึ่งมีมากในโลก และไม่เป็นพิษ แต่การสร้างชั้นรอยต่อ p/n แบบหลายรอยต่อด้วยวัสดุพื้นฐานของซิลิคอนนั้นเป็นสิ่งที่ท้าทาย และมีงานวิจัยไม่มากนัก หรือไม่มีความเข้าใจมากเพียงพอสำหรับการผลิตฟิล์มบางซิลิคอนที่ให้สมบัติของช่องพลังงานทางแสงที่กว้างขึ้น และมีสมบัติทางไฟฟ้าที่ดี

การสร้างรอยต่อ p/n หลายชั้นเพื่อให้เซลล์สามารถดูดกลืนพลังงานโฟตอนได้หลายช่วงทำได้ยากสำหรับวัสดุสารประกอบซิลิคอน เพราะมีสมบัติคล้ายฉนวนซึ่งเหมาะสมเป็นชั้นไดอิเล็กตริก ขณะที่วัสดุ a-Si:H นั้นยังพบปัญหาจากจุดบกพร่องในโครงผลึก ดังนั้นจึงจำเป็นต้องมีวัสดุชนิดใหม่จากผลึกนาโนซิลิคอนที่ฝังในไดอิเล็กตริกของซิลิคอน นำไปสู่หลักการของระดับพลังงานควอนตัม ทำให้ค่า E_g ขยายกว้างขึ้นในวัสดุโครงสร้างผลึกระดับนาโนเมตร (Nano-crystalline silicon, nc-Si) ที่ฝังในวัสดุไดอิเล็กตริกของซิลิคอนเช่น SiO_2 SiC หรือ SiN เป็นต้น รูปที่ 2.6 แสดงสเปกตรัมโฟโตลูมิเนสเซน (Photoluminescence, PL) ของผลึก nc-Si dots ที่มียอดสเปกตรัมพลังงานเลื่อนไปย่านพลังงานที่สูงขึ้น เมื่อขนาดของ nc-Si dots เล็กลง ซึ่งยอดของสัญญาณ PL นั้นบ่งบอกถึงค่า E_g ของ nc-Si dots การนำฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนมาสร้างร่วมกับเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีรอยต่อ p/n จากผลึกเดี่ยวซิลิคอนจัดเป็นโครงสร้างนวัตกรรมของเซลล์แสงอาทิตย์แบบใหม่ เรียกว่าโครงสร้างซูเปอร์แลตทิซ (Super lattice) หรืออาจเรียกว่าผลึกนาโนซิลิคอนควอนตัมดอต (nc-Si quantum dots) แนวคิดของเซลล์แสงอาทิตย์ซิลิคอนแบบเทนเดมด้วยผลึกนาโนแสดงโครงสร้างในรูปที่ 2.7



รูปที่ 2.6 การเปรียบเทียบการเลื่อนของยอดสเปกตรัมโฟโตลูมิเนสเซนของ nc-Si dots ไปด้านช่วงพลังงานกว้างขึ้นตามขนาดที่เล็กลงของ nc-Si dots (ภาพจากวิทยานิพนธ์ T. Fangsuwannarak, 2007)



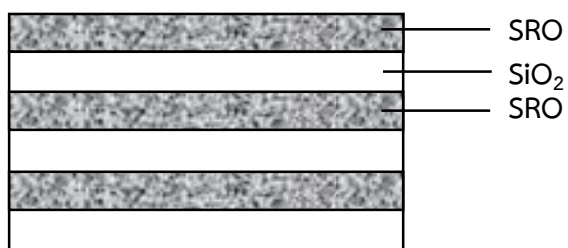
รูปที่ 2.7 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ซิลิคอนโครงสร้างเทนเดมด้วยซิลิคอนควอนตัมดอท

จากโครงสร้างมาตรฐานของเซลล์ซิลิคอน 1 รอยต่อ นั้นประสิทธิภาพเชิงควอนตัมจำกัดที่ค่าสูงสุดที่ได้ไม่เกิน 29% แต่สำหรับการเพิ่มรอยต่อด้วยชั้น nc-Si quantum dots เป็น 2 รอยต่อ และ 3 รอยต่อจะสามารถดูดกลืนแสงที่มีความยาวคลื่นยาวขึ้น ทำให้ได้ประสิทธิภาพเชิงควอนตัมจำกัดที่ค่าสูงสุดที่ 42.5% และ 47.5% ตามลำดับ อย่างไรก็ตาม นอกจากสมบัติทางแสงของชั้น nc-Si quantum dots การความนำทางไฟฟ้าของชั้น nc-Si quantum dots ด้วยการเจือสารในผลึกนาโนนั้นมีบทบาทสำคัญต่ออุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์สารกึ่งตัวนำ เพื่อใช้ประโยชน์ได้จริง

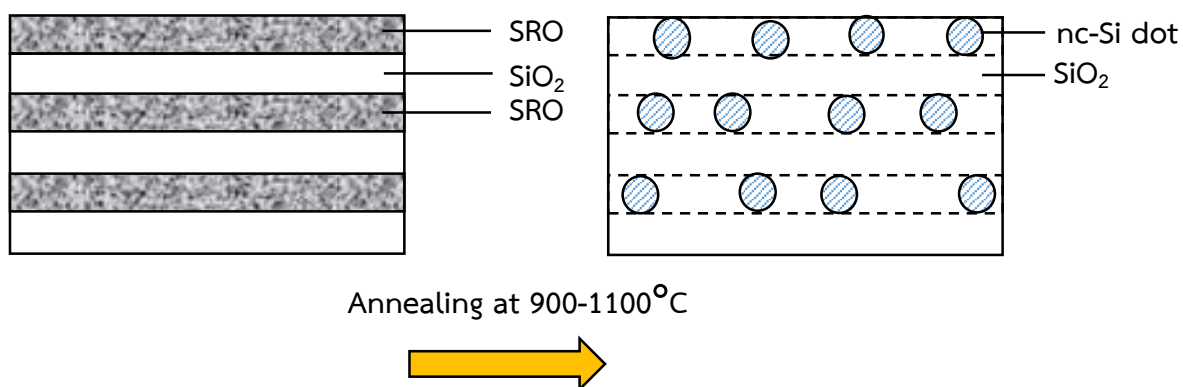
2.3 การเติมสารเจือใน Silicon Rich Oxide ด้วยวิธีสปัตเตอริง

ฟิล์ม Silicon rich oxide (SRO) เป็นส่วนประกอบของอะตอม Si ที่หนาแน่นกว่าอะตอม O_2 เมื่อเป็นแสดงเป็นสารประกอบจะอยู่ในรูปของ SiO_x ซึ่ง $x < 2$ เมื่อฟิล์มบาง SRO สร้างสลับกับชั้น SiO_2 แสดงดังรูปที่ 2.8 โดยวิธีการผลิตด้วยเครื่องสปัตเตอริง (Sputtering) เป็นที่นิยมใช้ เนื่องจากส่วนประกอบด้วยฟิล์มสามารถปรับเปลี่ยนตามแหล่งวัสดุของแข็งที่เรียกว่า แผ่น Target และมีหัว Target หลายหัวในเครื่องเดียวกัน ทำให้สามารถใช้แผ่น Target สารเจือโบรอน หรือฟอสฟอรัส เพื่อได้ฟิล์ม SRO:B หรือ SRO:P ตามลำดับ การสร้างฟิล์มบางด้วยวิธี Sputtering สามารถสร้างชั้นฟิล์มที่ประกอบด้วยวัสดุต่างชนิดกันซ้อนทับกันหลายชั้นที่เรียกว่า ซุปเปอร์แลตทิซได้ อีกทั้งค่าอัตราการปลูกฟิล์มต่ำในระดับ 1 nm/sec ทำให้ได้ฟิล์มที่มีความบางในระดับนาโนเมตรได้

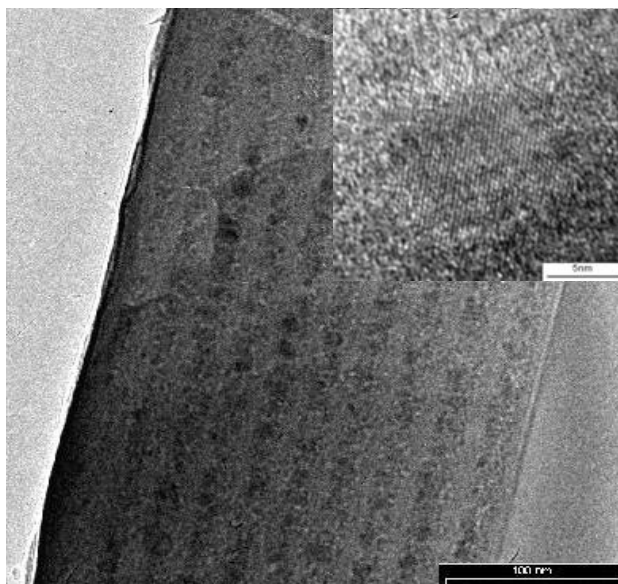
ฟิล์มของ SRO เป็นโครงสร้างแบบอะมอร์ฟัส เพื่อให้เกิดการเปลี่ยนโครงสร้างอะตอมเป็นผลึกซิลิคอนอยู่ในแวดล้อมด้วยซิลิคอนไดออกไซด์เมตริกซ์ จึงจำเป็นต้องผ่านกระบวนการตกผลึก (Precipitation) ภายใต้อุณหภูมิสูง 900-1100°C รูปที่ 2.9 แสดงโครงสร้างของ nc-Si quantum dots ที่อยู่ในเฟส SiO_2 รูปที่ 2.10 แสดงภาพถ่ายของผลึกนาโนซิลิคอนในเมตริกซ์ซิลิคอนไดออกไซด์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบ High Resolution TEM (HTEM) จากกำลังขยายที่สูงจะพบระนาบของผลึก Si



รูปที่ 2.8 ไดอะแกรมของชั้น SRO แบบซูเปอร์แลตทิซ



รูปที่ 2.9 ไดอะแกรมของการเกิดผลึกนาโนซิลิคอนดอทจากชั้น SRO แบบซูเปอร์แลตทิซ



รูปที่ 2.10 ภาพถ่าย HETM ของผลึกนาโนซิลิคอนดอทในซิลิคอนไดออกไซด์เมตริกซ์ (ภาพจากวิทยานิพนธ์ T. Fangsuwannarak, 2007)

การเพิ่มค่าความนำไฟฟ้าให้กับฟิล์ม nc-Si quantum dots สามารถพิจารณาได้จาก

- เจือสาร Boron หรือ Phosphorus ให้กับ SRO เพื่อให้เกิด nc-Si quantum dots เป็น p-type และ n-type ตามลำดับ

- เพื่อสกัดส่วนของอะตอม Si ใน SRO เพื่อให้เกิด nc-Si quantum dots ที่ได้มีความหนาแน่นสูง

การผลิต nc-Si quantum dots ด้วยวิธี Sputtering และผ่านกระบวนการอบที่ความร้อนสูงในบรรยากาศก๊าซเฉื่อย แต่สารเจือก็ไม่ได้แพร่ออกจากไปยังเนื้อสาร ทำให้ค่าความนำไฟฟ้าเพิ่มขึ้นกับปริมาณการโด๊ปของสารเจือ โดยมีค่าความต้านทานไฟฟ้าลดลงจาก $10^8 \Omega \cdot \text{cm}$ เป็น $10^2 \Omega \cdot \text{cm}$ ซึ่งลดลงมากถึง 6 ลำดับ อย่างไรก็ตามกระบวนการอบที่ความร้อนสูงในระดับเกินกว่า 900°C ย่อมก่อให้เกิดการเปลี่ยนแปลงในรอยต่อ p/n ของผลึก Si bulk ดังนั้นวิธี Sputtering จึงมีข้อจำกัดในการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์โครงสร้างซิลิคอนแทนเดม หรือเซลล์ซิลิคอนหลายรอยต่อ

2.4 ฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนด้วยการเตรียมสารละลาย Sol-gel

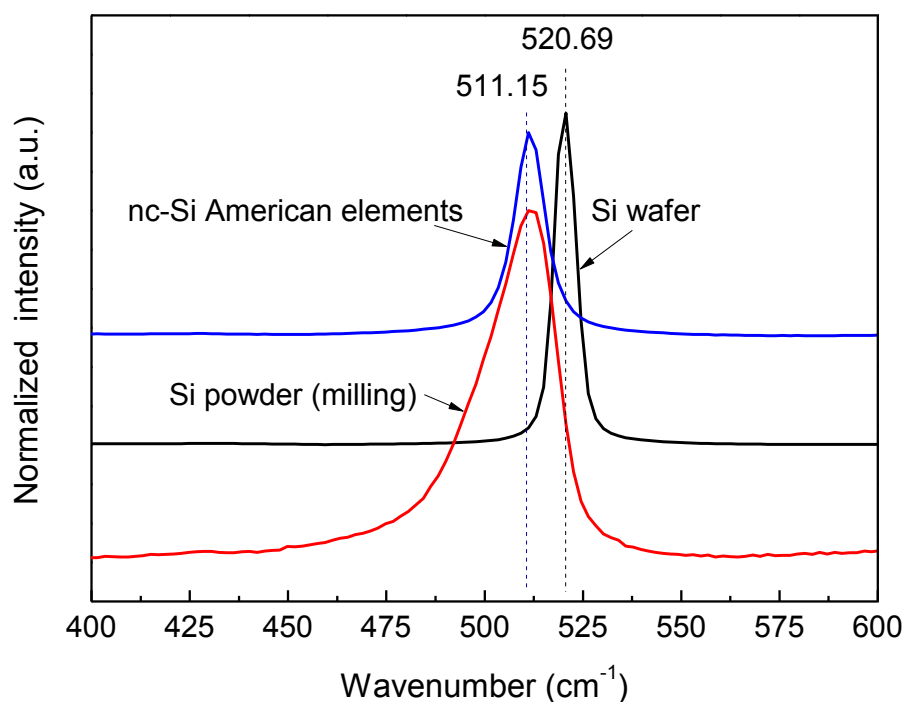
ฟิล์มบางที่ประกอบด้วยผลึกนาโนซิลิคอนที่กระจายตัวในเฟสซิลิคอนไดออกไซด์ ซึ่งเรียกว่าฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนคอมโพสิตชนิดหนึ่ง สามารถผลิตได้จากกระบวนการเตรียมสารละลาย sol-gel ของซิลิกา และผสม Si powder โดยใช้สารลดแรงตึงผิวเพื่อให้เกิดการกระจายตัวใน sol-gel ที่ดี การสังเคราะห์ผงผลึกนาโนซิลิคอนด้วยวิธีการบด (Milling method) ได้ให้ผลสำเร็จในห้องปฏิบัติการ Solar SUT สมบัติทางไฟฟ้าหรือปริมาณสารเจือในผงผลึกซิลิคอนสามารถกำหนดจากแผ่นผลึกซิลิคอนที่เตรียมไว้ก่อนเข้ากระบวนการบดผง

2.4.1 ผงนาโนซิลิคอน

การผลิตฟิล์มบางคอมโพสิตนาโนซิลิคอนไดออกไซด์สามารถใช้ผงที่ผลิตในเชิงพาณิชย์ได้ การศึกษาความสมบูรณ์ของโครงสร้างผลึก หรือมีส่วนของอะมอร์ฟัสซิลิคอนของผงซิลิคอนสามารถวิเคราะห์ด้วยเทคนิค Micro-Raman spectroscopy อาศัยหลักการสั่นของโมเลกุลเป็นผลให้อะตอมเคลื่อนที่ที่ความถี่จำเพาะของอะตอมนั้น ๆ และเกิดชนกันในลักษณะกระเจิงแบบทินดอลล์ (Tyndall scattering) ปรากฏเป็นสเปกตรัมรามานในตำแหน่งความถี่ต่างๆ ขึ้นอยู่กับชนิดของโมเลกุล หรืออะตอมนั้นๆ ผลการวัดแสดงการเปรียบเทียบระหว่างผลึกซิลิคอนระนาบ (100) มีสารเจือระดับต่ำถึงปานกลาง ยอดสเปกตรัมของผลึกเดี่ยวซิลิคอนอยู่ที่ตำแหน่ง 520 cm^{-1} และมีรูปสเปกตรัมสมมาตรกันและมีฐานแคบ แสดงถึงความสมบูรณ์ของโครงสร้างผลึก

รูปที่ 2.11 แสดงผลการวัดสเปกตรัมของ Raman ของผงผลึกซิลิคอนที่ได้จากการบด ผงผลึกซิลิคอนจากบริษัท American elements เปรียบเทียบกับแผ่นผลึกเดี่ยวของซิลิคอน ผลการวัดนี้ได้จากเครื่อง Micro-Raman spectroscopy รุ่น NT-MDT บริษัท Ntegra Spectra ในช่วงความถี่หรือ wavenumber ตั้งแต่ $200\text{-}2000 \text{ cm}^{-1}$ โดยมีความละเอียดในการสแกนเท่ากับ 2 cm^{-1} ส่วนของผงผลึกที่

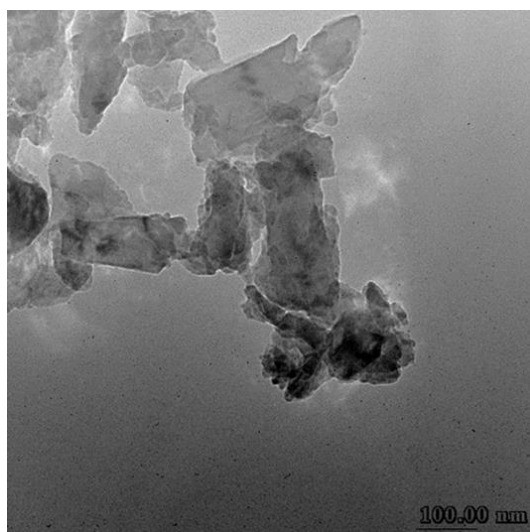
บดกับผงนาโนซิลิคอนจากบริษัท American elements พบว่าผงผลึกซิลิคอนบดแสดงสเปกตรัมรามานในตำแหน่งความถี่ 511 cm^{-1} การเลื่อนตำแหน่งของยอดสเปกตรัมและฐานกว้างขึ้น แสดงถึงขนาดของผลึกมีขนาดเล็กในระดับนาโนเมตร รูปสเปกตรัมก่อนข้างสมมาตรแสดงถึงโครงสร้างไม่มีส่วนที่เป็นอะมอร์ฟัสซิลิคอนมากนัก เมื่อเทียบกับผงผลึกที่ได้จากการบด ซึ่งฐานกว้างกว่า มียอดสัญญาณที่ตำแหน่ง 511 cm^{-1} แสดงถึงขนาดของผลึกมีขนาดเล็กในระดับนาโนเมตร แต่ช่วงความถี่ต่ำระหว่าง $480 - 500\text{ cm}^{-1}$ มีส่วนประกอบของรูปสัญญาณอะมอร์ฟัสซิลิคอนผสมอยู่



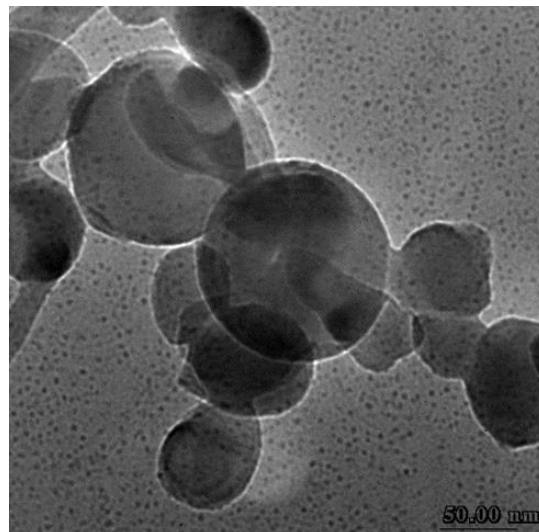
รูปที่ 2.11 สเปกตรัมรามานของแผ่นผลึกเดี่ยวซิลิคอน เปรียบเทียบกับผงนาโนซิลิคอนจาก American elements และจากวิธีการบด

รูปที่ 12 แสดงภาพตัดขวางจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscope, TEM) ของ (ก) ผงนาโนซิลิคอนจากกระบวนการบดได้ในห้องปฏิบัติการและ (ข) ผงนาโนซิลิคอนจากบริษัท American elements จากภาพพบว่าขนาดผงซิลิคอนที่บดขึ้นมีรูปทรงเหลี่ยมไม่แน่นอน และมีขนาดต่าง ๆ กันไม่เกิน 200 nm สำหรับผงซิลิคอนจากบริษัท American elements นั้นมีลักษณะเป็นทรงกลมขนาดเล็กใหญ่เส้นผ่าศูนย์กลางระหว่าง 30 nm ถึง 100 nm แม้ว่าขนาดของผงผลึกจะเป็นข้อมูลที่สำคัญอย่างหนึ่งแตเมื่อนำไปผลิตเป็นฟิล์มบางเพื่อประยุกต์ใช้ในงานอุปกรณ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์เราจำเป็นต้องรู้และเข้าใจถึงคุณภาพความเป็นผลึกในระดับนาโนเมตร และสัดส่วนปริมาตรของผลึกในระดับนาโนเมตร (crystallinity volume fraction) เพื่อบ่งบอกถึงสัดส่วนปริมาตรของเฟสผลึก

และส่วนของอะมอร์ฟัส รวมถึงส่วนบกพร่องของโครงผลึก เนื่องจากคุณภาพของโครงสร้างเหล่านี้มีผลต่อสมบัติทางแสง และสมบัติทางไฟฟ้า-อิเล็กทรอนิกส์



(ก)



