การศึกษาโครงสร้างและคุณสมบัติทางไฟฟ้าของชั้นพาสซิเวชันด้านหลังต้นทุนต่ำในเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน

นายกิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
ปีการศึกษา 2555

STUDY OF STRUCTURAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF LOW COST PASSIVATION LAYER AT BACK SURFACE IN SILICON SOLAR CELL

Kittisak Amonsurintawong

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the Degree of Master of Engineering in Electrical Engineering

Suranaree University of Technology

Academic Year 2012

การศึกษาโครงสร้างและคุณสมบัติทางไฟฟ้าของชั้นพาสซิเวชันด้านหลัง ต้นทุนต่ำในเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี อนุมัติให้นับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญามหาบัณฑิต

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

(ผศ. ดร.อนันท์ อุ่นศิวิไลย์)
ประธานกรรมการ

(ผศ. ดร.ทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์)
กรรมการ (อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์)

(อ. ดร.นิมิต ชมนาวัง)
กรรมการ

(ศ. ดร.ชูกิจ ลิมปิจำนงค์)
รองอธิการบดีฝ่ายวิชาการ

(รศ. ร.อ. ดร.กนต์ธร ชำนิประศาสน์)
คณบดีสำนักวิชาวิศวกรรมศาสตร์

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

กิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์ : การศึกษาโครงสร้าง และคุณสมบัติทางไฟฟ้าของชั้นพาสซิเวชันด้านหลัง ต้นทุนต่ำในเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน (STUDY OF STRUCTURAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF LOW COST PASSIVATION LAYER AT BACK SURFACE IN SILICON SOLAR CELL) อาจารย์ที่ปรึกษา : ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์, 128 หน้า.

ชั้นพาสซิเวชันด้านหลังของเซลล์แสงอาทิตย์มีความสำคัญเพื่อลดผลของการรวมตัวของพาหะบริเวณด้านหลังของเซลล์ และจะส่งผลให้กระแสลัดวงจร (I_{SC}) และแรงดันไฟฟ้าเปิดวงจร (V_{OC}) สูงขึ้น ชั้นพาสซิเวชันด้วยช่องเปิดสัมผัสของชั้นไดอิเล็กตริกสามารถทำให้ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานสูงถึง 24% แม้กระนั้นการผลิตยังคงพึ่งพาวิธีที่ซับซ้อนไม่เหมาะสำหรับอุตสาหกรรมการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์อย่างเทคนิคการสร้างลวดลายรอยสัมผัสด้านหลังด้วยแสง (Photolithography technique) และเทคนิคเลเซอร์

ในงานวิจัยนี้ได้ศึกษาการสร้างชั้นพาสซิเวชันด้านหลังด้วยการเปิดช่องสัมผัสทะลุชั้นซิลิคอนไดออกไซด์จากเทคนิคการเปิดช่องอย่างง่ายด้วยวิธี Al pining (Al spiking) ภายใต้อุณหภูมิ 500, 520 and 520°C บริเวณ Al เล็กๆทะลุเป็นช่องเล็ก ๆ ลงชั้น SiO_2 กว้างประมาณ 100 nm ถึง 1 μm ต่อมาได้สร้างชั้น a-Si ลงบนชั้นอลูมิเนียม และผ่านกระบวนการแลกเปลี่ยนเฟสของ Al และ a-Si หรือเรียกว่า กระบวนการ ALILE (Aluminum induced layer exchange) ที่อุณหภูมิต่ำประมาณ 520°C ชั้น a-Si และ Al เกิดการแลกเปลี่ยนเฟสซึ่งกันและกัน ทำให้เกิดการก่อตัวของ exitaxial p^+-Si คุณภาพของผลึก exitaxial p^+-Si และ Al ศึกษาได้จากการวัดด้วยเทคนิค X-ray diffraction เกรนผลึก exitaxial p^+-Si และ Al มีขนาดใหญ่ขึ้นตามการลดลงของอัตราส่วนความหนาของ a-Si : Al ดังนั้นฟิล์มพาสซิเวชันจึงมีค่าความต้านทานไฟฟ้าปรับเปลี่ยนได้ระหว่างประมาณ $0.2x10^{-3}$ ถึง $5x10^{-3}$ Ω.cm ได้จากการเพิ่มที่ผิวสามารถอัตราส่วนความหนาของ a-Si : Al ตั้งแต่ 0.2 : 1 เพิ่มขึ้นจนถึง 3 : 1 อีกทั้งได้มีการศึกษากลไกการแลกเปลี่ยนเฟสด้วยเทคนิคการวัดของ Auger electron spectroscopy เพื่อศึกษาวิวัฒนาการการก่อตัวของ exitaxial p^+-Si ในช่องเปิดรอยสัมผัส โครงสร้างของชั้นพาสซิเวชันกับช่องเปิดรอยสัมผัสในการศึกษานี้เป็นแบบ MIS (Metal Insulator Semiconductor) มีวัตถุประสงค์เพื่อสร้างสนามไฟฟ้าด้านหลังที่ผิวเฉพาะพื้นที่เปิดช่องเล็ก ๆ (BSF : Back Surface Field) ส่งผลให้ค่าความเร็วในการรวมตัวที่ผิวด้านหลัง (S_{eff}) ลดลง การศึกษานี้ได้วัดค่าช่วงชีวิตของพาหะในฟิล์มด้วยเทคนิค micro-wave detected photo-conductance decay (μ-PCD) ฟิล์มที่เงื่อนไขอัตราส่วน a-Si : Al เท่ากับ 0.2 : 1 มีค่าเวลาช่วงชีวิตของพาหะยาวกว่าเงื่อนไขอื่นโดยมีค่าเท่ากับ 18.36 μsec พารามิเตอร์ที่สัดได้นำไปคำนวณในแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ PC1D ผลที่ได้พบว่าเซลล์แสงอาทิตย์ที่ทำชั้นพาสซิเวชันด้วยเทคนิค ALILE ให้ค่าประสิทธิภาพการแปลง