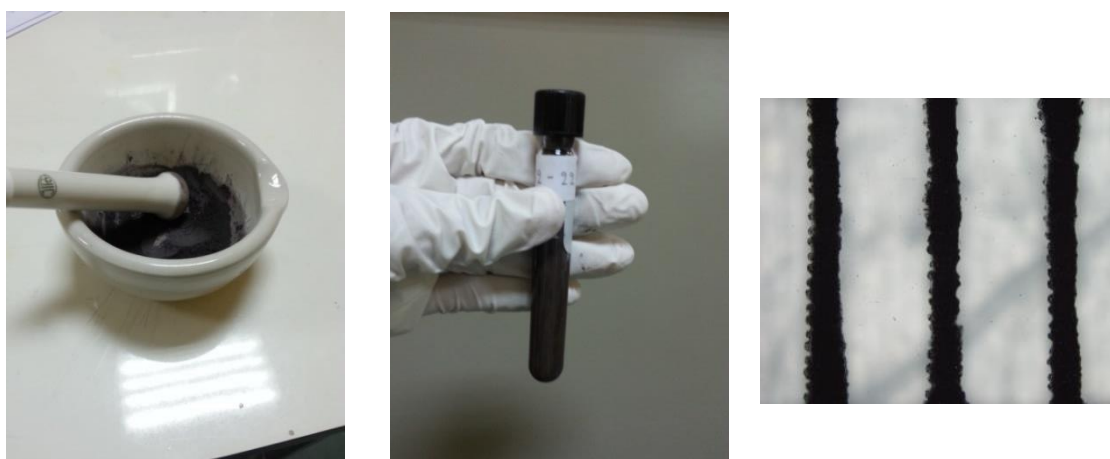
(ข)

รูปที่ 12 ภาพตัดขวางจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscope, TEM) ของ (ก) nc-Si powder จากกระบวนการบดได้ในห้องปฏิบัติการและ (ข) nc-Si powder จากบริษัท American elements

2.4.2 สารละลายหมึกนาโนซิลิคอน

ฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนคอมโพสิตที่ประกอบด้วยผลึกนาโนซิลิคอนกระจายฝังในออกไซด์หรือวัสดุอื่นนั้น สามารถผลิตด้วยวิธีการเตรียมแบบ Sol-gel ซึ่งเป็นวิธีต้นทุนต่ำกว่าการผลิตในระบบสุญญากาศ ถึงแม้ว่าสารละลายหมึกที่เตรียมได้อาจจะตอบสนองต่อสิ่งแวดล้อมที่เร็วกว่า วัสดุตัวกลางจะเป็นสารละลาย TEOS เป็นสารตั้งต้นของซิลิกา และอาจใช้สารละลายลดแรงตึงผิว (Surfactant solution) เช่น เซทิลไตรเมทิลแอมโมเนียมโบไมด์ (CTAB) หรือสารเกาะเกี่ยวชนิดอินทรีย์ (Binder solution) เช่น เทอร์พีนอยล (Terpineol, TP) และ เอทิลเซลลูโลส (Ethyl cellulose, EC) เป็นต้น สารดังกล่าวสามารถให้สารละลายหมึกนาโนซิลิคอนมีลักษณะเป็นเนื้อเดียวกัน เมื่อก่อตัวเป็นฟิล์มจะได้ฟิล์มที่ยึดเกาะกันอย่างสม่ำเสมอ ตัวอย่างของลวดลายที่ผลิตจากหมึกนาโนซิลิคอน แสดงในรูปที่ 2.13

สารละลายหมึกนาโนซิลิคอนสามารถใช้ผลิตฟิล์มบางได้จากวิธีต่าง ๆ เช่น การจุ่ม การปาด การพิมพ์ลาย หรือการหมุนเหวี่ยง เป็นต้น เมื่อผ่านการอบให้แห้งในเงื่อนไขที่เหมาะสม สารลดแรงตึงผิวและสารเกาะเกี่ยวกลุ่มอินทรีย์ส่วนใหญ่จะเหวี่ยงออกจากฟิล์ม ทำให้ฟิล์มบาง nc-Si dots ในออกไซด์มีสารเจือปนต่ำ



รูปที่ 2.13 ตัวอย่างของหมึกนาโนซิลิคอนและ ลวดลายจากการพิมพ์ลายด้วยสารละลายหมึกนาโนซิลิคอน
ที่สังเคราะห์ในห้องปฏิบัติการ SUT

บทที่ 3

การปรับปรุงคุณภาพฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนด้วยฟอสฟอรัสซิลิเกต

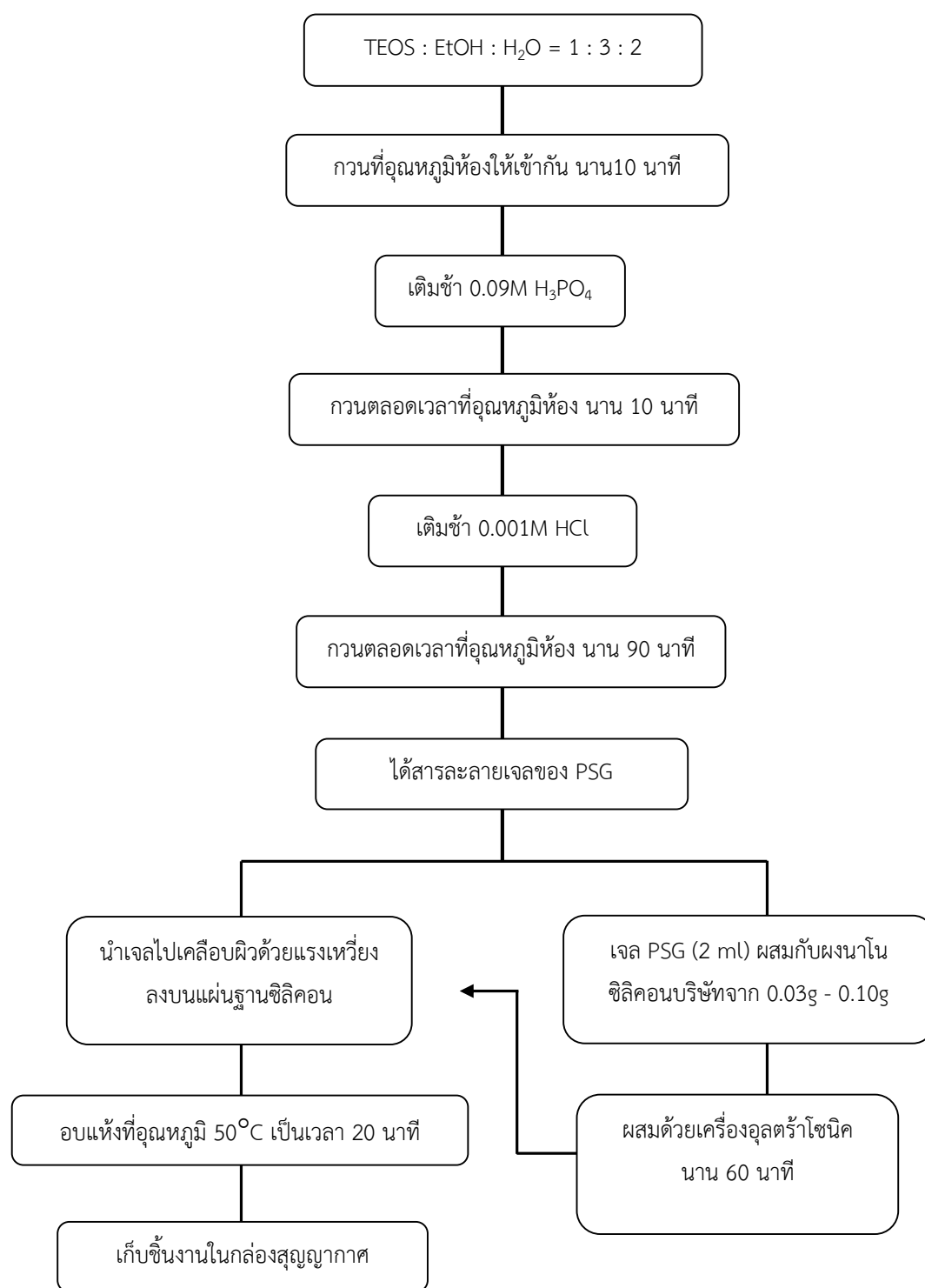
3.1 การสังเคราะห์หมึกคอมโพสิตนาโนซิลิคอน

จากการศึกษาฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนดอท (nc-Si dots) ในออกไซด์เมตริกซ์ ฟิล์มมีรอยแตก ส่งผลต่อคุณภาพของฟิล์มและ มีค่าความนำทางไฟฟ้ามีค่าต่ำ ในการปรับปรุงค่าความนำไฟฟ้าให้กับฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส SiO_2 นี้ทำการเพิ่มสารละลายกรดฟอสฟอริกเพื่อเร่งปฏิกิริยา ขณะเดียวกันจะได้ อะตอมฟอสฟอรัสเป็นสารเจือให้กับผลึกนาโนซิลิคอน สัดส่วนของปริมาตรสารละลาย TEOS : EtOH : H_3PO_4 : H_2O : HCl เท่ากับ 9.98 : 8.07 : 0.27 : 1.67 : 0.005 ml ดังตารางที่ 3.1 ขั้นตอนแรกทำการตวง สารเตตระเอทิลออร์โธซิลิเกตปริมาณ 9.98 ml เป็นสารตั้งต้นละลายในเอทานอลปริมาตร 8.07 ml และเติมน้ำกลั่นลงไป 1.67 ml แล้วนำมากวนเพื่อผสมให้เข้ากันนาน 10 นาที จากนั้นเติมกรดฟอสฟอริกปริมาตร 0.27 ml กวนต่ออีก 10 นาที พร้อมหยดกรดไฮโดรคลอริกเข้มข้น 0.001 โมลาร์ ซึ่งมีปริมาตร 0.005 ml แล้วกวนที่อุณหภูมิห้องจนนาน 90 นาที จากนั้นจะได้สารละลายเจลสำหรับฟอสฟอรัสซิลิเกต (Phosphorus silicate glass, PSG)

ตารางที่ 3.1 สัดส่วนที่ใช้สังเคราะห์สารละลายเจลของ PSG

สารละลาย	สารเคมี	อัตราส่วนโดย		ความเข้มข้น (%)	บริษัท
		โมล (mol)	ปริมาตร (ml)		
PSG	เตตระเอทิลออร์โธซิลิเกต	1	9.98	99	Merck
	เอทานอล	3	8.07	99.9	Peace
	กรดฟอสฟอริก	0.09	0.27	85	Ajax
	น้ำ DI	2	1.67	-	-
	กรดไฮโดรคลอริก	0.001	0.005	37	Merck

จากนั้นตวงสารละลายเจลของ PSG มาปริมาณ 2 ml เพื่อเป็นตัวกลางผสมลงในผงผลึกนาโนซิลิคอนของบริษัท American elements ปริมาณ 0.03g 0.06g และ 0.10g แล้วผสมให้เข้ากันด้วยเครื่องอุลตราโซนิกเป็นเวลานาน 60 นาที จึงได้หมึกคอมโพสิตของ nc-Si dots ในสารละลายของ PSG แผนภาพขั้นตอนการสังเคราะห์แสดงในรูปที่ 3.1



รูปที่ 3.1 ขั้นตอนการสังเคราะห์หมึกคอมโพสิตนาโนซิลิคอนด้วยวิธีโซล-เจล

3.2 การผลิตฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนด้วยวิธี Spin Coating และสมบัติทางไฟฟ้าและโครงสร้างระดับจุลภาค

การศึกษานี้ได้นำหมึกนาโนซิลิคอนที่ปรับปรุงขึ้นมาผลิตเป็นฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟสของ PSG ด้วยวิธีการเคลือบแบบหมุนเหวี่ยง (Spin coating) บนแผ่นฐานรองทั้งชนิดควอตซ์ และแผ่นฐานรองซิลิคอนชนิดพี ขนาด 1.44 cm^2 จากการเคลือบหมึกคอมโพสิตนาโนซิลิคอนลงบนแผ่นฐาน ที่ความเร็วรอบ 2500 rpm 30s และนำไปอบให้แห้งที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 20 นาที จากผลเบื้องต้นพบว่าคุณภาพของผิวฟิล์มดีขึ้น เมื่อเปรียบเทียบกับฟิล์มบางที่ผลิตจากหมึกคอมโพสิตในเฟสของซิลิคอนออกไซด์ ในเงื่อนไขใช้ผง nc-Si ปริมาณ 0.1 g เช่นเดียวกัน โครงสร้างของฟิล์มบางศึกษาด้วย Optical microscope รุ่น Axio Imager A1m Cam MRC5 บริษัท ZEISS แสดงภาพถ่ายในรูป 3.2 โดยที่ภาพ (ก) แสดงฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟสของ SiO_2 ภาพขยาย 5 เท่า (ข) ฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟสของ PSG ภาพขยาย 5 เท่า และ (ค) ฟิล์มบาง PSG ภาพขยาย 50 เท่า



(ก) ภาพขยาย 5 เท่า



(ข) ภาพขยาย 5 เท่า



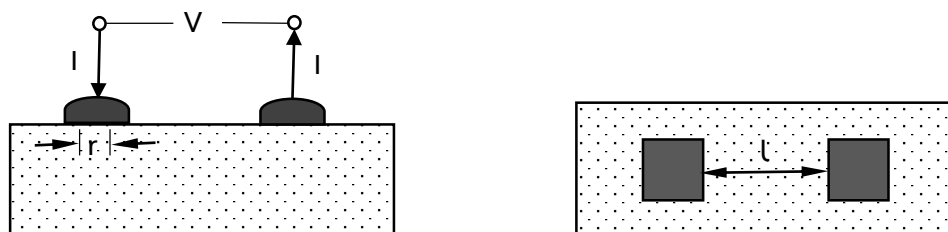
(ค) ภาพขยาย 50 เท่า

รูปที่ 3.2 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์ของ (ก) ฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟสของ SiO_2 (ข) ฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟสของ PSG ภาพขยาย 5 เท่า และ (ค) ฟิล์มบาง PSG

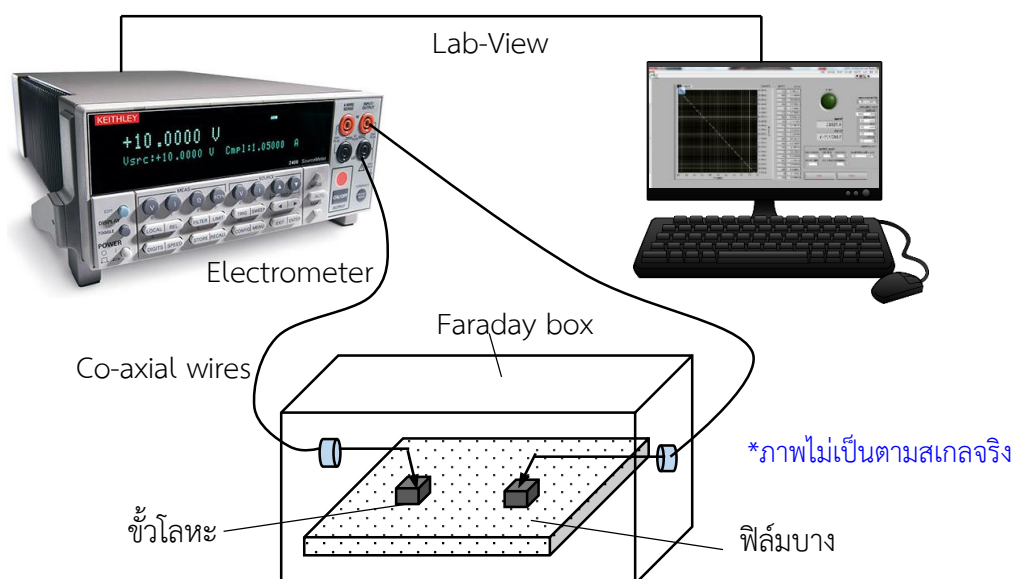
3.2.1 สมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มบางนาโนซิลิคอนในออกไซด์ต่างชนิดกัน

ฟิล์มบางผลึกนาโนได้นำมาวัดค่าทางไฟฟ้าแบบมีขั้วไฟฟ้า 2 ขั้ว ที่วางแบบ Lateral ตามโครงสร้างรูปที่ 3.3 การศึกษานี้ใช้ Ag paste เป็นขั้วโลหะให้กับฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG เพื่อต้องการสมบัติรอยสัมผัสแบบโอห์มมิก (Ohmic contact) เนื่องจากพิจารณาถึงค่าฟังก์ชันงาน (Work function) ของ Ag และ c-Si (n type) ซึ่ง $\phi_{\text{Ag}} = 4.26\text{-}4.29 \text{ eV}$ และ $\phi_{\text{Si}} = 4.85 \text{ eV}$ พบว่า $\phi_{\text{Ag}} > \phi_{\text{Si}}$ จึงสามารถให้สมบัติแบบโอห์มมิก การทดสอบให้ขั้วโลหะมีระยะห่างประมาณ 1 mm

การทดสอบวัด I-V ในสภาวะมืดเพื่อวัดสมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PGS โดยให้ฟิล์มบางอยู่บนแผ่นฐานควอตซ์ภายใต้ระบบการวัดอยู่ในกล่องโลหะเพื่อป้องกันสัญญาณรบกวน การวัดกระแสไฟฟ้า ขณะป้อนแรงดันไฟฟ้าระดับต่าง ๆ จากเครื่อง Electrometer รุ่น Keithley 2400 แผนภาพการวัดแสดงดังรูปที่ 3.4 ค่ากระแสไฟฟ้าที่วัดได้นำมาคำนวณหาความต้านทานไฟฟ้าจำเพาะได้ดังนี้



รูปที่ 3.3 โครงสร้างของหัวไฟฟ้าแบบ 2 หัวแบบ Lateral เพื่อวัดความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มบาง



รูปที่ 3.4 แผนภาพของระบบการวัดสมบัติทางไฟฟ้า I-V ของฟิล์มบางแบบมีหัวไฟฟ้า 2 หัว

พิจารณา กระแสไหลผ่านฟิล์มในพื้นที่ $A = t \times D$ (3.1)

จากความสัมพันธ์ของค่าความต้านทานไฟฟ้า (ρ , $\Omega \cdot \text{cm}$) และความนำทางไฟฟ้า (σ , S/cm) แสดงได้ดังนี้

$$\rho = \frac{R \times A}{L} = \frac{V \times t \times D}{I \times L} = \frac{1}{\sigma} \quad (3.2)$$

ค่าความต้านทานไฟฟ้าแผ่น (Sheet resistivity) หน่วย Ω/sheet แสดงได้เป็น

$$\rho_{\text{sheet}} = \frac{\rho}{t} = \frac{V \times D}{I \times L} \quad (3.3)$$

โดยที่ V คือแรงดันไฟฟ้าที่ป้อนให้กับหัวไฟฟ้าทั้งสอง หน่วย โวลต์

I คือกระแสไฟฟ้าที่วัดได้ หน่วย แอมแปร์

t คือความหนาของฟิล์ม หน่วย เซนติเมตร

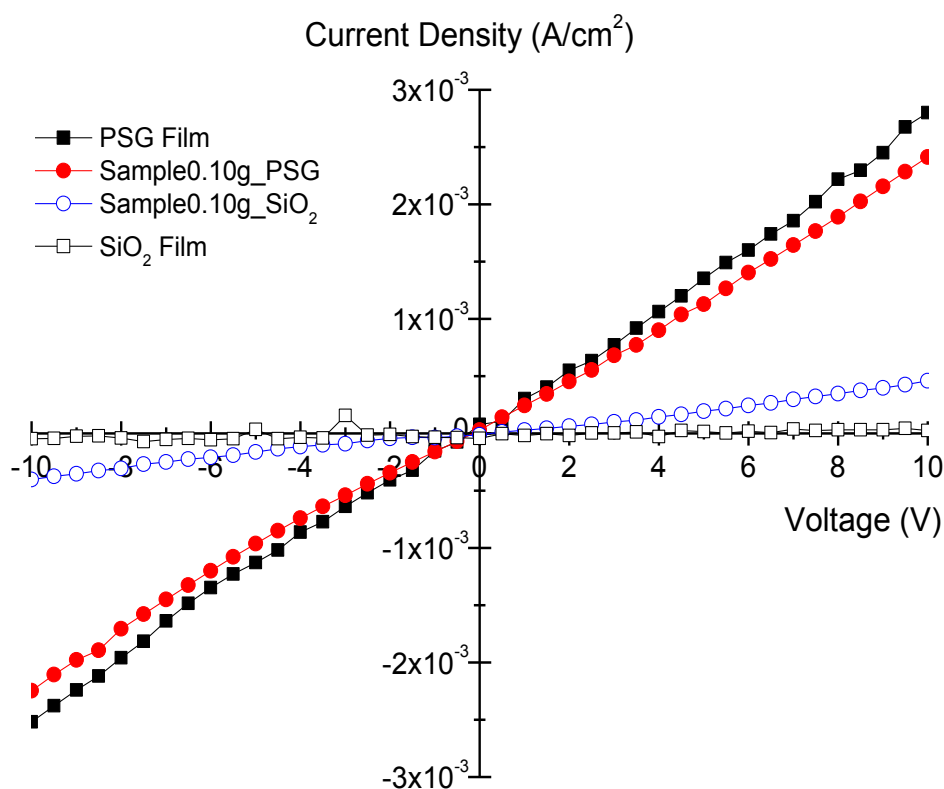
D คือความกว้างของหัวไฟฟ้า หน่วย เซนติเมตร

L คือระยะห่างระหว่างขั้วไฟฟ้าทั้งสอง หน่วย เซนติเมตร

ตารางที่ 3.1 แสดงค่าต่าง ๆ ที่วัดได้จากการส่องกล้องด้วย optical profiler เพื่อใช้ในการคำนวณค่าความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มบาง nc-Si dots เฟส SiO_2 (Sample0.10g_ SiO_2) ฟิล์มบาง nc-Si dots เฟส PSG (Sample0.10g_ PSG) ฟิล์มบาง PSG และฟิล์มบาง SiO_2 ตามลำดับ โดยที่ค่าความกว้างของขั้วไฟฟ้า (D) มีขนาดเฉลี่ย 0.10 cm และระยะห่างระหว่างขั้วไฟฟ้า (L) เฉลี่ยเท่ากับ 0.03 cm

ตารางที่ 3.1 ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มบาง nc-Si ในเมตริกซ์ PSG และ SiO_2

ชิ้นงาน	ความหนาฟิล์ม t (μm)	พื้นที่กระแสไหล A (cm^2)	Resistivity ρ ($\Omega\cdot\text{cm}$)	Conductivity σ (S/cm)
Sample0.10g_ SiO_2	1.12	1.12×10^{-5}	8.24×10^5	1.21×10^{-6}
Sample0.10g_ PSG	1.36	1.36×10^{-5}	1.44×10^5	6.95×10^{-6}
PSG film	0.28	0.28×10^{-5}	1.26×10^5	7.95×10^{-6}
SiO_2 film	0.18	0.18×10^{-5}	9.64×10^6	1.04×10^{-7}



รูปที่ 3.5 การเปรียบเทียบความสัมพันธ์ระหว่าง Dark current และ Voltage ของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟสของ SiO_2 และ PSG และฟิล์ม PSG

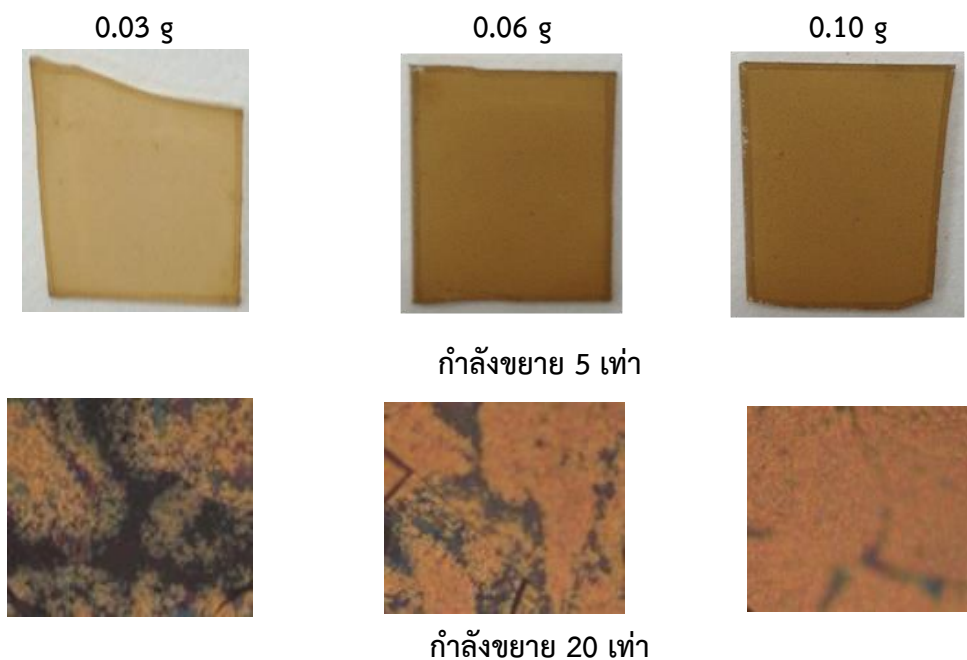
ผลการวัดค่ากระแสไฟฟ้าในสภาวะมืด ขณะป้อนแรงดันไฟฟ้าตั้งแต่ 0V – 10V แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นกระแส (J) และแรงดันไฟฟ้า (V) ดังรูปที่ 3.5 พบว่าเส้นกราฟมีลักษณะเป็นกราฟแบบเชิงเส้น ซึ่งบ่งบอกถึงสมบัติแบบโอห์มมิกที่ติระหว่างขั้วไฟฟ้ากับฟิล์มบางผลึกนาโน เมื่อพิจารณาฟิล์ม nc-Si ในเฟสต่างชนิดกันพบว่า พบว่าฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG (Sample0.10g_PSG) มีค่าความนำทางไฟฟ้าเท่ากับ 6.95×10^{-6} S/cm สูงกว่าฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส SiO₂ (Sample0.10g_SiO₂) อยู่ประมาณ 5 เท่า แสดงถึงตัวกลางเมตริกซ์ของ PSG สามารถปรับปรุงการนำไฟฟ้าให้กับฟิล์มบาง nc-Si dots ได้ อย่างไรก็ตามค่านำไฟฟ้าของฟิล์มยังจัดอยู่ในกลุ่มของฉนวนไฟฟ้า แต่มีค่านำไฟฟ้าสูงกว่าฟิล์ม SiO₂ ประมาณ 50 เท่า และพบว่าฟิล์มบาง PSG ที่ไม่มีอนุภาคซิลิคอนมีค่าความนำไฟฟ้าสูงกว่าเล็กน้อยเมื่อเทียบกับฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG อาจเป็นผลของความเค้น (Stress) ในฟิล์มบางที่มีคอมโพสิตของ nc-Si dot จึงเกิดจุดบกพร่อง (defects) ที่บริเวณขอบเขตผิวระหว่าง nc-Si dots กับเฟสออกไซด์ตัวกลาง ซึ่งผลของความเค้นที่เกิดขึ้นในฟิล์ม nc-Si dots ในเมตริกซ์ของออกไซด์ได้กล่าวในงานวิจัยของ T. Arguirov และคณะ (2006)

3.2.2 ความหนาแน่นของอนุภาคผลึกนาโนซิลิคอนที่มีผลต่อสมบัติทางไฟฟ้าของฟิล์มบาง

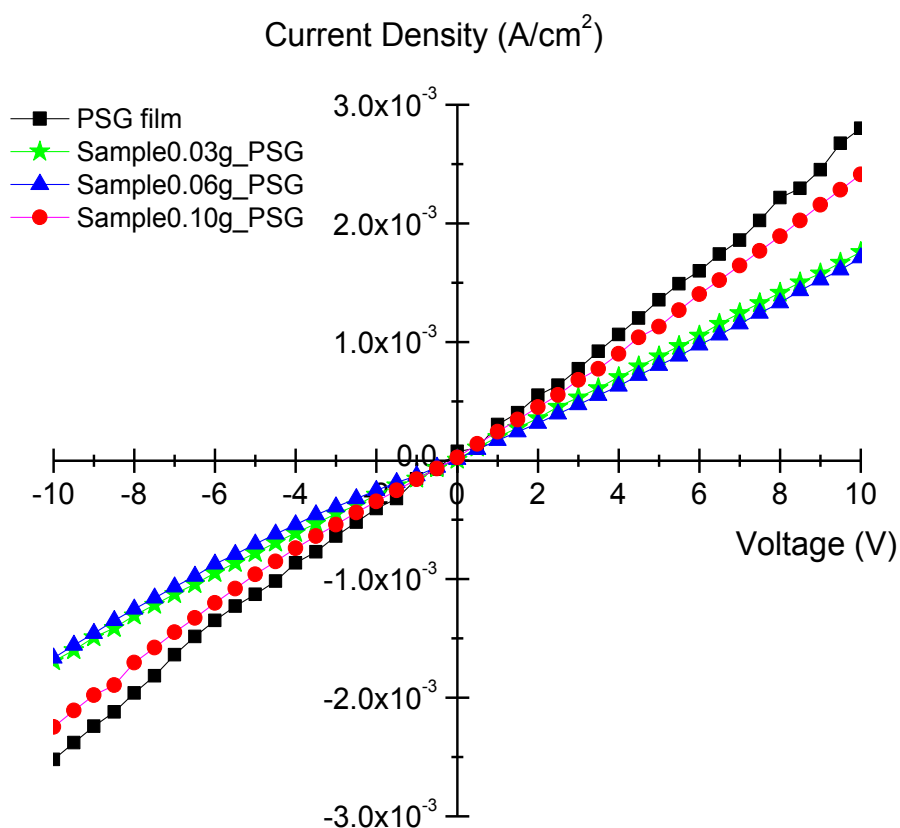
การศึกษาความหนาแน่นของอนุภาคผลึกนาโนซิลิคอนในฟิล์มบางที่มีผลต่อฟิล์มบางที่ผลิตขึ้นชั้นได้แสดงภาพถ่ายของฟิล์ม ดังรูปที่ 3.6 เงื่อนไขการเตรียมชิ้นงานตามขั้นตอนรูปที่ 3.1 โดยมีปริมาณผงซิลิคอนตั้งแต่ 0.03g 0.06g และ 0.10g ฟิล์มบางที่ได้จากวิธีการเคลือบหมึกคอมโพสิตนาโนซิลิคอนแบบหมุนเหวี่ยง บนแผ่นฐานควอทซ์ มีเงื่อนไขการหมุนเหวี่ยงเช่นเดียวกัน จากผลพบว่าฟิล์มที่ได้มีการเกาะติดแผ่นฐานที่ดี เนื้อฟิล์มมีความสม่ำเสมอสำหรับภาพถ่ายกำลังขยาย 5 เท่า เมื่อขยาย 20 เท่า พบว่าฟิล์มบาง nc-Si dot ใน PSG ที่มีเงื่อนไขเดิมผง nc-Si มากกว่านั้นมีลักษณะความเป็นเนื้อเดียวสูงกว่า

ฟิล์มทั้งหมดผ่านการอบฟิล์มในเตาด้วยอุณหภูมิ 50°C นาน 20 นาที ภายใต้บรรยากาศปกติ ฟิล์มในเงื่อนไข 0.10 g ที่มีความหนาแน่นของอนุภาคผงผลึกซิลิคอนสูงกว่านั้น ฟิล์มมีความเข้มมากกว่า เมื่อวัดค่าทางไฟฟ้าพบว่าค่าความนำไฟฟ้าของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG ในเงื่อนไข 0.10g มีค่าสูงกว่าฟิล์มในเงื่อนไขความหนาแน่นของ nc-Si dot ที่น้อยกว่า แสดงกราฟเปรียบเทียบในรูปที่ 3.7

ลักษณะการเพิ่มขึ้นของกระแสไฟฟ้าเมื่อ nc-Si dots มีปริมาณผงซิลิคอนมากขึ้น อาจเป็นผลมาจากระยะห่างของ nc-Si dots ใกล้เคียงกัน เกิดการนำไฟฟ้าของพาหะแบบ Direct tunneling หรืออาจเป็นแบบ Phonon assisted hoping ดังที่ C. P. Collier และคณะ (1998) ได้กล่าวไว้ถึงลักษณะการเคลื่อนที่ของพาหะในผลึกซูเปอร์แลตทิซ อย่างไรก็ตามจุดบกพร่อง (Defect) ที่รอยสัมผัสระหว่างผิว nc-Si dots และเฟส PSG ก็อาจมีผลต่อการนำไฟฟ้าเช่นกัน สังเกตได้ว่าฟิล์มบาง PSG ที่ปราศจาก nc-Si dots ให้ผลการนำไฟฟ้าสูงกว่าฟิล์มบาง PSG ที่มีส่วนประกอบของผง nc-Si แสดงค่าความนำทางไฟฟ้าของฟิล์มบางในตารางที่ 3.3



รูปที่ 3.6 ภาพถ่ายขยาย 5 เท่า และ 20 เท่าของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG ในเงื่อนไขการเติมของ nc-Si ปริมาณ (ก) 0.03g (ข) 0.06g และ (ค) 0.10g อบฟิล์มด้วยความร้อนด้วยอุณหภูมิ 50°C นาน 20 นาที



รูปที่ 3.7 ความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PGS ในเงื่อนไขของความหนาแน่นของผลึกต่าง ๆ เปรียบเทียบกับฟิล์มบาง PSG

ตารางที่ 3.3 ความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มบาง nc-Si ในเมทริกซ์ PSG ในเงื่อนไขความหนาแน่นของ nc-Si dots ต่างกัน

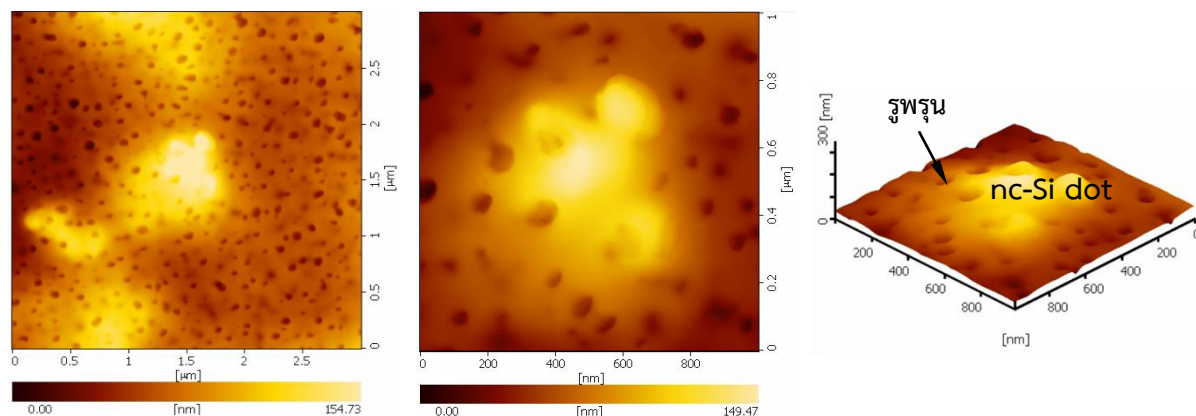
ชั้นงาน	ความหนาฟิล์ม t (μm)	พื้นที่กระแสไหล A (cm^2)	Resistivity ρ ($\Omega\cdot\text{cm}$)	Conductivity σ (S/cm)
Sample0.03g_PSG	0.95	0.95×10^{-5}	1.92×10^5	5.22×10^{-6}
Sample0.06g_PSG	1.24	1.24×10^{-5}	1.99×10^5	5.03×10^{-6}
Sample0.10g_PSG	1.36	1.36×10^{-5}	1.44×10^5	6.95×10^{-6}
PSG film	0.28	0.28×10^{-5}	1.26×10^5	7.95×10^{-6}

3.2.3 ความหนาแน่นของอนุภาคฟลักนาโนซิลิคอนที่มีผลต่อสมบัติทางโครงสร้างผิวระดับจุลภาค

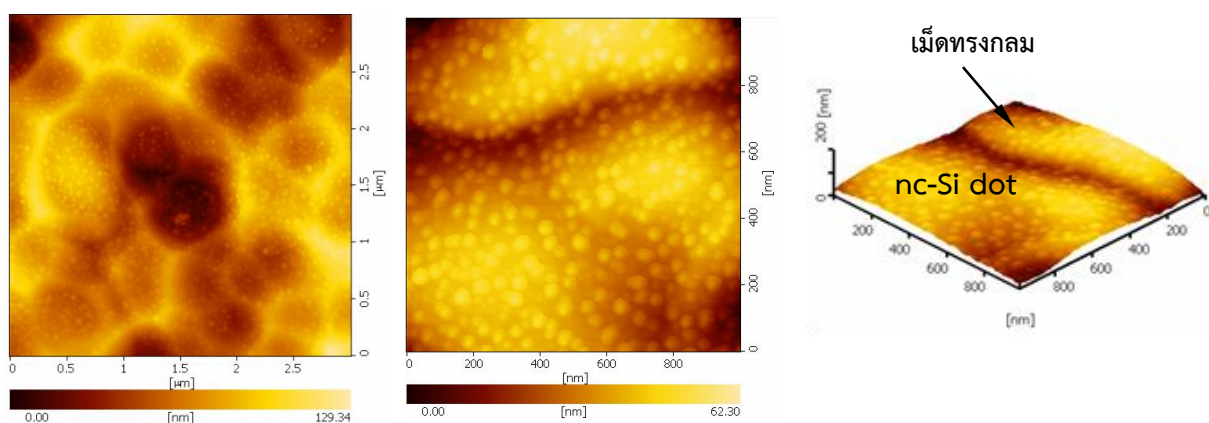
โครงสร้างพื้นผิวระดับจุลภาคของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG ได้ทำการศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์แรงอะตอม (Atomic Force Microscope : AFM) รุ่น SPA-400 (Non-contact Mode) บริษัท SII เพื่อตรวจวัดความขรุขระ และรูพรุนของพื้นผิวฟิล์มที่เคลือบบนแผ่นฐานควอตซ์ผิวเรียบ เนื่องจากสมบัติของพื้นผิวในระดับจุลภาคของฟิล์มบางนั้นมีผลต่อสมบัติทางไฟฟ้า และทางแสงของฟิล์ม เมื่อพิจารณาการสังเคราะห์ฟิล์มบาง nc-Si dots เพื่อเป็นแนวทางนำไปการประยุกต์ใช้เป็นชั้นรับแสงในย่านกว้างขึ้นให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนแบบใหม่โครงสร้าง Tandem cells

รูปที่ 3.8 แสดงภาพถ่ายจากกล้อง AFM SPA-400 ซึ่งแสดงลักษณะของพื้นผิวฟิล์ม และแสดงความสูงของผิวขรุขระที่ผิวได้ จากผลพบว่าฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG บนแผ่นฐานควอตซ์ในเงื่อนไขการผลิตฟิล์มที่เติมผง nc-Si ต่างกัน มีโครงสร้างทางพื้นผิวในระดับจุลภาคที่แตกต่างกัน ขณะที่ใช้กำลังขยายของภาพเท่ากัน ฟิล์มบางเงื่อนไข 0.03 g พบรูพรุนมีขนาดระหว่าง 50 nm ถึง 70 nm ในเฟสของ PSG ลักษณะการเกิดรูพรุนในลักษณะเฟสออกไซด์นี้เกิดขึ้นเช่นเดียวกับฟิล์มออกไซด์ของงานวิจัย Fardad, M. A. และคณะ (2000) เนื่องจากตัวเร่งปฏิกิริยาของกรดไฮโดรคลอริกและกรดฟอสฟอริกที่ทำให้มีอัตราการเกิดปฏิกิริยาไฮโดรลิซิสเร็วยิ่งขึ้นในเฟสออกไซด์ บริเวณรูพรุนที่เกิดขึ้นบริเวณ PSG แสดงในภาพถ่าย SEM ดังรูปที่ 3.9 เมื่อเพิ่มปริมาณ nc-Si ในเงื่อนไข 0.06 g และ 0.10 g ความหนาแน่นของ nc-Si dots มากขึ้น เกิดพื้นที่ของเฟส PSG ลดลงทำให้พื้นที่ที่เกิดรูพรุนนั้นลดลงเช่นกัน และพบเม็ดทรงกลมขนาดเล็กบนผิวฟิล์มมีขนาดประมาณ 50 nm แสดงในรูปที่ 3.9(ข) และ 3.9(ค)

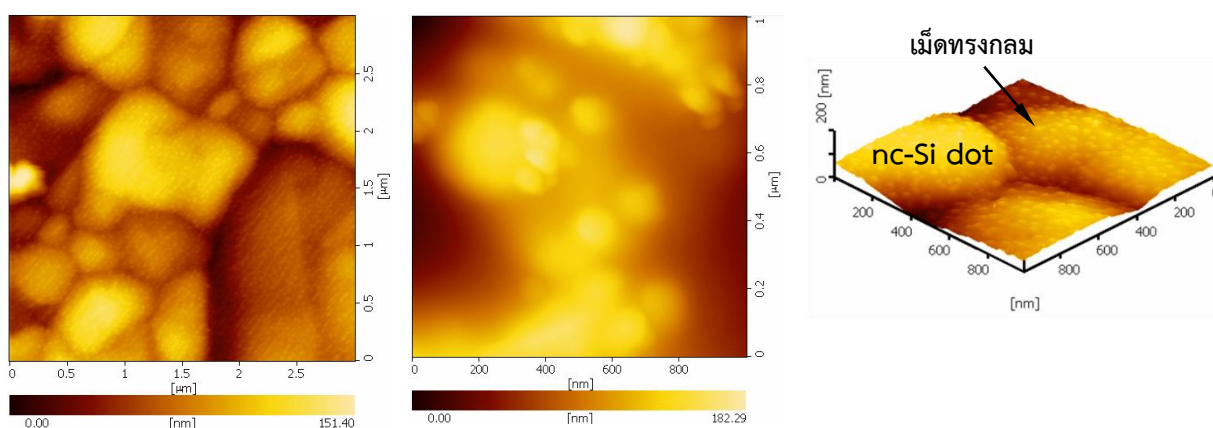
รูปที่ 3.10 แสดงภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์ลำอิเล็กตรอนแบบปล่อยสนามไฟฟ้า (Field emission scanning electron spectroscopy; FESEM) ที่ต่อร่วมกับ Focus ion beam (FIB) เครื่องรุ่น Zeiss AURIGA FE-SEM/FIB/EDX โดยได้เลือกฟิล์มบาง nc-Si ในเฟส PSG ในเงื่อนไข 0.10 g จากภาพพบเม็ดซิลิคอนทรงกลมขนาดประมาณ 100 nm เชื่อมเกาะเกี่ยวกัน และพบรูพรุนบางบริเวณที่กำลังขยาย 34.92K เท่า ทำให้สามารถเข้าใจรายละเอียดโครงสร้างของฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส PSG ได้มากขึ้น