พลังงานสูงกว่าชิ้นงานที่ไม่มีโครงสร้างชั้นพาสซิเวชัน (=13.97%) ซึ่งสูงกว่าเซลล์ที่ไม่มีโครงสร้างชันพาสซิเวชันถึง 1.13%

สาขาวิชา วิศวกรรมไฟฟ้า ลายมือชื่อนักศึกษา_____

ปีการศึกษา 2555 ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษา_____

KITTISAK AMONSURINTAWONG : STUDY OF STRUCTURAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF LOW COST PASSIVATION LAYER AT BACK SURFACE IN SILICON SOLAR CELL. THESIS ADVISOR : ASST. PROF. THIPWAN FUNGSUWANNARAK, Ph.D., 128 PP.

PINHOLE CONTACT/SILICON DIOXIDE/Al SPIKING/PHASE EXCHANGE PROCESS/SOLAR CELL

Rear surface Passivation of solar cell is a key factor for reducing minority carrier recombination of the cell by improving I_{SC} and V_{OC}. It is know that passivation with locally rare point-contact can improve the overall solar cell performance above 24%. Nevertheless, the production processes have been demonstrated to involve the use of laser scribing or masking and photolithography which is unsuitable for commercial process.

In this study, the simple and low coat technique utilizes Al pinning (Al spiking) for opening pin-hole of a surface passivating SiO_2 layer. The process was operated at a low temperature heat treatment (500, 520 and 550°C). Aluminum has been reduce small SiO_2 regions as such pinholes ranging from 100 nm to 1 μm in localized regions. Amorphous silicon (a-Si) was subsequent deposited on the Al layer and another heated at low temperature (500°C) to allow solid-phase epitaxial growth of p^+-Si in the pinholes. The a-Si and Al have phase exchange induced epitaxial growth of p^+-Si through the oxide opening and displaced the Al to the surface. Crystallite quality of epitaxial p^+-Si and Al phase was verified by using X-ray diffraction technique. Crystalline grain sizes of Si and Al increase with a decrease in the thickness ratio of a-Si/Al. Thus it results in resistivity value of the film can be

variable from $0.2x10^{-3}$ to $5x10^{-3}$ Ω.cm. by increasing the a-Si/Al thickness ratio from 0.2 : 1 to 3 : 1. In addition, the evaluation of al-induced crystallization of a-Si in a a-Si/Al bilayer was studied by auger electron spectroccopy.