(ก) फिल्मบาง nc-Si dots ในเฟส PGS เจือปนไซเตม 0.03 g

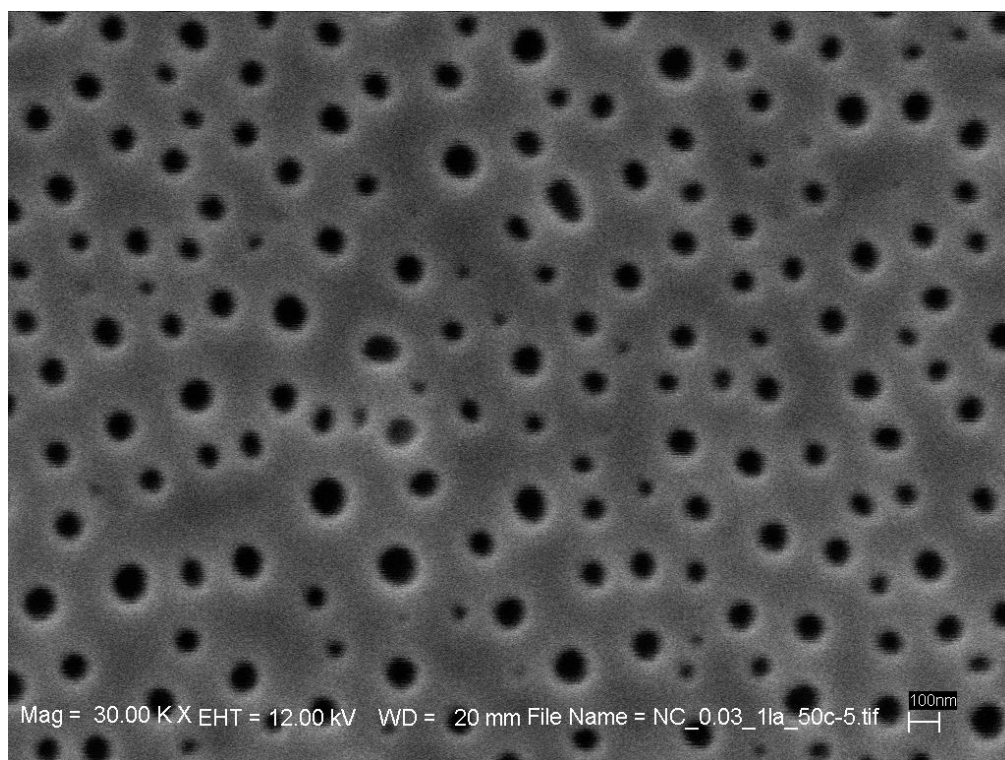


(ข) फिल्मบาง nc-Si dots ในเฟส PGS เจือปนไซเตม 0.06 g

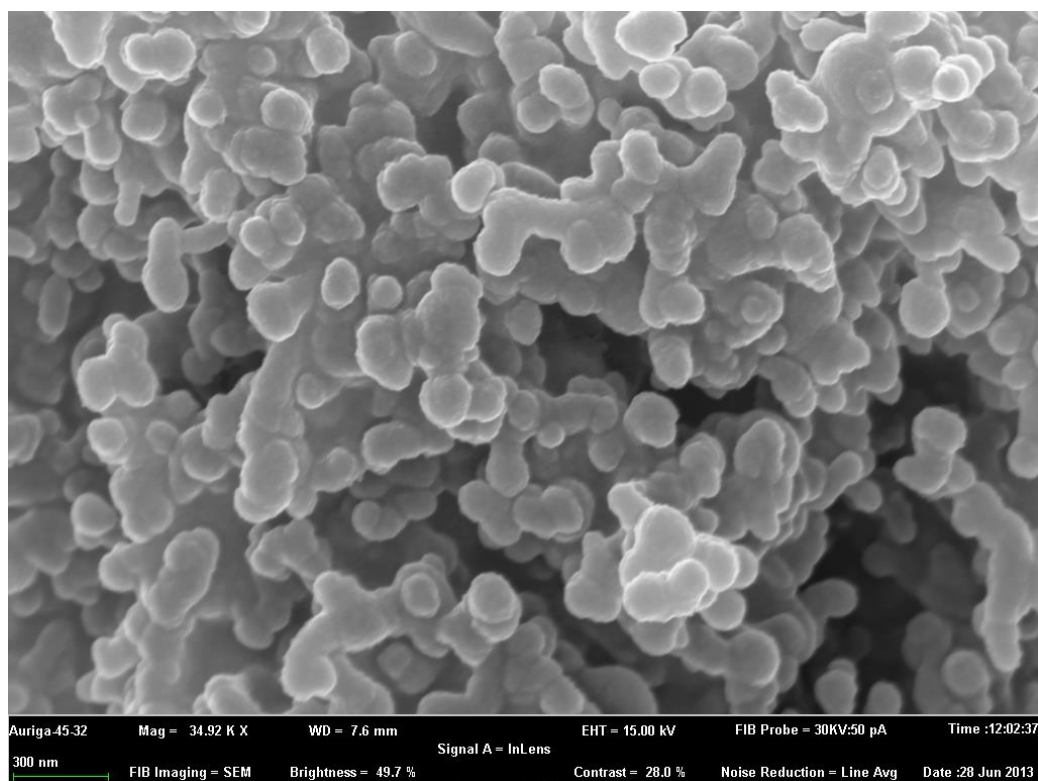


(ค) फिल्मบาง nc-Si dots ในเฟส PGS เจือปนไซเตม 0.10 g

รูปที่ 3.8 ภาพถ่ายจากกล้อง AFM SPA-400 ของโครงสร้างผิวระดับจุลภาคที่ฟิล์มบาง nc-Si dots ในเจือปนไซเตม nc-Si ที่ (ก) 0.03g (ข) 0.06g และ (ค) 0.10g



รูปที่ 3.9 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน SEM ที่บริเวณเฟส PSG ของฟิล์มบาง nc-Si dots



รูปที่ 3.10 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน FIB ของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเงื่อนไข 0.10g

บทที่ 4

สมบัติทาง Opto-electronics ของฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนในฟอสฟอรัสซิลิเกต

4.1 สมบัติทางแสงของฟิล์มบางนาโนซิลิคอนดอทในเฟสของฟอสฟอรัสซิลิเกต

การวัดสเปกตรัมประสิทธิภาพการดูดกลืนแสงเป็นวิธีการอย่างง่ายที่สามารถศึกษาโครงสร้างของสารกึ่งตัวนำได้จากการผ่านกระบวนการดูดกลืนแสง เมื่อส่องแสงผ่านวัสดุบาง ซึ่งแสงเป็นพลังงานโฟตอนที่กระตุ้นให้เกิดอิเล็กตรอนจากสถานะต่ำกว่าไปยังสถานะที่สูงกว่า และวัดค่ารังสีคลื่นทะลุผ่านแผ่นบางของสารกึ่งตัวนำ ที่ความยาวคลื่นต่าง ๆ ก็สามารถแสดงถึงความเป็นไปได้ของการส่งผ่าน (Transition) ของอิเล็กตรอนและเข้าใจการกระจายของสถานะพลังงาน (Distribution of states) เนื่องจากโมเมนตัมของโฟตอน, h/λ โดยที่ λ คือความยาวคลื่นแสงโฟตอน ซึ่งมีค่าไม่กี่พันอังสตรอม และมีค่าน้อยมากเมื่อเทียบกับค่าโมเมนตัมของผลึก h/a โดยที่ a คือค่าคงที่ของโครงผลึก (Lattice constant) ดังนั้นในกระบวนการดูดกลืนพลังงานโฟตอน อิเล็กตรอนเปลี่ยนสถานะพลังงานแต่ยังต้องรักษาค่าโมเมนตัมของอิเล็กตรอน

4.1.1 การดูดกลืนแสง (Absorption)

การดูดกลืนแสง (Absorption) แสดงถึงค่าสัมประสิทธิ์ของ $\alpha(h\nu)$ มีนิยามคืออัตราสัมพัทธ์ของการลดลงของความเข้มแสงในระยะที่แสงเดินทาง ในทางพื้นฐานนั้นยังแสดงถึงสถานะของอิเล็กตรอนที่ได้รับการกระตุ้นได้ส่งผ่านจากแถบพลังงานวาเลนซ์ (Valence band) ไปยังแถบพลังงานนำไฟฟ้า (Conduction band) และสามารถนำไปหาค่าพลังงานช่องว่าง (Energy gap) ของสารกึ่งตัวนำ โดยการประมาณจากขอบของสเปกตรัม “absorption edge” ค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสง (Absorption coefficient, $\alpha(h\nu)$) โฟตอนหนึ่งตัว มีค่าเป็นสัดส่วนกับผลคูณของค่าความน่าจะเป็น P_{if} เมื่ออิเล็กตรอนมีการส่งผ่านจากสถานะเริ่มต้น (Initial state) ไปยังสถานะปลายทาง (Final state) กับความหนาแน่นของอิเล็กตรอนที่สถานะเริ่มต้น, n_i กับความหนาแน่นของสถานะว่าง (Empty state) ที่ปลายทาง, n_f เมื่อทำการรวมความน่าจะเป็นที่จะเกิดการส่งผ่านของอิเล็กตรอนระหว่างสถานะที่พลังงานโฟตอนนั้น ๆ ($h\nu$) จะได้ว่า

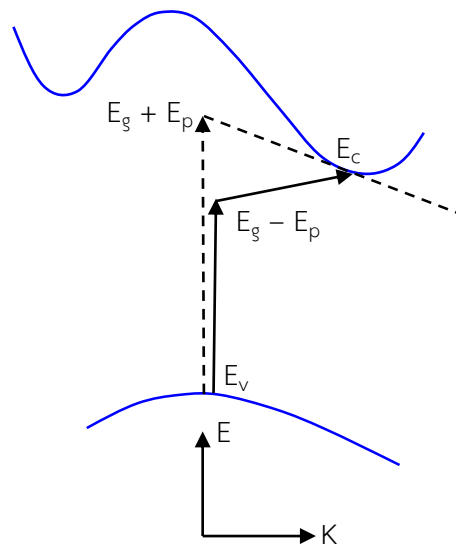
$$\alpha(h\nu) = A \sum P_{if} n_i n_f \quad (4.1)$$

สมการ (4.1) เป็นการแสดงความสัมพันธ์อย่างง่ายของวัสดุสารกึ่งตัวนำ ที่ปราศจากสารเจือ ในสภาวะ 0°K เมื่อพิจารณาว่าสถานะพลังงานที่ต่ำกว่ามีอิเล็กตรอนอยู่เต็ม ส่วนสถานะพลังงานที่สูงกว่านั้นว่างเปล่า

สมบัติทางแสงของสารกึ่งตัวนำนั้นมีความเกี่ยวข้องกับค่าช่องว่างพลังงานทางแสง (Optical energy band gap, E_g) คือค่าผลต่างของระดับสูงสุดในแถบพลังงานวาเลนซ์ (E_v) กับระดับต่ำสุดของแถบพลังงานคอนดักชัน (E_c) ซึ่ง E_g เป็นค่าจำเพาะของวัสดุสารกึ่งตัวนำนั้น จากหลักการที่แสงมี

พลังงานโฟตอนมากกว่าค่า E_g ของสารกึ่งตัวนำทำให้วัสดุนี้สามารถดูดกลืนแสงและเกิดการผลิตเป็นคู่อิเล็กตรอน-โฮล ซึ่งจะเคลื่อนที่ในเนื้อวัสดุ ในกรณีวัสดุสารกึ่งตัวนำชนิดซิลิคอนซึ่งเป็นมีสมบัติทางแสงแบบไม่ตรง (Indirect band gap) กลไกการดูดกลืนหรือคายพลังงานจึงเกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนแปลงทั้งพลังงานและโมเมนตัม แต่เนื่องจากโฟตอนไม่สามารถเปลี่ยนแปลงโมเมนตัมได้ จึงจำเป็นต้องอาศัยพลังงานโฟนอน (Phonon energy, E_p) เพื่อช่วยในการเปลี่ยนสถานะพลังงานของอิเล็กตรอนระหว่างแถบพลังงานวาเลนซ์และคอนดักชันของซิลิคอน แสดงกลไกดังกล่าวในรูปที่ 4.1 E_p เป็นพลังงานควอนตัมชนิดหนึ่งอยู่ในรูปของการสั่นของโครงผลึกมีลักษณะ 2 แบบคือการสั่นในแนวยาว (Longitudinal-acoustic phonon) และแนวขวาง (Transverse-acoustic photon) สมการที่ (4.2) แสดงพลังงานที่ปล่อยและดูดกลืนแสง

$$\begin{aligned} h\nu_{emit} &= E_c - E_v + E_p \\ h\nu_{absorb} &= E_c - E_v - E_p \end{aligned} \quad (4.2)$$



รูปที่ 4.1 กลไกการเปลี่ยนแปลงสถานะส่ผ่านแบบไม่ตรง (Indirect transition) ของอิเล็กตรอน

จากสมบัติทางแสงแสดงความสัมพันธ์ของสัมประสิทธิ์การทะลุผ่านแสง (Transmission) และสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงกลับที่ผิว (Reflection) สามารถนำมาคำนวณหาค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงหน่วย cm^{-1} ที่ความยาวคลื่นต่างๆ โดยแสดงความสัมพันธ์ดังสมการที่ (4.3) ซึ่งแสดงความสัมพันธ์กับการตกกระทบของพลังงานโฟตอนตามสมการที่ (4.4) หรือสมการ Tauc's plot ซึ่งมีความสัมพันธ์กับช่องว่างพลังงานแสงของสารกึ่งตัวนำ (optical bandgap : E_g^{opt}) ดังนั้นขอบของสเปกตรัมการดูดกลืนแสง (Absorption edge) แสดงถึงค่า E_g ของวัสดุได้ ตามความสัมพันธ์ดังสมการที่ (4.4)

$$\alpha = -\frac{1}{t} \ln \left(\frac{\sqrt{(1-R)^4 + 4T^2 R^2} - (1-R)^2}{2TR^2} \right) \quad (4.3)$$

โดยที่ t คือ ความหนาของฟิล์ม (cm)

T คือ ร้อยละของการทะลุผ่านของแสง (%T)

R คือ ร้อยละของการสะท้อนของแสง (%R)

$$\alpha(h\nu) = C(h\nu - E_g^{opt})^n \quad (4.4)$$

โดยที่ $h\nu$ คือ พลังงานโฟตอน (eV)

C คือ ค่าคงที่ของสารกึ่งตัวนำ ในกรณีนี้มีค่าเท่ากับ 1

n คือ 1/2, 2, 3/2 และ 3 เมื่อฟิล์มมีคุณสมบัติเป็น allowed direct, allowed indirect, forbidden direct และ forbidden indirect ตามลำดับ

กรณีของผลึกเดี่ยวซิลิคอนและซิลิคอนไดออกไซด์เป็นสารกึ่งตัวนำชนิดแถบพลังงานแบบไม่ตรง $n = 2$ สมการที่ (4.5) จึงสามารถแสดงได้เป็น

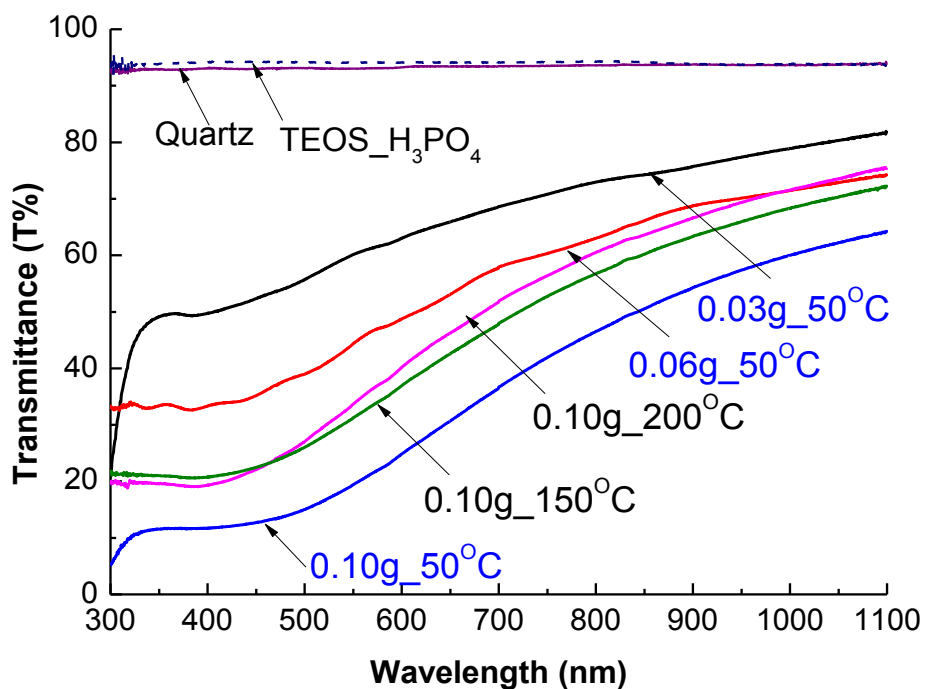
$$(\alpha(h\nu))^{1/2} = C(h\nu - E_g^{opt}) \quad (4.5)$$

4.1.2 การทะลุผ่านแสง และการสะท้อนกลับที่ผิวของฟิล์มบาง

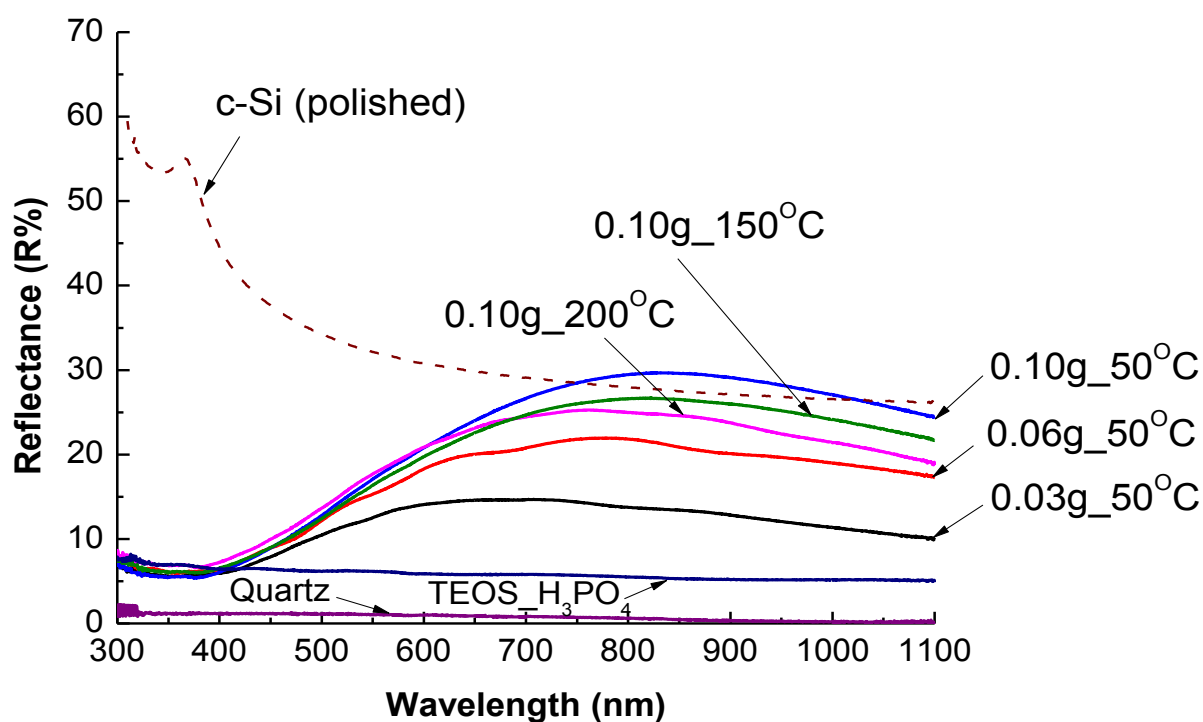
สเปกตรัมการดูดกลืนแสง (Absorption : A) สามารถแสดงความสัมพันธ์ของสเปกตรัม R และ T ที่วัดได้ตามสมการที่ (4.6)

$$A = 1 - R - T \quad (4.6)$$

เนื่องจากฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG เคลือบบนแผ่นฐานควอตซ์ มีลักษณะขุ่น แต่ไม่ทึบแสง ทำให้สามารถนำไปเป็นชั้นหน้าต่างรับแสงบนผลึกได้ ผลการวัดสเปกตรัมการทะลุผ่านแสง (%T) และ สเปกตรัมการสะท้อนแสงกลับ (%R) ของฟิล์มแสดงในรูปที่ 4.2 และ 4.3 ตามลำดับ ในเงื่อนไขเตรียมฟิล์มด้วยการใช้ผง nc-Si ปริมาณ 0.03g 0.06g และ 0.1g ภายใต้การอบฟิล์มที่อุณหภูมิ 50°C และเปรียบเทียบกับฟิล์ม nc-Si 0.1g ในเงื่อนไขอุณหภูมิการอบที่ 50°C 100°C และ 150°C การวัดค่าทางแสง %T และ %R ภายใต้ความยาวคลื่นตั้งแต่ 200 nm ถึง 1100 nm มีความละเอียดในการสแกนเท่ากับ 1 nm ด้วยเครื่อง UV-VIS Spectrophotometer รุ่น SPECORD 250-222P133 บริษัท AJUK ในโหมด Integrating Sphere แบบ Specular included mode ผลที่ได้นำไปแทนลงสมการ (4.3) เพื่อหาค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสง ภายใต้ความยาวคลื่น 200 nm - 1100 nm และนำไปสู่การประมาณด้วยวิธี Tauc's plot เพื่อหาค่า E_g ของฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส PSG ที่เงื่อนไขต่าง ๆ ความหนาของฟิล์มบางได้จากการวัดด้วยเครื่อง optical profiler



รูปที่ 4.2 สเปกตรัมการทะลุผ่านแสงของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG ที่เงื่อนไขการอบฟิล์ม และความหนาแน่นของ nc-Si dots



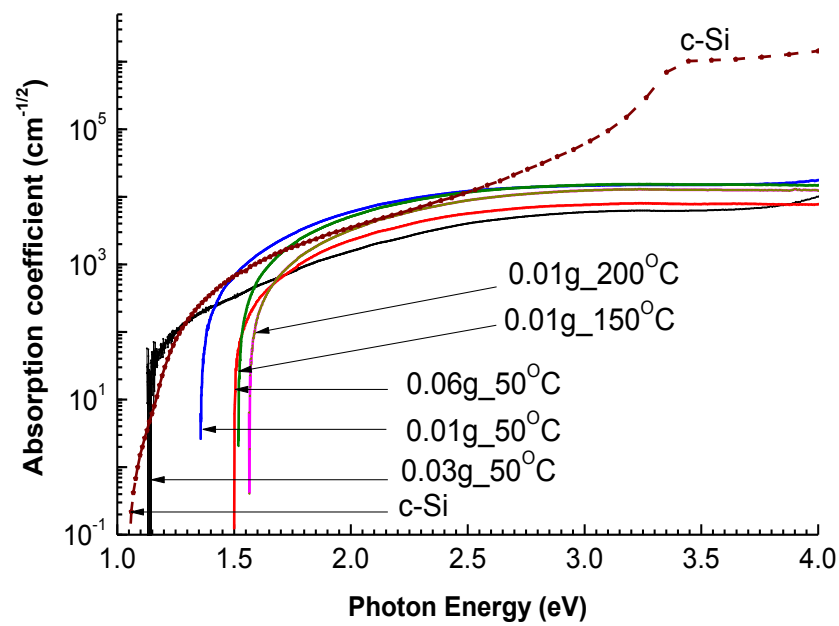
รูปที่ 4.3 สเปกตรัมการสะท้อนแสงกลับที่ผิวฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG ที่เงื่อนไขการอบฟิล์ม และความหนาแน่นของ nc-Si dots

จากผลการวัด %T ของฟิล์มบางอบที่ 50°C ในเงื่อนไขความหนาแน่นของ nc-Si dots ต่างกัน พบว่าฟิล์มเงื่อนไข 0.1g ที่มีความหนาแน่น nc-Si dots สูงกว่านั้นให้ผลการทะลุผ่านแสงที่ต่ำกว่า ในตลอดช่วงความยาวคลื่น ฟิล์มทุกเงื่อนไขมีลักษณะแนวโน้มการเพิ่มขึ้นของ %T เหมือนกันจากความยาวคลื่นแสงสีน้ำเงินไปยังแสงสีแดง เมื่อเทียบกับแผ่นควอตซ์และฟิล์ม PSG ที่แสดงค่า %T สูงเกิน 90% ฟิล์มบางมีค่า %T เฉลี่ย ประมาณ 60.3% 45.8% และ 24.5% สำหรับฟิล์มเงื่อนไข 0.03g 0.06g และ 0.10g ตามลำดับ และเมื่อพิจารณาฟิล์มในเงื่อนไขที่ 0.1g ที่อุณหภูมิการอบสูงขึ้น พบว่า %T มีค่าสูงขึ้นเป็น 24.54% 35.53% และ 37.62% สำหรับเงื่อนไขการอบที่ 50°C 150°C และ 200°C ตามลำดับ ผลของ %T ที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากผลการเกิดออกซิไดซ์ของ nc-Si dots ที่ผิวเพิ่มขึ้น

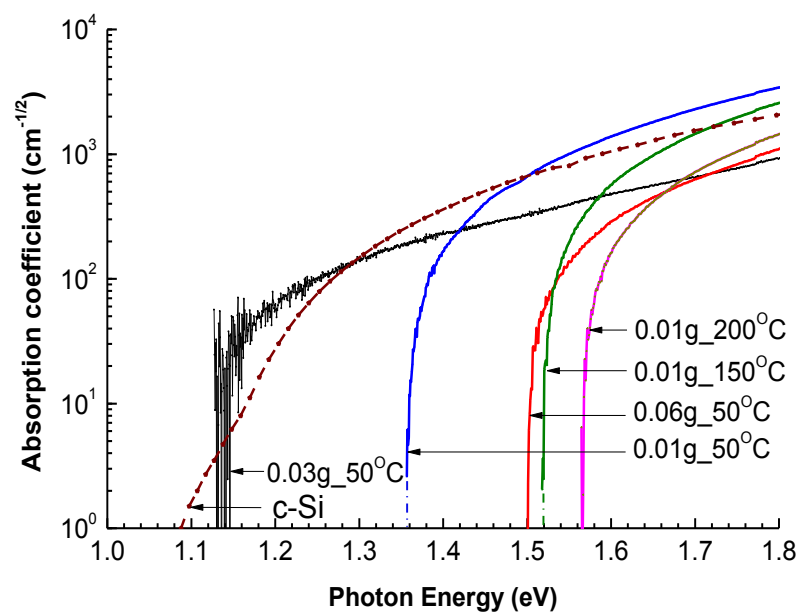
ลักษณะของ %R แสดงแนวโน้มแบบผกผันกับ %T จากผลในรูปที่ 4.3 พบว่าสเปกตรัม %R ในช่วงความยาวคลื่นแสงมากกว่า 500 nm แสดงแนวโน้มเปลี่ยนแปลงลดลงอย่างชัดเจน เมื่อความหนาแน่นของ nc-Si dots ลดลงจากเงื่อนไข 0.1g 0.06g และ 0.03g โดยที่ค่า %R เฉลี่ยนั้นลดลงจากระดับ 18.39% เป็น 15.20% และ 11.80% ตามลำดับ ส่วนผลการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิการอบนั้นมีการลดลงของ %R อย่างเห็นได้ชัดในช่วงความยาวคลื่นที่มากกว่า 700 nm พบว่า %R มีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 18.39% 17.98% และ 17.41% สำหรับเงื่อนไขการอบที่ 50°C 150°C และ 200°C ตามลำดับ

รูปที่ 4.4 (ก) และ (ข) แสดงสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG เปรียบเทียบกับแผ่นผลึกเดี่ยวซิลิคอน (c-Si) ซึ่งสเปกตรัมการดูดกลืนแสง $\alpha^{1/2}$ ได้จากความสัมพันธ์ในสมการที่ (4.5) เมื่อพิจารณาที่ขอบสเปกตรัมที่ตัดแกน x เราสามารถประมาณค่าช่องว่างพลังงานของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG ได้ จากผลพบว่าขึ้นงาน nc-Si เงื่อนไข 0.3g และอบที่ 50°C แสดงค่า E_g ไม่แตกต่างกันกับ c-Si มีค่าประมาณ 1.10 - 1.15eV ซึ่งเป็นค่าจำเพาะของช่องว่างพลังงานทางแสงของผลึกเดี่ยวซิลิคอน เมื่อฟิล์มมีปริมาณ nc-Si dots มากขึ้นเป็น 0.6g และ 0.1g จะพบค่า E_g เท่ากับ 1.50 และ 1.36 ตามลำดับ จากหลักการขยายค่า E_g ด้วยปรากฏการณ์ Quantum size หรือการจำกัดมิติการเปลี่ยนสถานะพลังงานที่เรียกว่า Confinement effect นั้นการเพิ่มขึ้นของ E_g จะสัมพันธ์กับขนาดแกนผลึกของ nc-Si ที่ลดลงต่ำกว่า 10 nm (G.Conibeer, 2006) (T. Fangsuwannarak, 2006) ดังนั้นการเปลี่ยนแปลงความหนาแน่นของ nc-Si dots ในผลดังกล่าวจึงไม่พบความสัมพันธ์กันอย่างชัดเจนกับ E_g แต่เมื่อพิจารณาเงื่อนไขการอบฟิล์มที่อุณหภูมิสูงขึ้นจาก 50°C เป็น 150°C และ 200°C จะพบความสัมพันธ์ต่อค่า E_g มีค่าสูงขึ้นมีค่าเท่ากับ 1.36eV 1.52eV และ 1.56eV ตามลำดับ เนื่องจากผลของการเกิดออกซิไดซ์ที่ผิว nc-Si dots ภายใต้ความร้อนที่สูงขึ้น ซึ่งสามารถส่งผลต่อขนาด nc-Si dots ที่ลดลง

ค่าช่องว่างพลังงานทางแสง (E_g) และพารามิเตอร์ทางแสงต่าง ๆ ของฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส PSG ภายใต้เงื่อนไขแสดงรายละเอียดในตารางที่ 4.1 อุณหภูมิการอบและความหนาแน่นของ nc-Si dots สรุปได้ในตารางที่ 4.1



(ก)

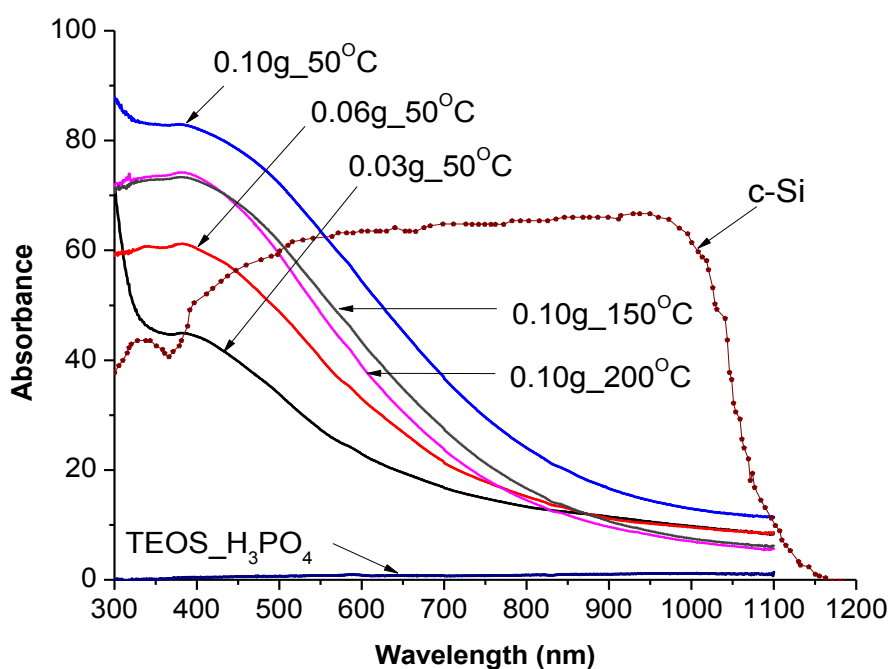


(ข)

รูปที่ 4.4 (ก)-(ข) สัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเงื่อนไขอุณหภูมิการอบ และความหนาแน่นของ nc-Si ในช่วงพลังงานโฟตอน 1-4eV และ 1.0-1.8eV

ตารางที่ 4.1 ค่าสมบัติทางแสงของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG ในเงื่อนไขอุณหภูมิการอบและความหนาแน่นของ nc-Si dots

nc-Si dots in PSG	nc-Si powder (g)	Thickness (μm)	$T_{\text{avg.}}$ (%) Visible range	$R_{\text{avg.}}$ (%) Visible range	E_g (eV)
Sample0.03g_50°C	0.03	0.95	60.30	11.80	1.14
Sample0.06g_50°C	0.06	1.24	45.80	15.20	1.50
Sample0.10g_50°C	0.10	1.36	24.54	18.39	1.36
Sample0.10g_150°C		1.18	35.53	17.98	1.52
Sample0.10g_200°C		1.03	37.62	17.41	1.56



รูปที่ 4.5 การดูดกลืนแสงของฟิล์มบาง nc-Si ในเฟส PSG ที่ความยาวคลื่นย่าน Visible และ Near IR

กราฟของสเปกตรัมการดูดกลืนแสง (Absorption : A) กับสเปกตรัม R และ T ที่วัดได้มีลักษณะสัมพันธ์กันดังสมการที่ (4.6) ได้แสดงลักษณะการดูดกลืนทางแสงของฟิล์ม nc-Si dots ในเฟสเปรียบเทียบกับ c-Si และฟิล์ม PSG ในรูปกราฟที่ 4.5 พบว่าฟิล์ม PSG มีการดูดกลืนแสงโฟตอนน้อยมากเมื่อเทียบกับกลุ่มของฟิล์ม nc-Si dots และ c-Si แม้ว่าฟิล์ม PSG นั้นมีค่าการนำไฟฟ้าจากกระแสมีดสูงกว่ากลุ่มของฟิล์มคอมโพสิทก็ตาม (ผลไฟฟ้าจากบทที่ 3) แสดงให้เห็นว่ากระแสไฟฟ้ามีดเป็นผลของแรงดันไฟฟ้าไบอัสให้กับฟิล์มบาง PSG สำหรับฟิล์มบางคอมโพสิทของ nc-Si dots ให้ลักษณะการดูดกลืน

แสงบริเวณย่านแสงสีน้ำเงิน (Blue wavelength range) ที่โดดเด่นกว่า c-Si ที่ย่านแสงเดียวกัน ดังนั้นฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG สามารถนำไปใช้เป็นชั้น n-Si quantum dots และชั้น p-Si quantum dots กรณีสถิตนาโนฝังในเฟส BSG (Borosilicate glass) เพื่อเพิ่มศักยภาพการดูดกลืนแสงและเกิดพาหะส่วนเกินมากขึ้นในย่านแสงสีน้ำเงิน ให้กับเซลล์แสงอาทิตย์แบบใหม่ด้วยโครงสร้าง Si tandem cells ภายใต้การผลิตชั้นคอมโพสิต nc-Si dots ที่อุณหภูมิต่ำได้ ซึ่งงานวิจัยอื่น ๆ ผลิตฟิล์มที่อุณหภูมิสูงในช่วง 900-1100°C (Harold Kintz, 2015) ซึ่งจะเป็นข้อจำกัดอย่างมากสำหรับการสร้างบนรอยต่อ p/n ของผลึกซิลิคอน เพราะอุณหภูมิที่สูงจะทำให้ลักษณะการแพร่ซึมสารเจือของรอยต่อนั้นเปลี่ยนไปได้

4.2 ค่าคงที่ทางแสงของฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนในเฟสของฟอสฟอรัสซิลิเกต

การออกแบบสิ่งประดิษฐ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์จำเป็นต้องพิจารณาค่าคงที่ทางแสงของวัสดุ ได้แก่ ดัชนีหักเหแสง (Refractive index, n) ค่าคงที่ไดอิเล็กทริก (Dielectric constant, ϵ) สัมประสิทธิ์การสูญเสีย (Extinction coefficient, k) ให้มีความเหมาะสม หลักการออกแบบเซลล์แสงอาทิตย์โครงสร้าง Si tandem cells นั้นจำเป็นต้องให้ฟิล์ม nc-Si dots ที่อยู่ด้านบนรอยต่อ p/n ของแผ่น c-Si นั้นมีค่า n น้อยกว่าค่า n_{Si} (3.94) ค่าดัชนีหักเหแสง (n_C) อยู่ในรูปของจำนวนเชิงซ้อน (complex refractive index) ที่ประกอบด้วยพจน์จำนวนจริงแสดงค่าดัชนีหักเหแสง (n) และพจน์ของจินตภาพแสดงค่าสัมประสิทธิ์การสูญเสีย (k) ดังสมการที่ (4.7)

$$n_C = n - ik \quad (4.7)$$

ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกเชิงซ้อน (complex relative dielectric constant: ϵ) แสดงความสัมพันธ์ได้ดังนี้

$$\epsilon = \epsilon_1 - i\epsilon_2 \quad (4.8)$$

โดยที่ ϵ_1 , ϵ_2 คือ พจน์จริงและพจน์จินตภาพของค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสัมพัทธ์ ตามลำดับ

ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกทั้งสองพจน์นั้นมีความสัมพันธ์กับค่าดัชนีหักเหแสง และค่าสัมประสิทธิ์การสูญเสีย แสดงได้จากสมการที่ (4.9) และ (4.10)

$$\epsilon_1 = n^2 - k^2 \quad (4.9)$$

$$\epsilon_2 = 2nk \quad (4.10)$$

ค่า ϵ_1 และ ϵ_2 มีความสัมพันธ์กับสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสง ดังนี้

$$\alpha = \frac{4\pi k}{\lambda} = \frac{2\pi}{n\lambda} \epsilon_2 \quad (4.11)$$

ค่าสัมประสิทธิ์การสูญเสียแสดงดังสมการที่ (4.12)

$$k = \frac{\alpha\lambda}{4\pi} \quad (4.12)$$

เมื่อแสงตกกระทบบนที่ตำแหน่งเส้นปกติ จะเกิดการสะท้อนแสงกลับที่ผิว เป็นเหตุให้เกิดการลดทอนความเข้มแสงลง แสดงสมการของค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อน (R) ได้ดังสมการที่ (4.13)

$$R = \frac{(n-1)^2 + k^2}{(n+1)^2 + k^2} \quad (4.20)$$

เมื่อ $k = 0$ ในช่วงการทะลุผ่านแสง จะได้ว่า

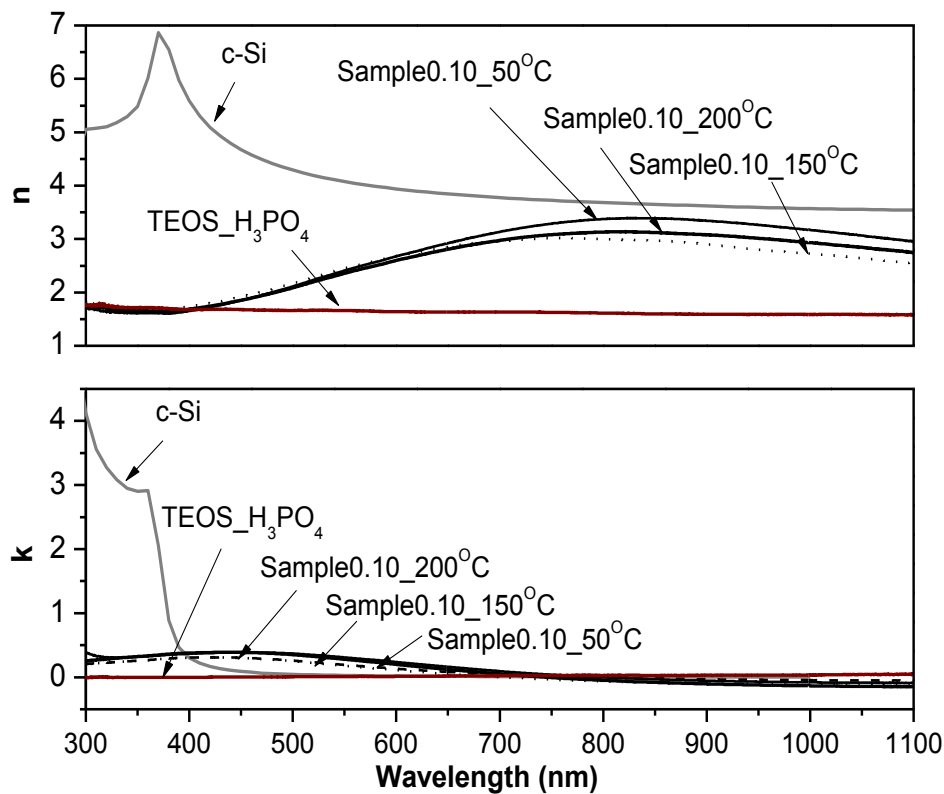
$$R = \frac{(n-1)^2}{(n+1)^2} \quad (4.21)$$

ถ้า $n = 0$ แล้ว $R = 1$ แสดงถึงสารกึ่งตัวนำนั้นสะท้อนแสงกลับทั้งหมด

ค่าดัชนีหักเหแสง n แสดงความสัมพันธ์ในสมการที่ (4.20) ซึ่งแสดงสมการคำนวณดังนี้

$$n = \left(\frac{1+R}{1-R} \right) + \sqrt{\frac{4R}{(1-R)^2} - k^2} \quad (4.22)$$

สเปกตรัมของ n และ k ที่ความยาวคลื่นต่าง ๆ แสดงดังรูปที่ 4.6



รูปที่ 4.6 สเปกตรัมของค่าคงที่ทางแสง n และ k ของฟิล์มบาง nc-Si dots

จากผลกราฟพบว่าค่า n ของ nc-Si dots มีค่าต่ำกว่าของ c-Si ที่ทุกช่วงความยาวคลื่น ที่บริเวณความยาวคลื่น 300-600 nm ฟิล์มบาง nc-Si dots ให้ค่า n และ k ของต่ำมากเมื่อเทียบกับ c-Si แต่ที่ความยาวคลื่นแสงสีแดง ค่า n ของฟิล์มบาง nc-Si dots มีค่าใกล้เคียงกับค่าของ c-Si ผลของค่าดัชนีหักเหแสงแสดงสรุปในตารางที่ 4.2 ซึ่งค่า n ให้ค่าอยู่ระหว่าง 1.65-3.25 ส่วนค่า k ของฟิล์มบาง nc-Si dots นั้นสูงกว่าของ c-Si เล็กน้อยที่ย่านความยาวคลื่นแสงสีแดง จากผลค่าคงที่ทางแสงของฟิล์มบางแสดงให้เห็นว่าฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG เป็นทางเลือกอย่างหนึ่งไม่เพียงสำหรับการขยายค่า E_g ที่กว้างถึง 1.5 eV แต่ยังมีค่าดัชนีหักเหแสงที่ต่ำกว่า c-Si ทำให้เกิดมุมวิกฤติ (θ_c) ที่สูงขึ้น รวมถึงมีค่าสัมประสิทธิ์การสูญเสียที่ต่ำกว่า c-Si ในช่วงความยาวคลื่นสั้น แม้ว่าช่วงความยาวคลื่นยาวให้ค่า k สูงกว่าเล็กน้อย โดยที่มุม θ_c บ่งบอกถึงแสงตกกระทบที่ช่วงมุมใด ๆ $\theta < \theta_c$ แล้วแสงโฟตอนดังกล่าวสามารถหักเหเข้าไปในเนื้อฟิล์มได้

ยกตัวอย่าง การพิจารณาฟิล์มบาง nc-Si dots ที่ให้ค่า $E_g = 1.52\text{eV}$ ที่มีค่า $n = 3.13$ ในเงื่อนไข 0.10g อบที่ 200°C พบว่าค่ามุมวิกฤติ (θ_c) มีค่าเท่ากับ 52.60° ซึ่งมีมุมที่กว้างกว่า Si_3N_4 ($n = 2.0$) แสดงด้วยสมการ Snell's law ดังนั้นการออกแบบฟิล์มด้านรับแสงของเซลล์แสงอาทิตย์จึงจำเป็นต้องออกแบบให้มีค่า n ลดลงตามลำดับ เมื่อเทียบกับชั้นแผ่นฐานผลึกซิลิคอน c-Si

ตารางที่ 4.2 ค่าดัชนีหักเหแสง และค่าสัมประสิทธิ์การสูญเสียของฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส PSG พิจารณา Sample0.10g

Wavelength (nm)	n of 0.03g nc-Si dots annealed at	n of 0.06g nc-Si dots annealed at	n of 0.1g nc-Si dots annealed at		
	50°C	50°C	50°C	150°C	200°C
400	1.65	1.67	1.65	1.74	1.69
600	2.20	2.49	2.67	2.68	2.60
800	2.18	2.75	3.37	3.00	3.13

จุดเด่นของการผลิตฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG ที่ได้ในงานวิจัยนี้จะเป็นการศึกษาที่สำคัญสำหรับแนวทางการออกแบบเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนแบบใหม่ ที่ต้องการชั้นซิลิคอนที่มีค่าช่องว่างพลังงานมากกว่า 1.1eV เพื่อลดผลการสูญเสียจากการคายพลังงานความร้อน (Thermalization) ของพาหะอิสระที่ดูดกลืนพลังงานแสงที่ระดับสูงเกินกว่าช่วง E_g เมื่อเซลล์มีชั้นฟิล์มบางรอยต่อ p/n ต่าง ๆ ที่ให้ E_g สูงขึ้นตามลำดับ ก็อาจก้าวข้ามข้อจำกัดทางทฤษฎี 1 รอยต่อของประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์ และนำไปสู่การเพิ่มประสิทธิภาพของเซลล์ชนิดซิลิคอนได้

บทที่ 5

เซลล์แสงอาทิตย์ผลึกนาโนซิลิคอนดอท

5.1 โครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ผลึกนาโนซิลิคอนดอท และคุณสมบัติของรอยต่อ p/n

งานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาหาแนวทางการนำฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส PSG ในเงื่อนไข 0.06g ที่มีสมบัติทางโครงสร้าง ทางไฟฟ้า และทางแสงจากผลการศึกษาในบทที่ 3 และ 4 มาทดสอบเบื้องต้นเป็นชั้น n บนแผ่นฐาน c-Si ชนิด p สำหรับเงื่อนไขความหนาแน่น nc-Si dots 0.03g และ 0.1g พบว่าการผลิตชั้นไฟฟ้าบนฟิล์มได้คุณภาพไม่ดันทักเมื่อเทียบกับเงื่อนไข 0.06g การเคลือบทำโดยใช้วิธี Spin coating และผ่านการอบฟิล์มที่อุณหภูมิ 50°C การสร้างชั้นไฟฟ้าอย่างง่ายให้กับเซลล์ด้วยวิธี Screen printing ทั้งด้านบนและด้านล่าง และผ่านการอบชั้นไฟฟ้าด้านหลังที่อุณหภูมิ 570°C เพื่อไม่ให้เกิดการเปลี่ยนโครงสร้างของฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส PSG กรณีศึกษานี้จึงทำการสร้างชั้นไฟฟ้าด้านหลังก่อนทำการเคลือบฟิล์มบางคอมโพสิต และสร้างชั้นไฟฟ้าด้านบนเป็นขั้นตอนสุดท้าย แสดงในรูปที่ 5.1 การสร้างเซลล์เบื้องต้นนี้ยังไม่พิจารณาค่าความต้านทานไฟฟ้าอนุกรม (R_s) เหมาะสม ไม่ได้สร้างผิวขรุขระเพื่อดักแสงให้กับเซลล์ และไม่ได้พิจารณาชั้นพาสซีเวชันให้กับเซลล์



c-Si p/n junction



(ก)



p/nc-Si dots junction



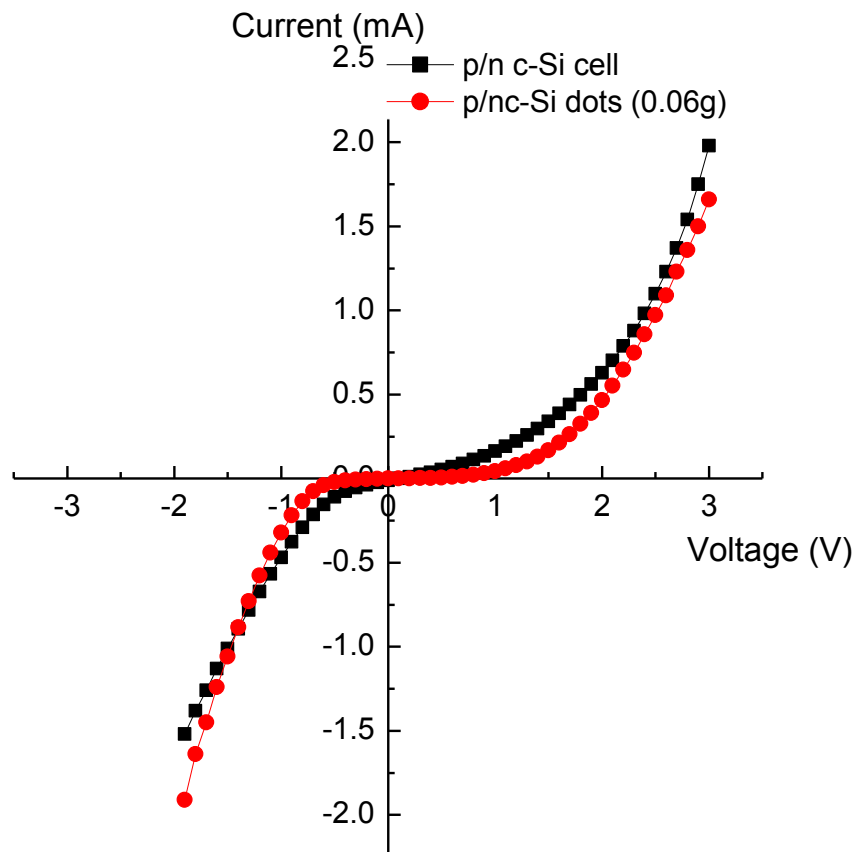
(ข)

รูปที่ 5.1 ชั้นไฟฟ้าด้านบน และด้านหลังของเซลล์แสงอาทิตย์ (ก) รอยต่อ p/n c-Si (ข) รอยต่อ p-nc-Si dots

การทดสอบคุณสมบัติรอยต่อ p/n ของเซลล์ขนาด 1 cm² ได้วัดภายใต้สภาวะมืด แสดงผลดังกราฟรูปที่ 5.2 พบว่าเซลล์รอยต่อ p/nc-Si dots แสดงความสัมพันธ์ระหว่างกระแส-แรงดันไฟฟ้าตามสมการไดโอดดังสมการที่ (5.1)

$$I_D = I_o \exp\left(\frac{nqV_D}{kT}\right) \quad (5.1)$$

โดยที่ I_D คือกระแสไฟฟ้าที่ไหลผ่านไดโอด I_o คือกระแสไฟฟ้าอิ่มตัวย้อนกลับ V_T คือแรงดันไฟฟ้าที่ตกคร่อมไดโอด n คือค่าพารามิเตอร์จำเพาะ (Identity factor) k คือค่าคงที่ของโบสเมอนท์ และ T คืออุณหภูมิองศาเคลวิน



รูปที่ 5.2 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแส-แรงดันไฟฟ้าของเซลล์รอยต่อ p/n จาก c-Si และรอยต่อ p/nc-Si dots ที่สภาวะมืด

ลักษณะเส้นโค้ง I-V ของเซลล์ nc-Si dots คล้ายกับรอยต่อ p/n จาก c-Si และพบว่าแรงดันพังทลาย (Break down voltage, V_B) ทั้งสองมีค่าต่ำ เนื่องจากรอยต่อ p/n อยู่บริเวณตีนจากผิวเซลล์ แต่ค่า V_B ของเซลล์ p/nc-Si dots มีค่ามากกว่าเล็กน้อย อีกทั้งค่าแรงดันไฟฟ้าวิกฤติ (Threshold voltage, V_{Th}) ทางด้านแรงดันไปหานั้นมีค่าสูงกว่า p/n จาก c-Si เนื่องจากฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส PSG มีลักษณะเป็นคอมโพสิตที่มีค่านำไฟฟ้าไม่สูงมาก จึงเกิดอิทธิพลของประจุไม่เคลื่อนที่ (Fixed charges) ที่บริเวณรอยต่อ ทำให้แรงดันไฟฟ้าวิกฤติสูงกว่า อย่างไรก็ตามฟิล์มชั้น nc-Si dots ในเฟส PSG ส่งผลต่อ

คุณภาพของกระแสไดโอด ทำให้ n มีค่าสูงกว่า 1 หรือ 2 ผลดังกล่าวมีสาเหตุจากความต้านทานไฟฟ้าอนุกรมแฝงที่เกิดขึ้นระหว่างขั้วไฟฟ้ากับฟิล์มชั้น n โดยปกติในอุตสาหกรรมใช้วิธีการอบความร้อนสูงกว่า 900°C ที่เวลาสั้น ๆ ไม่กี่วินาที ที่เรียกว่า Fast firing

5.2 การวัดประสิทธิภาพโฟโตโวลตาอิกของเซลล์แสงอาทิตย์ผลึกนาโนซิลิคอนควอนตัมดอท

แสงแดดมีความสัมพันธ์กับโฟตอนฟลักซ์ (Photon flux) ค่าหนึ่ง และเป็นพลังงานโฟตอนที่ก่อให้เกิดกระแสโฟตอนในเซลล์แสงอาทิตย์ ความสัมพันธ์ระหว่างกระแสที่เกิดจากการส่องสว่าง I_L เท่ากับกระแสไฟฟ้าลัดวงจร I_{SC} ของเซลล์ แสดงในสมการที่ (5.2)

$$\text{Short circuit current}(I_{SC}) = \text{Luminated current}(I_L) = \int_0^{\infty} Q(E)N(E)dE \quad (5.2)$$

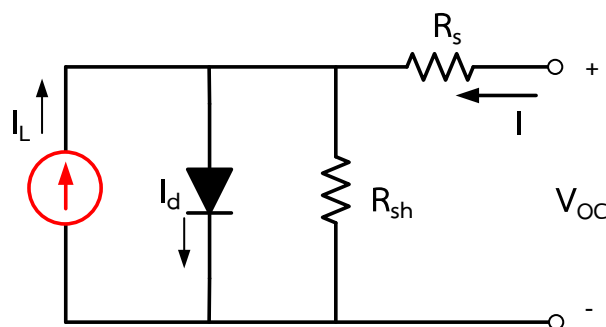
โดยที่ $Q(E)$ คือ ค่าประสิทธิภาพเชิงควอนตัมของที่ระดับพลังงานโฟตอนค่าใด ๆ

$N(E)$ คือ ค่าจำนวนโฟตอนฟลักซ์ที่ระดับพลังงานโฟตอนค่าใด ๆ

เซลล์แสงอาทิตย์มีวงจรสมมูลทางไฟฟ้าดังรูปที่ 5.3 ซึ่งประกอบด้วยค่าความต้านทานแฝง (Parasitic resistance) ในส่วนต่าง ๆ ประกอบด้วย

- ค่าความต้านทานแฝงแบบอนุกรม (Series resistance, R_s) เกิดจากผลรวมของความต้านทานไฟฟ้าในวัสดุสารกึ่งตัวนำ ฟิล์มบาง nc-Si dots และความต้านทานไฟฟ้าที่รอยสัมผัส (Contact resistance, R_c) ที่เกิดขึ้นระหว่างวัสดุสารกึ่งตัวนำกับขั้วโลหะไฟฟ้า ทั้งที่เกิดด้านบนและด้านล่าง ในทางอุดมคติค่า R_s มีค่าเท่ากับ 0 ส่วนในทางปฏิบัติ เซลล์ควรให้มิต้น้อย ๆ

- ค่าความต้านทานแฝงแบบขนาน (Shunt resistance, R_{sh}) เกิดจากความต้านทานไฟฟ้าบริเวณรอยต่อ p/n ของเซลล์แสงอาทิตย์ ในทางอุดมคติค่า R_{sh} มีค่าเป็นอนันต์ ส่วนในทางปฏิบัติควรให้มิต้น้อย ๆ ซึ่งสามารถบ่งบอกถึงคุณภาพการแพร่สารเจือให้เกิดรอยต่อ p/n

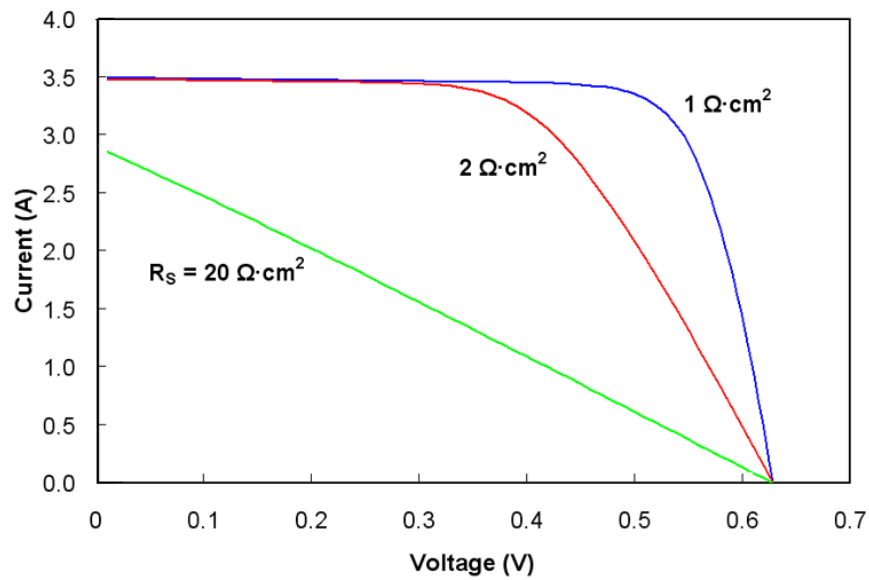


รูปที่ 5.3 วงจรสมมูลทางไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ที่ประกอบด้วยความต้านทานไฟฟ้าแฝง

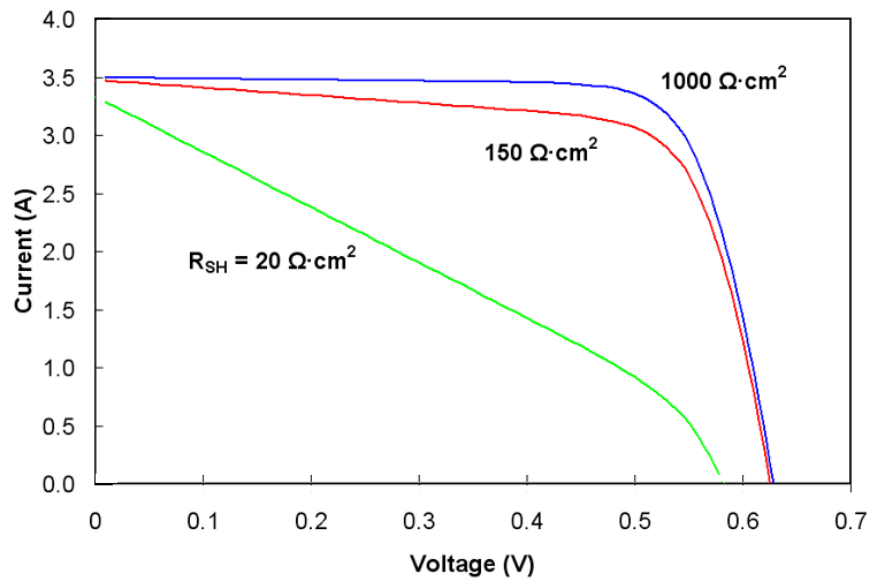
พิจารณารูป I-V ในควอดแดนต์ที่ 1 สมการกระแสจึงแสดงในสมการที่ (5.3) และผลกระทบของ R_S และ R_{SH} ที่มีต่อกราฟ I-V แสดงในรูปที่ 5.4 และ 5.5 ตามลำดับ

$$I = I_L - I_d$$

$$I = I_L - \left(I_o \exp \left[\frac{q(V + IR_s)}{kT} \right] + \frac{V + IR_s}{R_{sh}} \right) \quad (5.3)$$



รูปที่ 5.4 ผลของ R_S ที่มีต่อคุณลักษณะ I-V ของเซลล์แสงอาทิตย์

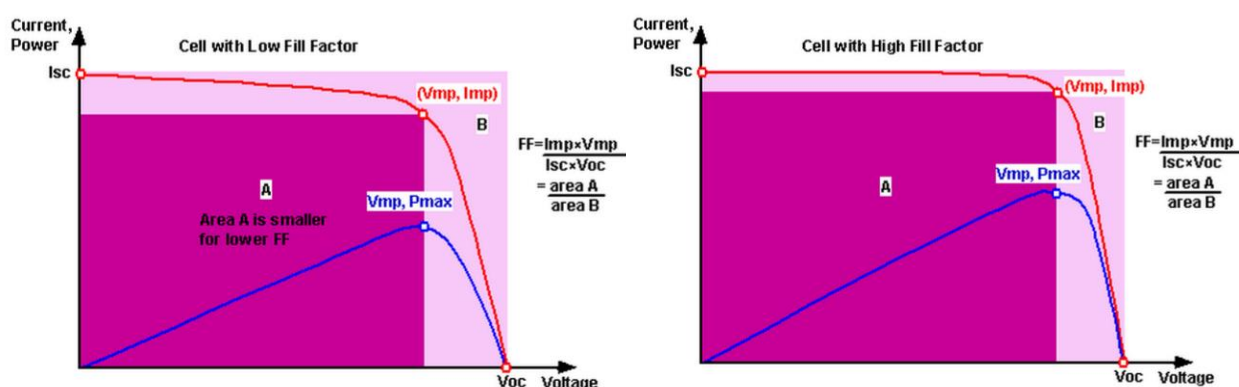


รูปที่ 5.5 ผลของ R_{SH} ที่มีต่อคุณลักษณะ I-V ของเซลล์แสงอาทิตย์

ค่าความต้านทานแฝงที่เกิดขึ้นในเซลล์แสงอาทิตย์นั้นมีผลโดยตรงกับกำลังไฟฟ้าของเซลล์ เพื่อพิจารณาทางเทคนิคให้ง่ายขึ้น จึงมีการกำหนดค่า FF เรียกว่าฟิลแฟคเตอร์ (Fill factor) เป็นอัตราส่วนของพื้นที่ A/B ดังรูปที่ 5.6 ซึ่งค่าอุดมคติ $FF = 1$ หมายถึงค่า $I_{mp} = I_{sc}$ และ $V_{mp} = V_{oc}$ จะได้ว่า

$$FF = \frac{V_{mp} I_{mp}}{V_{oc} I_{sc}} \quad (5.4)$$

ค่าฟิลแฟคเตอร์บ่งบอกถึงคุณภาพของเซลล์แสงอาทิตย์ซึ่งสัมพันธ์กับประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์ (η) แสดงดังสมการที่ (5.5)



รูปที่ 5.6 ลักษณะของกำลังไฟฟ้าที่มีผลต่อค่าฟิลแฟคเตอร์

$$\eta = \frac{I_{mp} V_{mp}}{P_{in}} = \frac{I_{sc} V_{oc} FF}{P_{in}} \quad (5.5)$$

โดยที่ P_{in} คือกำลังไฟฟ้าทั้งหมดของแสงที่ตกกระทบบนเซลล์ ภายใต้การกำหนดมาตรฐานของแสงแบบ AM1.5G นั้นมีค่าเท่ากับ 100 mW/cm^2 หรือ 1 kW/m^2

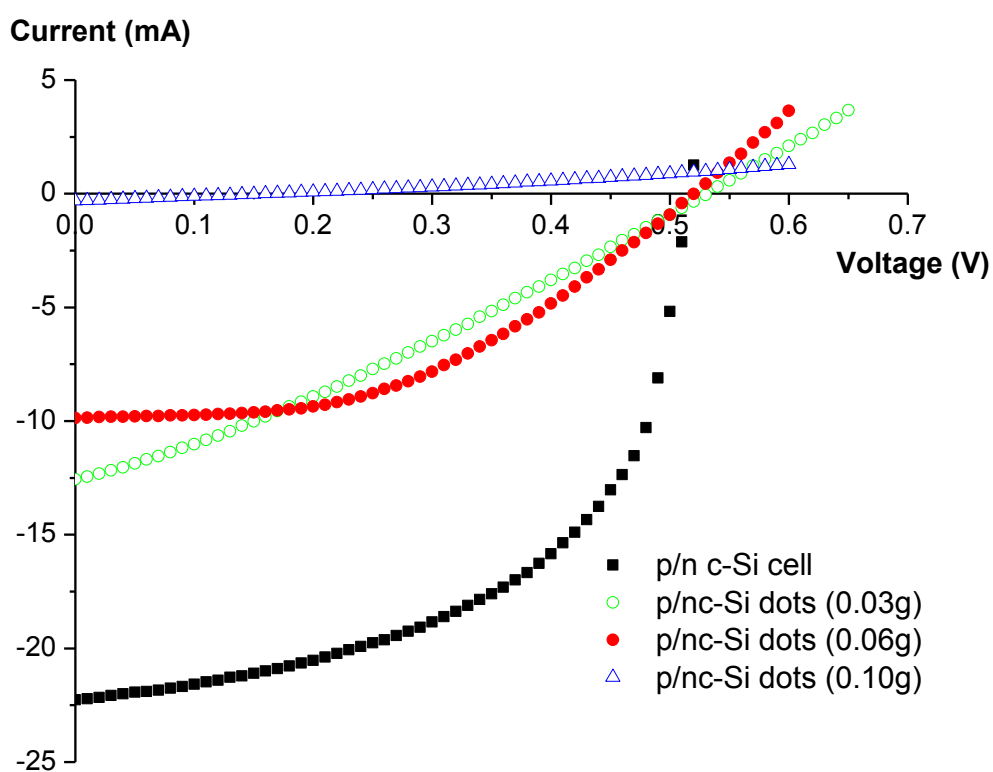
งานวิจัยได้ทำการวัดประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์โครงสร้างผลึกนาโนควอนตัมดอท ด้วยเครื่องจำลองแสงเทียม (Super solar simulator) รุ่น WXS-155S-L2 AM 1.5GMM บริษัท WACOM ที่ศูนย์เทคโนโลยีอิเล็กทรอนิกส์และคอมพิวเตอร์แห่งชาติ (NECTEC แสดงภาพถ่ายระบบในรูปที่ 5.7 การวัดค่าอยู่ภายใต้แสงสเปกตรัม AM1.5G ที่ความเข้มแสงเท่ากับ 100 mW/cm^2 ภายใต้อุณหภูมิ 25°C

ผลการวัดแสดงในกราฟรูปที่ 5.8 จะเห็นว่า รอยต่อ p/n จาก nc-Si dots ในเงื่อนไข 0.03g และ 0.10g ให้สมบัติที่รอยสัมผัสที่ขั้วไฟฟ้าไม่ดี สังเกตได้จากเส้นกราฟ I-V มีลักษณะเป็นเส้นตรง เนื่องจากค่าความต้านทานไฟฟ้าแฝงแบบอนุกรม (Series resistance, R_s) มีค่าสูง เนื่องจากความต้านทานไฟฟ้าของ

ฟิล์ม nc-Si dots และสาเหตุหลักจาก R_s ที่เกิดที่รอยสัมผัสขั้วไฟฟ้ากับฟิล์ม nc-Si dots อีกทั้งยังมีผลมาจากค่าความต้านทานไฟฟ้าแฝงแบบขนาน (Shunt resistance, R_{sh}) ที่มีค่าน้อย



รูปที่ 5.7 ระบบการวัดประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยเครื่อง Solar simulator



รูปที่ 5.8 กราฟความสัมพันธ์ของกระแสไฟฟ้าและแรงดันไฟฟ้าที่ผลิตจากเซลล์แสงอาทิตย์ที่ทำการทดสอบ

จากผลดังกล่าวแสดงให้เห็นถึงการนำชั้นฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส PSG มาประยุกต์เป็นชั้นรอยต่อ p/n ให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ได้ อย่างไรก็ตามการศึกษาค่าไฟฟ้าและกระบวนการที่สามารถลดค่าความต้านทานไฟฟ้าที่รอยสัมผัสนั้นเป็นสิ่งที่มีความสำคัญ เพื่อลดการสูญเสีย และรวมถึงวิธีการสร้างรอยต่อให้มีประสิทธิภาพมากขึ้น เพื่อลดการสูญเสียเนื่องจาก R_{sh} ผลเพื่อนำไปสู่ค่า FF สูงขึ้น พารามิเตอร์ต่าง ๆ ที่เกี่ยวข้องกับกำลังไฟฟ้าที่ผลิตได้จากเซลล์แสดงรายละเอียดในตารางที่ 5.1 จากผลของ R_{sh} ของ nc-Si dots (0.06g) ให้ค่าสูงประมาณ 1052.63 Ω บ่งบอกถึงศักยภาพการผลิตเป็นรอยต่อ p/n ที่อุณหภูมิต่ำ อย่างไรก็ตามค่าความนำทางไฟฟ้าของฟิล์มจำเป็นต้องให้สูงขึ้น เพื่อค่า R_s ที่เกิดขึ้นที่ฟิล์มและรอยสัมผัสระหว่างโลหะ ผล $R_s = 23.47$ ซึ่งมีขนาดที่สูงกว่าเซลล์รอยต่อ p/n c-Si

ตารางที่ 5.1 พารามิเตอร์ต่างๆ ที่มีผลต่อประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG และรอยต่อพี-เอ็น ซิลิคอน

Cell parameters	Unit	p/n c-Si cell	p/nc-Si dots cells		
			0.03g	0.06g	0.10g
Device area (A)	cm ²	1			
Open circuit voltage (V_{oc})	V	0.52	0.53	0.52	0.16
Short circuit current density (I_{sc})	mA/cm ²	22.27	12.55	9.86	0.32
Fill factor (FF)	-	0.55	0.29	0.46	0.25
Efficiency	%	6.34	1.96	2.35	0.01
Shunt resistance (R_{sh})	Ω .cm ²	176.99	96.62	1052.63	526.32
Series resistance (R_s)	Ω .cm ²	3.11	30.67	23.47	526.32
Power maximum (P_{Max})	mW	6.25	1.95	0.14	0.000142
Voltage maximum (V_{mp})	V	0.42	0.28	0.31	0.079
Current maximum (I_{mp})	mA	14.89	6.98	0.46	0.0018

จากผลการทดสอบเซลล์ nc-Si dots สามารถแสดงให้เห็นถึงความเป็นได้และแนวทางการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์แบบใหม่ด้วยวัสดุ nc-Si dots

บทที่ 6

สรุปผล และข้อเสนอแนะ

งานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาการผลิตฟิล์มบางซิลิคอนควอนตัมดอท ที่มีส่วนประกอบของฟลักนาโนซิลิคอน (nc-Si dots) ฝังในเฟสของฟอสฟอรัสซิลิเกต (PSG) วัตถุประสงค์ของการผลิตฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส (PSG) เพื่อปรับปรุงคุณภาพฟิล์มให้เป็นชั้นสารกึ่งตัวนำซิลิคอนแบบคอมโพสิต ที่มีคุณภาพของผิวฟิล์มที่ดี และให้สมบัติทางแสงเปลี่ยนไปจากผลึกซิลิคอน เช่น ให้ค่าช่องว่างพลังงานทางแสง (Optical band gap, E_g) ที่กว้างขึ้นจากปรากฏการณ์ Quantum size หรือ Quantum confinement และได้ศึกษาสเปกตรัมสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสง และค่าคงที่ทางแสงต่าง ๆ เช่น ค่าดัชนีหักเหแสง (Refractive index, n) และค่าสัมประสิทธิ์การสูญหายของแสง (Extinction coefficient, k) ให้มีค่าเหมาะสมสำหรับเป็นชั้นหน้าต่างรับแสง จากการศึกษาสามารถสรุปได้ดังนี้

6.1 ผลการปรับปรุงคุณภาพของผิวฟิล์มในระดับจุลภาค

การศึกษาได้ประสบความสำเร็จการผลิตฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟสของ PSG ให้มีคุณภาพของผิวฟิล์มดีขึ้น เมื่อเปรียบเทียบกับ nc-Si dots ในเฟสของ SiO_2 โดยฟิล์มบางสังเคราะห์จากการใช้สารตั้งต้นของหมึกซิลิคอนคอมโพสิต และเคลือบฟิล์มแบบหมุนเหวี่ยง (Spin coating) บนแผ่นฐานรองทั้งชนิดควอตซ์ และแผ่นฐานรองซิลิคอน ที่ความเร็วรอบ 2500 rpm เป็นเวลา 30s และนำไปอบให้แห้งที่อุณหภูมิ 50°C 150°C และ 200°C เป็นเวลา 20 นาที

ฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG บนแผ่นฐานควอตซ์ในเงื่อนไขการผลิตฟิล์มที่เติมผง nc-Si ต่างกัน ให้โครงสร้างทางพื้นผิวในระดับจุลภาคที่แตกต่างกัน และพบรูพรุนมีขนาดระหว่าง 50 nm ถึง 70 nm ในเฟสของ PSG เนื่องจากตัวเร่งปฏิกิริยาของกรดไฮโดรคลอริกและกรดฟอสฟอริกที่ทำให้มีอัตราการเกิดปฏิกิริยาไฮโดรลิซิสเร็วขึ้นในเฟสออกไซด์ เมื่อเพิ่มปริมาณ nc-Si dots มากขึ้น เกิดพื้นที่ของเฟส PSG ลดลงทำให้พื้นที่ที่เกิดรูพรุนนั้นลดลงเช่นกัน และพบเม็ดทรงกลมขนาดเล็กบนผิวฟิล์ม nc-Si ประมาณ 50 nm

6.2 ผลการปรับปรุงค่าความนำทางไฟฟ้าของฟิล์ม nc-Si dots

จากการใช้เฟส PSG เป็นตัวกลางในฟิล์มคอมโพสิต ค่าความนำทางไฟฟ้าของฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG (Sample0.10g_PSG) มีค่าความนำทางไฟฟ้าเท่ากับ 6.95×10^{-6} S/cm สูงกว่าฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส SiO_2 (Sample0.10g_ SiO_2) อยู่ประมาณ 5 เท่า แสดงถึงตัวกลางของ PSG สามารถปรับปรุงการนำไฟฟ้าให้กับฟิล์มบาง nc-Si dots ได้ อย่างไรก็ตามค่านำไฟฟ้าของฟิล์มยังจัดอยู่ในกลุ่มของฉนวนไฟฟ้า แต่มีค่านำไฟฟ้าสูงกว่าฟิล์ม SiO_2 ประมาณ 50 เท่า และพบว่าฟิล์มบาง PSG ที่ไม่มีอนุภาคซิลิคอนมีค่าความนำไฟฟ้าสูงกว่าเล็กน้อยเมื่อเทียบกับฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG อาจเป็นผลของ

ความเค้น (Stress) ในฟิล์มบางที่มีคอมโพสิตของ nc-Si dot จึงเกิดจุดบกพร่อง (defects) ที่บริเวณขอบเขตผิวระหว่าง nc-Si dots กับเฟสออกไซด์ตัวกลาง

ผลของความหนาแน่นของ nc-Si dots ที่มีต่อกระแสไฟฟ้านั้น พบว่าความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าเพิ่มขึ้นชัดเจน ในกรณีที่พิจารณาฟิล์ม 0.03g และ 0.06g เปรียบเทียบกับ ฟิล์ม 0.10g อาจเป็นผลมาจากระยะห่างของ nc-Si dots ใกล้กัน เกิดการนำไฟฟ้าของพาหะแบบ Direct tunneling หรืออาจเป็นแบบ Phonon assisted hoping ดังเช่นการศึกษาวิจัยที่ผ่านมา อย่างไรก็ตามการเกิดจุดบกพร่อง (Defect) ที่รอยสัมผัสระหว่างผิว nc-Si dots และเฟส PSG ก็อาจมีผลต่อการนำไฟฟ้าเช่นกัน ทำให้ฟิล์ม 0.03g และ 0.06g ไม่พบการเปลี่ยนแปลงที่เพิ่มขึ้นชัดเจน และสังเกตได้ว่าฟิล์มบาง PSG ที่ปราศจาก nc-Si dots ให้ผลการนำไฟฟ้าสูงกว่าฟิล์มบาง PSG ที่มีส่วนประกอบของผง nc-Si

6.3 ผลการขยายค่าช่องว่างทางแสงของฟิล์ม nc-Si dots

งานวิจัยนี้มีลักษณะเด่นคือฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG สามารถนำไปใช้เป็นชั้น n-Si quantum dots และชั้น p-Si quantum dots ในกรณีผลึกนาโนฝังในเฟส BSG (Borosilicate glass) เพื่อเพิ่มศักยภาพการดูดกลืนแสงและเกิดพาหะส่วนเกินมากขึ้นในย่านแสงสีน้ำเงิน ให้กับเซลล์แสงอาทิตย์แบบใหม่ด้วยโครงสร้าง Si tandem cells ภายใต้การผลิตชั้นคอมโพสิต nc-Si dots ที่อุณหภูมิต่ำได้ ซึ่งแตกต่างจากงานวิจัยอื่น ๆ ที่ผลิตฟิล์มที่อุณหภูมิสูงในช่วง 900-1100°C ซึ่งจะให้ลักษณะการแพร่ซึมสารเจือของรอยต่อ p/n ของผลึกซิลิคอนนั้นเปลี่ยนไป และจุดเด่นของฟิล์มนาโนคอมโพสิต nc-Si dots ให้คุณสมบัติทางแสงที่ดีกว่าฟิล์มออกไซด์ สรุปลำดับดังนี้

ฟิล์ม nc-Si dots ในเฟส PSG ที่สังเคราะห์ขึ้นมีลักษณะไม่ทึบแสงเหมือนกับ c-Si โดยมีค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง (%T) สูงขึ้นในย่านความยาวคลื่นแสงที่มองเห็น (Visible wavelength) ที่ค่าเฉลี่ยประมาณ 24.5% 45.8% และ 24.5% เมื่อฟิล์มมีความหนาแน่น nc-Si dots เพิ่มขึ้นจากเงื่อนไข 0.03g 0.06g และ 0.10g ตามลำดับ เมื่อพิจารณาอุณหภูมิการอบสูงขึ้น พบว่า %T มีค่าสูงขึ้นเป็น 24.54% 35.53% และ 37.62% สำหรับเงื่อนไข 0.10g ที่ 50°C 150°C และ 200°C ตามลำดับ ผลของ %T ที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากผลการเกิดออกซิไดซ์ของ nc-Si dots ที่ผิวเพิ่มขึ้น

ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง %R ในช่วงความยาวคลื่น 600 nm-1100 nm มีลักษณะผกผันกับ %T ซึ่งค่ามีแนวโน้มลดลงอย่างชัดเจนเมื่อความหนาแน่นของ nc-Si dots ลดลงจากเงื่อนไข 0.1g 0.06g และ 0.03g โดยที่ค่า %R เติบขึ้นลดลงจากระดับ 18.39% เป็น 15.20% และ 11.80% ตามลำดับ ส่วนผลการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิการอบนั้นมีต่อการลดลงของ %R อย่างเห็นได้ชัดในช่วงความยาวคลื่นที่มากกว่า 700 nm พบว่า %R มีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 18.39% 17.98% และ 17.41% สำหรับเงื่อนไขการอบที่ 50°C 150°C และ 200°C ตามลำดับ

ค่าช่องว่างพลังงานทางแสง E_g ของ nc-Si dots นั้นเปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิในกระบวนการอบฟิล์มที่ 50°C 150°C และ 200°C นั้นได้ให้ค่า E_g สูงขึ้นมีค่าเท่ากับ 1.36eV 1.52eV และ 1.56eV

ตามลำดับ เนื่องจากผลของการเกิดออกซิไดซ์ที่ผิว nc-Si dots ภายใต้อุณหภูมิที่สูงขึ้น ซึ่งสามารถส่งผลต่อขนาด nc-Si dots ที่ลดลง เมื่อนำไปสร้างเป็นรอยต่อ p/n ด้วยฟิล์ม nc-Si dots ใน PSG ชั้นที่มีค่า E_g มากสุดจะอยู่เป็นชั้นรอยต่อด้านบนสุด

ค่าดัชนีหักเหแสง n ของ nc-Si dots มีค่าต่ำกว่าของ c-Si ที่ทุกช่วงความยาวคลื่น ที่บริเวณความยาวคลื่น 300-600 nm โดยมีค่าอยู่ระหว่าง 1.65-3.25 เปลี่ยนแปลงตามความหนาแน่นของ nc-Si dots ส่วนค่าสัมประสิทธิ์การสูญหาย k ของฟิล์มบาง nc-Si dots มีค่าสูงกว่าของ c-Si เล็กน้อยที่ย่านความยาวคลื่นแสงสีแดง จากผลค่าคงที่ทางแสงของฟิล์มบางแสดงให้เห็นว่าฟิล์มบาง nc-Si dots ในเฟส PSG เป็นทางเลือกอย่างหนึ่งไม่เพียงสำหรับการขยายค่า E_g ที่กว้างถึง 1.5 eV แต่ยังมีค่าดัชนีหักเหแสงที่ต่ำกว่า c-Si ทำให้เกิดมุมวิกฤต (θ_c) ที่สูงขึ้น รวมถึงมีค่าสัมประสิทธิ์การสูญหายที่ต่ำกว่า c-Si ในช่วงความยาวคลื่นสั้น แม้ว่าช่วงความยาวคลื่นยาวให้ค่า k สูงกว่าเล็กน้อย โดยที่มุม θ_c บ่งบอกถึงแสงตกกระทบที่ช่วงมุมใด ๆ $\theta < \theta_c$ แล้วแสงโฟตอนดังกล่าวสามารถหักเหเข้าไปในเนื้อฟิล์มได้

บรรณานุกรม

- [1] C. P. Collier, T. Vossmeier, and J. R. Health, “Nanocrystal superlattices,” *Annu. Rev. Phys. Chem.* 49, 371 (1998).
- [2] T. Arguirov, T. Mchedlidze, M. Kittler R. Rölver, B. Berghoff, M. Först, and B. Spangenberg, “Residual stress in Si nanocrystals embedded in a SiO₂ matrix,” *Appl. Phys. Lett.* 89, 053111 (2006).
- [3] Fardad, M. A. et al., “Catalysts and the structure of SiO₂ sol-gel films”, *J. Mat. Sci.* 35, 1835-1841 (2000).
- [4] Globus, T. et al., “Analysis of Refractive Index and Absorption Coefficient of Silicon Membranes”, *Proceedings of the 1997 International Semiconductor Device Research Symposium, Charlottesville VA*, ISBN: 1-880920-05-0. (1997).
- [5] G. Conibeer, M. A. Green, R. Corkish, Y. Cho, E-C. Cho, C-W Jiang, T. Fangsuwannarak, E. Pink, Y. Huang, T. Puzzer, “Silicon Nanostructures for Third Generation Photovoltaic Solar Cells,” *Thin Solid Film*, 511-512, 654 (2006).
- [6] T. Fangsuwannarak, E. Pink, Y. Huang, G. Scardera, G. Conibeer, M. A. Green, “Effects of Silicon Nanocrystallite Density on The Raman-Scattering Spectra of Silicon Quantum Dot Superlattices,” *Proc. SPIE* 6415-07 (2006).
- [7] Harold Kintz, Xavier Paquez, Olivier Sublemontier, Yann Leconte, Nathalie Herlin-Boime, Cécile Reynaud, “Synthesis and layering of Si quantum dots/SiO₂ composite films for third generation solar cells”, *Thin Solid Films* 593, 96–101 (2015).
- [8] S. R. Wenham, M. A. Green, M. E. Watt and R. Corkish, *Applied Photovoltaics*, 2nd edition, Earthscan, (2007).
- [9] ดุสิต เครื่องามไมสิ่งประดิษฐ์ออปโตอิเล็กทรอนิกส์ ฟิสิกส์ เทคโนโลยี และการใช้งาน เล่ม 2, สำนักพิมพ์แห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ครั้งที่ 1ม ISBN : 9-743-32817-3 (2542).
- [10] สุจิตรา วงศ์เกษมจิตต์., *วิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีกระบวนการโซล-เจล* สำนักพิมพ์แห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
- [11] Anastasescu, M. et.al., “Loss of phosphorus in silica-phosphate sol-gel films, *J. Sol-gel*”, *Sci. Techno.* 40, 325-333 (2006).
- [12] Apuzzo, M. D. et al., “Sol-gel synthesis of humidity-sensitive P₂O₅-SiO₂ amorphous films”, *J. Sol-gel. Sci Techno.* 17, 247-254 (2000).

- [13] Brinker, C. J., and Scherer, G.W., "Sol-gel Science – The Physics and Chemistry of sol-gel processing", Academic Press, New York, (1990).
- [14] Dai, S., Ju, Y.H., Gao, H.J., Lin, J.S., Pennycook, S.J. and Barnes, C.E., Preparation of silica aerogel using ionic liquids as solvents," Chem. Commun., 243-244 (2000).
- [15] Elisa, M. et al., "Structure and thermal characterization of $\text{SiO}_2\text{-P}_2\text{O}_5$ sol-gel powders upon annealing at high temperatures," J. Non0Crys. Solids. 326, 495-501 (2010).
- [16] Fangsuwannarak, T., Electronic and optical characterizations of silicon quantum dots and its applications in solar cells", Thesis submitted to the University of New South Wales, 44 (2007).
- [17] Fadad, M.A. et al., "Catalysts and the structure of SiO_2 sol-gel films", L. Mat. Sci. 35, 1835-1841 (2000).
- [18] Globus, T. et al., Analysis of refractive index and absorption coefficient of silicon membranes, "Proceedings if the 1997 International Semiconductor Device Research Symposium, Carlottesville VA, ISBN : 1-880920-05-0 (1997).
- [19] Green, M.A. et al., "Third generation photovoltaics, Centre for Photovoltaic Engineering", UNSW publisher (2000).
- [20] Green, M.A. et al., "Third generation photovoltaics : Ultra-high conversion efficiency at low cost," Prog. Photovolt : Res. Appl. 9, 123-135 (2001).
- [21] Green, M.A. et al., "This report is available form: ARC Photovoltaics Centre of Excellence", Prog. Photovolt : Res. Appl. 17, 77-80 (2009).
- [22] Innocenzi, P., "Infrared spectroscopy of sol-gel derived silica-based films: a spectra-microstructure overview, "Journal Non-Crystal Solids 316, 309-319 (2003).
- [23] Jarger, R.C., "Introduction to microelectronic fabrication" Prentice-Hall (2001).
- [24] Kern, W., and Vossen, J., "Thin film processes", Academic Press : New York (1978).
- [25] Kern, W., "Handbook of Semiconductor Cleaning Technology", Noyrs Publishing : Park (1993).
- [26] Kirk, C. T., "Quantitative analysis of the effect of disorder-induced mode coupling on infrared absorption in silica", Physic Review B38, 1255-1273 (1988).
- [27] Lehmann, A., Schunmann, L. and Huebner, K., "Optical phonons in amorphous silicon oxides I. Calculation of the density of states and interpretation of LO-TO splittings of amorphous SiO_2 " Physica Status Solidi B117, 689-698 (1983).

- [28] Li, W. et al., "Physical and Optical properties of sol-gel nano-silver doped silica film on glass substrate as a function of heat-treatment temperature", J. Appl. Phys. 93, (12) 9553-9561 (2003).
- [29] Lin, G. R.. et al., "Gain analysis of optically-pumped si nanocrystal waveguide amplifiers on silicon substrate", Optics Express 18,9213-9219 (2010).
- [30] Loechelt, G. H., Cave, N. G., and Menendez, J., "Measuring the tensor nature of stress in silicon using polarized off-axis Raman spectroscopy", Appl. Phys. Letts. 66, 3639 (1995).
- [31] Massiot, Ph. et al., "Thermal evolution of sol-gel-obtained phosphosilicate solids (SIPO)", J. Non-Crys. Solids. 292, 158-166 (2001).
- [32] Mondragona, M.A. and Castano, V.M., "Vibrational analysis of $\text{Si}(\text{OC}_2\text{H}_5)_4$ and spectroscopic studies on the formation of glasses via silica gel" Vibrational spectroscopy 9, 293-304 (1995).
- [33] Pankove, J. I., "Optical processes in semiconductors, New York, International Standard" ISBN : 0-486-60275-3 (1971).
- [34] Park, S. et al., "n-Type silicon quantum dots and p-type crystalline silicon heteroface solar cells", Solar Energy Materials & Solar Cell 93,684-690 (2009).
- [35] Prakash, S. et al., "Phosphorus-doped glass photon exchange membranes for low temperature direct methanol fuel cells", Journal of Power Source 175, 91-97 (2008).
- [36] Richter, H., Wang, Z. P., and Ley L., "The one phonon Raman Spectrum in microcrystalline silicon", Solid Stat Commun 39, 625 (1981).
- [37] Ruan, J. et al., "Stimulated emission in nanocrystalline silicon superlattices", Appl. Phys. Lett. 83, 54795481 (2003).
- [38] Saga, T. et al., "Advances in crystalline silicon solar cell technology for industrial mass production", NPG Asia Mater 2(3), 96-102 (2010).
- [39] Schmidt, J.U. and Schmidt, B., "Investigation of Si nanocluster formation in sputter-deposited silicon sub-oxides for nanocluster memory structures", Materials Science and Engineering B101, 28-33 (2003).
- [40] Švrcek, V. et al., "Photoluminescence properties of sol-gel derived SiO_2 layers doped with porous silicon", Mat. Sci Eng. C19, 233-236 (2002).
- [41] Švrcek, V. et al., "Ex situ prepared Si nanocrystals embedded in silica glass : Formation and characterization", J. Appl. Phys. 95, 3158-3163 (2004).

- [42] Švrcek, V. et al., “Optical gain in porous silicon grains embedded in sol-gel derived SiO₂ matrix under femtosecond excitation”, J. Phys. Lett. 84, 3280-3282 (2004).
- [43] Sze, S.M., “Physics of semiconductor devices”, 2nd edition, John Wiley and Sons, 790-830 (1981).
- [44] Takeoka, S. et al., “Size-dependent photoluminescence from surface-oxidized Si nanocrystals in a weak confinement regime”, Physical Review B62, 16820-16825 (2000).
- [45] Thiyaagu, S. et al., “Ultra-low reflectance, high absorption microcrystalline silicon nanostalagmite”, Nano. Res. Lett. 7,171 (2012).
- [46] Uma, T. and Nogami, M., “Synthesis and characterization of P₂O₅-SiO_{2-x} (x= phosphortungstic acid) glasses as electrolyte for low temperature H₂/O₂ fuel cell application”, Journal of Membrane Science 280, 744-751 (2006).
- [47] Wang, X. et al., “Preparation of mesoporous silica thin films on polystyrene substrate by electrochemically induced sol-gel technique”, Surface & Coatings Technology 204, 2187-2192 (2010).
- [48] Wenham, S.R., Green, M.A., Watt, M.E. and Corkish, R., “Applied Photovoltaics” 2nd edition, Eathscan (2007).
- [49] Yujie, T. et al., “Preparation of n⁺ emitter on p-type silicon wafer using the spin-on doping method”, Material science in Semiconductor processing 15, 359 (2012).
- [50] Zi J. et al., “Raman shifts in Si nanocrystals”, Applied Physical Letters 69, 200 (1996).
- [51] Zhang, R.J. et al., “Visible range whisperinggallery mode in microdisk array based on size-controlled Si nanocrystals”, Appl. Phys. Lett. 88, 153120 (2006).



ประวัติผู้วิจัย

ผศ.ดร.ทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์

thipwan@g.sut.ac.th

Assistant Professor Dr. Thipwan Fangsuwannarak

ประวัติการศึกษา

ระดับปริญญาเอก

2551 Ph.D. (Photovoltaic Engineering) Centre of Excellence for Advanced Silicon Photovoltaics and Photonics, University of New South Wales, Australia

ระดับปริญญาโท

2540 วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต (Electrical Engineering, Semiconductor Devices Research Laboratory, SDRL) จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย กรุงเทพฯ

ระดับปริญญาตรี

2536 วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต เกียรตินิยมอันดับ 2 (B.Eng (2nd Honor in Electronic Engineering) มหาวิทยาลัยวงษ์ชวลิตกุล จ. นครราชสีมา

ประวัติการทำงาน

- 2540-ปัจจุบัน อาจารย์ประจำ และนักวิจัย วิศวกรรมไฟฟ้า มหาวิทยาลัยเทคโนโลยี สุรนารี จ.นครราชสีมา
- 2558-ปัจจุบัน หัวหน้าหน่วยวิจัยนวัตกรรมพลังงานอัจฉริยะ (Smart Innovative Energy Research Unit, SIE)
- 2557-ปัจจุบัน ผู้ทรงคุณวุฒิ ให้ข้อคิดเห็นและประเมินโครงการทุนพัฒนาศักยภาพในการทำงานวิจัยของอาจารย์รุ่นใหม่ และทุนพัฒนานักวิจัย (รุ่นกลาง) ของฝ่ายวิชาการ สำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.)
- 2555 ที่ปรึกษา R&D group, Innovative Harvesting Energy, China
- 2554 ผู้ทรงคุณวุฒิประเมินข้อเสนอโครงการวิจัย ให้แก่วิทยาลัยนวัตกรรมการจัดการข้อมูล HDD สถาบันพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง
- 2552-2554 วิทยากรผู้เชี่ยวชาญฝึกอบรมการผลิตและวิเคราะห์ฟิล์มบาง อุตสาหกรรมฮาร์ดิสไดฟ์ ให้แก่บริษัทซีเกต บริษัทเวสเทินท์ดีจิตอล บริษัทฮิตาชิฮาร์ดิสไดฟ์
- 2553 ออกแบบระบบเซลล์แสงอาทิตย์เพื่อการเรียนรู้ และจัดบรรยาย อบรมภาคสนาม ให้แก่ชุมชน อ. ครบุรี จ. นครราชสีมา
- 2548-2550 นักวิจัยในกลุ่มโครงการ Global Climate and Energy Project (GCEP) แหล่งทุนจาก Stanford University, USA
- 2539-2540 นักวิจัยห้องปฏิบัติการวิจัยสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำ (Semiconductor Devices Research Laboratory, SDRL) จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย กรุงเทพฯ
- 2536-2537 อาจารย์ประจำวิศวกรรมไฟฟ้า มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ บางเขน กรุงเทพฯ

สาขาวิชาการที่มีความเชี่ยวชาญ

- การผลิตวัสดุผลึกนาโนสารกึ่งตัวนำชนิดใหม่จาก nc-Si ink และ ZnO:Bi film การวิเคราะห์วัสดุสารกึ่งตัวนำชั้นสูง และวัสดุเก็บเกี่ยวพลังงาน
- การผลิตเซลล์อาทิตย์และพัฒนาประสิทธิภาพด้วยเทคนิคต้นทุนต่ำ
- ออกแบบระบบพลังงานเซลล์แสงอาทิตย์ในแบบระบบอิสระและระบบที่เชื่อมต่อระบบสายส่ง
- ออกแบบระบบไฮบริดพลังงานทดแทนจากระบบพลังงานเซลล์แสงอาทิตย์ และระบบเก็บเกี่ยวพลังงานด้วยเพียโซอิเล็กทริก

ผลงานและรางวัล

1. ยื่นจดสิทธิบัตร Patent (25 ก.ค. 2558) การประดิษฐ์ “แผ่นพื้นอัจฉริยะสำหรับผลิตพลังงานไฟฟ้าจากแรงเฉื่อยเชิงกล” เลขที่คำขอ 1601002468
2. ยื่นจดสิทธิบัตร Patent (16 ธ.ค. 2558) การประดิษฐ์ “เซลล์นำไฟฟ้าพลังแสงด้วยผลึกนาโนทรงกลมซิงค์ออกไซด์เจือสารบิสมีท์ และวิธีการผลิต” เลขที่คำขอ 1501007762
3. ลิขสิทธิ์ ลักษณะงานโปรแกรมคอมพิวเตอร์ “โปรแกรมที่กำหนดให้ไมโครคอนโทรลเลอร์ทำหน้าที่เป็นตัวควบคุมกระแสไฟฟ้ากริดเอซีของวงจรอินเวอร์เตอร์เต็มบริดจ์เฟสเดียวที่เชื่อมต่อกับกริด” เลขที่ 327427 (2558)
4. อนุสิทธิบัตรการประดิษฐ์ (3 ก.พ. 2555) “การใช้วัสดุเทพลอนสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์โดยไม่ใช้สารละลายไอโซโพรพิลแอลกอฮอล์” เลขที่อนุสิทธิบัตร 6976
5. บทความยอดเยี่ยม Energy Materials paper award for 7th Conference on Energy Network of Thailand, 2011 “การสร้างชั้นพาสซีเวชันด้านหลังสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกซิลิคอนด้วยวิธีการทะลุของอะลูมิเนียม และการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างชั้น”
6. Research Group Scholarship: Global Climate and Energy Project (GCEP) 2005-2007, Stanford University, USA
7. Ph.D. Scholarship สำนักงานแผนนโยบายพลังงานแห่งชาติ ประเทศไทย ในหัวข้อวิทยานิพนธ์เกี่ยวกับ Third-generation of Silicon Solar cells ศึกษาที่ Centre of Excellence for Advanced Silicon Photovoltaics and Photonics, UNSW, Australia

ภาระงานสอนและที่ปรึกษานักนิพนธ์

สอนในระดับปริญญาตรี ปริญญาโท และปริญญาเอก ในรายวิชาดังนี้

อิเล็กทรอนิกส์วิศวกรรม วิศวกรรมไฟฟ้า สิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำ เซลล์แสงอาทิตย์ประยุกต์ เซลล์แสงอาทิตย์และระบบ เทคโนโลยีวงจรรวม วงจรรวมดิจิทัล และวัสดุวิศวกรรมไฟฟ้า

ที่ปรึกษานักนิพนธ์

ฟิล์มบาง ZnO:Bi สำหรับป้องกันการสะท้อนแสงของเซลล์แสงอาทิตย์

หมึกพอสพอร์สำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ประสิทธิภาพสูงแบบ Selective Emitter Cell

เครื่องฉีดสารสำหรับสร้างชั้นพาสซีเวชันให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกซิลิคอนด้วยวิธีต้นทุนต่ำ

สังเคราะห์ฟิล์มบางผลึกนาโนซิลิคอนสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ Third Generation

ผลงานเผยแพร่

1. อภิรักษ์ มังกรแก้ว ชิตพงษ์ เกตุพนอม ธีรัช เลหาวิโรจน์ และ **ทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์** “การสร้างชั้นอิมิตเตอร์และชั้นไดโอดเล็กทรอนิกส์สำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกซิลิคอนด้วยวิธีการพิมพ์ลาย” การประชุมวิชาการ เครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทย 18-20 มิถุนายน 2559 จ. พิษณุโลก หน้า 458-463
2. W. Kempet, B. Marungsri, R. Yimnirun, W. Klysubun, **T. Fangsuwannarak**, S.T. Rattanachan, N. Pisitpipathsin, M. Promsawat, and S. Pojprapa, “Polarization Switching of PZT under Electrical Field via in-situ Synchrotron X-ray Absorption Spectroscopy” *Ferroelectrics*, 492: p.35–42 (2016)
3. อภิรักษ์ มังกรแก้ว และ **ทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์** “การผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซีเลคทีฟอิมิตเตอร์ด้วยเทคนิคพิมพ์ลาย” การประชุมวิชาการทางวิศวกรรมไฟฟ้า ครั้งที่ 38 (EECON38) 18-20 พฤศจิกายน 2558 จ. พระนครศรีอยุธยา
4. **T. Fangsuwannarak** “IPA Free Texturization Process for Monocrystalline Silicon Solar Cells by PTFE Mask”, The Asian Conference on Sustainability, Energy and the Environment 2015, Kobe Japan, Proceeding p.363-369, 11-14 June (2015)
5. **T. Fangsuwannarak**, A. Mankornkaew, N. Phiwpha and S. Sopitpan, “Preparation of Different Phosphorus Concentration for N⁺ Selective Emitter Solar cell by Spin on doping”, Grand Renewable Energy 2014, Tokyo Big Sight, Tokyo Japan, Proceeding P-PV-3-2, 27 July - 1 August (2014)
6. S. T. Rattanachan, J. Kaewphoka and **T. Fangsuwannarak**, “Annealing Atmosphere of Bismuth Doped Zinc Oxide Thin Films Prepared by CTAB-Assisted Sol-gel Method”, Grand Renewable Energy 2014, Tokyo Big Sight, Tokyo Japan, Proceeding P-PV-3-2, 27 July - 1 August (2014)
7. J. Kaewphoka, **T. Fangsuwannarak** and S.T. Rattanachan, “Synthesis of surfactant-assisted nanostructured Bidoped Zinc oxide for photo-sensing application”, Electrical Engineering/Electronics Computer Telecommunications and Information Technology (ECTI-CON), 2014 11th International Conference ID paper 1396, 15-17 May (2014)
8. N. Phiwpha, **T. Fangsuwannarak** and S. Sopitpan, “Locally contacted rear surface passivated solar cells by inkjet printing”, Proc. of SPIE Vol. 9234 92341B-1 (2014)
9. N. Phiwpha and **T. Fangsuwannarak**, “Surface Passivation of Point-Contacted Solar Cells by Inkjet Printing” *Integrated Ferroelectrics*, 149: pp.102-106, (2013)
10. S.T. Rattanachan, P. Krongarom and **T. Fangsuwannarak**, “Influence of annealing temperature on characteristics of bismuth doped zinc oxide films” *American Journal of Applied Sciences* Volume 10, Issue 11, 1 October 2013, Pages 1427-1438 (2013)

11. **T. Fangsuwannarak** and K. Kunchana, "Optical Properties of Nano-crystalline Silicon Films Prepared by Using Sol-Gel Spin Coating Process" The Romanian Review Precision Mechanics, Optics & Mechatronics, No. 43: pp.106-110 (2013)
12. **T. Fangsuwannarak**, K. Amonsurintawong and S. Sopitpan, "Aluminum-induced crystallization of p⁺silicon pinholes for the formation of rear passivation contact in solar cell" Key Engineering Materials Vol. 547 (2013) pp. 31-40 (2013) Trans Tech Publications, Switzerland doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.547.31
13. **T. Fangsuwannarak**, K. Khunchana and S.T. Rattanachan "Optical Band Gaps and Electrical Conductance of Si nanocrystals in SiO₂ Matrix for Optoelectronic Applications" Key Engineering Materials Vol. 545 (2013) pp 134-140 (2013) Trans Tech Publications, Switzerland doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.545.134
14. **T. Fangsuwannarak**, P. Krongarrom, J. kaewphoka and S. T. Rattanachan, "Bismuth doped ZnO films as anti-reflection coatings for solar cells" Electrical Engineering/Electronics, Computer, Telecommunications and Information Technology (ECTI-CON), 978-1-4799-0545-4/13 ©2013 IEEE
15. K. Kunchana and **T. Fangsuwannarak**, "Thin Film preparation of silicon nanocrystals embedded in silicon oxide by sol-gel method" Electrical Engineering/Electronics, Computer, Telecommunications and Information Technology (ECTI-CON), 978-1-4673-2025-2/12/ ©2012 IEEE
16. **T. Fangsuwannarak**, P. Krongarrom, and S. T. Rattanachan, "Synthesis and characterizations of bismuth doped zinc oxide via sol-gel technique for solar cells applications" 26th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Hamburg, Germany, 5-9 Sep. (2011)
17. P. Krongarrom, S.T. Rattanachan and **T. Fangsuwannarak**, "Structural and optical characterizations of n-type doped ZnO by sol-gel method for photovoltaic", Electrical Engineering/Electronics, Computer, Telecommunications and Information Technology (ECTI-CON), 2011 8th International Conference on, On page(s): 50 - 53, Volume: Issue: , 17-19 May (2011)
18. **ทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์** กิตติศักดิ์ อมรสุรินทร์วงศ์ และ สุวัฒน์ โสภิตพันธ์ "การสร้างชั้นพาสซีเวชันด้านหลังสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกซิลิคอนด้วยวิธีการทะลุของอะลูมิเนียม และการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างชั้นอะลูมิเนียมกับชั้นอะมอร์ฟัสซิลิคอน" การประชุมเชิงวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 7 จ. ภูเก็ต 5 - 7 พฤษภาคม 2554 CEN12-562 (*บทความยอดเยี่ยมประเภทวัสดุพลังงาน*)
19. กิตติศักดิ์ อมรสุรินทร์วงศ์ และ **ทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์** "ผลของการสะท้อนแสงของผิวเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนที่มีลวดลายพีระมิด" การประชุมเชิงวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 6, 5 - 7 พฤษภาคม 2553 ENETT6-1193
20. **T. Fangsuwannarak** and K. Amonsurintawong, "Texturisation of monocrystalline Si wafer by wet chemical etchants without surfactant additive through PTFE masks", 25th European

Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition and 5th World Photovoltaics Conference on Photovoltaic Energy Conversion, Valencia, Spain, 6-10 Sep. (2010)

21. **T. Fangsuwannarak** and G. Scardera, "Effect of Annealing Temperature on Dark Current Density of Silicon nanocrystals embedded in a Nitride Matrix for Photovoltaic Application," *Proc. the 5th International Conference in Electrical Engineering/Electronics, Computer, Telecommunications, and Information Technology*, On page(s): 797 - 800, Volume: Issue: , 14-17 May (2008)
22. **T. Fangsuwannarak**, E.C. Cho, G. Conibeer, Y. Huang, T. Trupke and M.A. Green, "Analysis of The Effect of Silicon Quantum Dot Density on The Photoluminescence Spectra of Silicon Dot/Silicon Dioxide Superlattices," *Proc. 21th European Photovoltaic Solar Energy Conf. Dresden, Germany*, (2006)
23. **T. Fangsuwannarak**, E. Pink, Y. Huang, G. Scardera, G. Conibeer, M. A. Green, "Effects of Silicon Nanocrystallite Density on The Raman-Scattering Spectra of Silicon Quantum Dot Superlattices," *Proc. SPIE* **6415-07** (2006)
24. G. Conibeer, M. A. Green, R. Corkish, Y. Cho, E-C. Cho, C-W Jiang, **T. Fangsuwannarak**, E. Pink, Y. Huang, T. Puzzer, "Silicon Nanostructures for Third Generation Photovoltaic Solar Cells," *Thin Solid Film*, **511-512**, 654 (2006).
25. M. A. Green, E-C. Cho, Y. Cho, Y. Huang, E. Pink, T. Trupke, A. Lin, **T. Fangsuwannarak**, T. Puzzer, G. Conibeer, and R. Corkish, "All-Silicon Tandem Cells Based on "Artificial" Semiconductor Synthesised Using Silicon Quantum Dots in Dielectric Matrix," *The 20th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Dresden* (2006)
26. Scardera, T. Puzzer, D. McGrouther, E. Pink, **T. Fangsuwannarak**, G. Conibeer, and M. A. Green, "Investigating Large Area Fabrication of Silicon Quantum dots in a Nitride Matrix for Photovoltaic Applications," *IEEE World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, Hawaii*, **122** (2006)
27. **T. Fangsuwannarak**, E. Pink, Y. Huang, Y. H. Cho, G. Conibeer, T. Puzzer, and M. A. Green, "Conductivity of Self-Organized Silicon Quantum Dots Embedded in Silicon Dioxide," *Proc. SPIE* **6037**, 60370T (2005)
28. M. A. Green, E-C. Cho, Y. Cho, Y. Huang, E. Pink, T. Trupke, A. Lin, **T. Fangsuwannarak**, T. Puzzer, G. Conibeer, and R. Corkish, "Artificial Semiconductor Synthesised Using Si Quantum Dots in a Dielectric Matrix," *The 20th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition, Barcelona* (2005)
29. D. Kruangam, **T. Sujaridchai**, K. Chirakawikul, B. Ratwises and S. Panyakeow, "Novel amorphous silicon alloy optoelectronic integrated circuits," *Journal of Non-Crystalline Solids*

227-330, 1146-1150 (1998)

30. K. Chirakawikul, **T. Sujaridchai**, B. Ratwises, D. Kruangam, S. Panyakeow, W. Boonkosum, T. Sugino and J. Shirafuji, "Preparation of p-type polycrystalline diamond films and their applications to hole injection layers in amorphous SiC:H thin film light emitting diodes," *Journal of Non-Crystalline Solids*, 227-230, 1156-1159 (1998)
31. W. Boonkosum, D. Kruangam, B. Ratwises, **T. Sujaridchai**, S. Panyakeow, S. Fujikake and H. Sakai, "Amorphous SiO:H thin film visible light emitting diode," *Journal of Non-Crystalline Solids*, **198-200**, 1226-1229 (1998)
32. D. Kruangam, B. Ratwiset, **T. Sujaridchai**, S. Panyakeow, and W. Boonkosum, "Novel Application of Amorphous Silicon Flexible Solar Cells As Battery Charger for Personal Mobile Telephone," *Technical Digest of the International PVSEC-9, Japan* (1996)
33. D. Kruangam, **T. Sujaridchai**, K. Chirakawikul, B. Ratwiset and S. Panyakeow, "Application of Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition to the Fabrication of Si Alloy Optoelectronic Devices," *Proceeding of 8th ASIAN Conference on Electrical Discharge ACED, Siam Inter-Continental, Bangkok* (1996)
34. D. Kruangam, **T. Sujaridchai**, K. Chirakawikul, B. Ratwiset and S. Panyakeow, "Basic Properties of Amorphous Silicon Alloys for Optoelectronic IC Applications," *Proceeding of Regional Symposium on Material Science, Fundamental and Applications on Semiconductor and Superconductors, Philippines* (1996)
35. W. Boonkosum, D. Kruangam, B. Ratwiset, **T. Sujaridchai** and S. Panyakeow, "Visible Amorphous SiO:H Thin Film Light Emitting Diod," *International Conference Amorphous Semiconductors Science&Technology (ICAS)* (1995)
36. D. Kruangam, W. Boonkosum, B. Ratwiset, **T. Sujaridchai** and S. Panyakeow, "Fabrication of Amorphous Silicon Alloy Optical Devices for New Types of Thin Film Optoelectronic Integrated Circuits," *Australia Microelectronic Conference (MICRO), Adelaide, Australia* (1995)
37. W. Boonkosum, **T. Sujaridchai**, D. Kruangam, B. Ratwiset and S. Panyakeow, "Novel Matrix and Multi-Layer Amorphous Thin Film LED Flat Panel Display," *Spring Meeting of Materials Research Society (MRS), Symposium V-Flat Panel Display San Francisco, USA, (1995)*