The passivation structure with formation of localize pinholes contacts behaves MIS solar cell. The $Al/SiO_2/p$-Si structural change process has been used to an advantage for solar cell with BSF (back surface field). This leads to the lower rear surface recombination velocity (S_{eff}). Lifetime value of fabricated films was measured by micro-wave detected photo-conductance decay (μ-PCD) technique. The passivating film with a-Si/Al ratio of 0.2 : 1 was obtained lifetime value of 18.36 μsec. The measured parameters were used in PC1D simulation of analyzing conversion efficiency and solar cell. It is found that solar cell with passivating layer by ALILE process obtains higher efficiency (=13.97%) than standard solar cell by 1.13%

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

School of Electrical Engineering Student's Signature_____

Academic Year 2012 Advisor's Signature_____

กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจากสำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ และวิทยานิพนธ์นี้ดำเนินการเสร็จลุล่วงด้วยดี ผู้วิจัยขอขอบพระคุณบุคคล และกลุ่มบุคคลต่าง ๆ ที่ได้กรุณาให้คำปรึกษา แนะนำ รวมทั้งได้ให้ความช่วยเหลืออย่างดียิ่ง ทั้งด้านวิชาการ และด้านการดำเนินงานวิจัย ซึ่งได้แก่

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.ทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ที่ได้ให้คำปรึกษา แนะนำ และแนะแนวทางอันเป็นประโยชน์ยิ่งต่องานวิจัย รวมถึงได้ช่วยตรวจทานและแก้ไขรายงานวิทยานิพนธ์เล่มนี้จนทำให้เกิดความสมบูรณ์ยิ่งขึ้น รวมทั้งเป็นกำลังใจ และเป็นแบบอย่างที่ดีในการดำเนินชีวิตให้กับผู้วิจัยเสมอมา

อาจารย์ประจำสาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารีทุกท่าน ที่ได้กรุณาให้คำปรึกษา แนะนำ และความรู้ทางด้านวิชาการอย่างดียิ่งมาโดยตลอด

คุณอัญชุลี รักด่านกลาง คุณภัทรวรรณ เคนพะนาน และคุณจริยาพร ศรีวิไลลักษณ์ ที่ได้ช่วยตรวจทานวิทยานิพนธ์ และช่วยติดต่อประสานงานกับฝ่ายต่าง ๆ ให้กับผู้วิจัยเป็นอย่างดี

ดร.มติ บำรุงคุณากร ศูนย์เทคโนโลยีอิเล็กทรอนิกส์และคอมพิวเตอร์แห่งชาติ (NECTEC) ที่ได้กรุณาให้คำปรึกษา แนะนำ และช่วยเหลือทั้งในด้านวิชาการ และด้านการใช้เครื่องมือภายในศูนย์วิจัยซึ่งได้แก่ Sputter machine, Spectroscopic ellipsometry และ 4-point probe ให้กับผู้วิจัยเป็นอย่างดีมาโดยตลอด

ดร.สุวัฒน์ โสภิตพันธ์ และกลุ่มผู้ร่วมวิจัย ศูนย์วิจัยและพัฒนาไมโครอิเล็กทรอนิกส์ (TMEC) ที่ได้กรุณาให้คำปรึกษา แนะนำช่วยเหลือทั้งในด้านวิชาการ และด้านการใช้เครื่องมือภายในศูนย์วิจัยซึ่งได้แก่ Field Emission Scanning Electron Microscope (FE-SEM) ให้กับผู้วิจัยเป็นอย่างดีมาโดยตลอด

ขอบคุณสถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน (องค์การมหาชน) ที่ได้ให้การสนับสนุนการใช้เครื่องมือภายในศูนย์วิจัย ซึ่งได้แก่ เครื่อง Auger electron spectroscopy ให้กับผู้วิจัย

ขอบคุณ พี่ ๆ เพื่อน ๆ น้อง ๆ บัณฑิตศึกษาทุกท่าน รวมถึงมิตรสหายทั้งในอดีตและปัจจุบันที่คอยถามไถ่และให้กำลังใจในการทำวิจัยมาโดยตลอด

สุดท้ายนี้ ผู้วิจัยขอขอบคุณอาจารย์ผู้สอนทุกท่านที่ประสิทธิ์ประสาทความรู้ทางด้านต่าง ๆ ทั้งในอดีตและปัจจุบัน และขอกราบขอบพระคุณ บิดา มารดา รวมถึงญาติพี่น้องของผู้วิจัยทุกท่านที่ได้ให้ความรัก ความอบอุ่น ความห่วงใย การอบรมเลี้ยงดู และให้การสนับสนุนทางด้านการศึกษา

อย่างดียิ่งมาโดยตลอด รวมทั้งเป็นกำลังใจที่ยิ่งใหญ่ในยามที่ผู้วิจัยท้อและทุกข์ใจ ช่วยให้มีพลังเข้มแข็งพร้อมเผชิญกับปัญหาอุปสรรคต่าง ๆ จนทำให้ผู้วิจัยประสบความสำเร็จในชีวิตเรื่อยมา

กิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์

สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อ (ภาษาไทย) ..... ก
บทคัดย่อ (ภาษาอังกฤษ) ..... ค
กิตติกรรมประกาศ ..... จ
สารบัญ ..... ช
สารบัญตาราง ..... ฎ
สารบัญรูป ..... ฑ
คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ ..... ถ
บทที่
1 บทนำ 1
1.1 ความสำคัญของปัญหา 1
1.2 วัตถุประสงค์การวิจัย 2
1.3 ขอบเขตของการวิจัย 2
1.4 วิธีดำเนินการวิจัย 2
1.4.1 แนวทางการดำเนินงานวิจัย 2
1.4.2 สถานที่ทำการวิจัย 3
1.4.3 เครื่องมือที่ใช้ในการวิจัย 3
1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ 4
2 ปริทัศน์วรรณกรรมและทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง 5
2.1 บทนำ 5
2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง 5
2.3 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง และหลักการทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์ 13
2.3.1 โครงสร้าง และกลไกการทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์ 13
2.3.2 พารามิเตอร์เอาท์พุทที่สำคัญของเซลล์แสงอาทิตย์ 23
2.4 สรุป 25

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

3 การศึกษาคุณสมบัติทางแสง และการสร้างกับดักแสงบนเซลล์แสงอาทิตย์ 26

3.1 บทนำ 26

3.2 ข้อจำกัดของค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานเนื่องจากปัญหาการสูญเสียทางแสงในเซลล์แสงอาทิตย์ 26

3.3 คุณสมบัติของกับดักแสงของเซลล์แสงอาทิตย์ที่พื้นผิวไม่เรียบในแบบต่าง ๆ 28

3.3.1 โครงสร้างลวดลายแบบพีระมิด 29

3.3.2 โครงสร้างลวดลายแบบเรขาคณิต 30

3.3.3 โครงสร้างลวดลายบนผิวทั้งสองด้าน 30

3.4 ประสิทธิภาพชิงควอนตัมภายใน 32

3.5 กระบวนการและวิธีการผลิตผิวหน้าของแผ่นซิลิคอนแบบแอนนิโซโทรปิค ด้วยสารละลายชนิด อัลคาไลน์ 33

3.5.1 ขั้นตอนการทำความสะอาดแผ่นเซลล์ซิลิคอนด้วยวิธีการ RCA 34

3.5.2 ขั้นตอนการกัดผิวแบบแอนนิโซทรอปิก ด้วยสารประกอบ KOH บนผลึกเดี่ยวซิลิคอน 36

3.6 การวัดคุณสมบัติทางโครงสร้างผิวซิลิคอน 39

3.6.1 หลักการทำงานของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน (SEM) 39

3.6.2 ผลการวัดทางโครงสร้างผิวซิลิคอนด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน 40

3.6.3 การวิเคราะห์ผลการวัดโครงสร้างผิวซิลิคอน 45

3.7 การวัดคุณสมบัติทางแสงที่ผิวหน้าซิลิคอน 45

3.7.1 หลักการทำงานของเครื่อง UV-VIS Spectrophotometer 45

3.7.2 ผลการทดสอบคุณสมบัติทางแสง 51

3.7.3 การวิเคราะห์ผลการทดสอบคุณสมบัติทางแสง 52

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

3.8 การหาเงื่อนไขการผลิตที่เหมาะสมเพื่อให้ได้ค่าการสะท้องแสงต่ำที่สุด 52

3.9 สรุป 55

4 การศึกษาคุณสมบัติชั้นพาสซิเวชัน และการสร้างชั้นพาสซิเวชัน ที่ผิวด้านหลังเซลล์แสงอาทิตย์ 56

4.1 บทนำ 56

4.2 หลักการของชั้นพาสซิเวชันที่สร้างด้วยวิธี ALILE 58

4.2.1 ความแตกต่างระหว่างเทคนิคโฟโตลิโทรกราฟฟี กับเทคนิค ALILE 60

4.3 การผลิตชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ อลูมิเนียม และอะมอฟัสซิลิคอน สำหรับการทำชั้นพาสซิเวชัน 61

4.3.1 หลักการทำงานของเครื่องสปัตเตอร์ 61

4.3.2 การผลิตชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ (SiO_2) และการหาเงื่อนไข อัตราการเติบโต (Growth rate) 62

4.3.3 การผลิตชั้นอลูมิเนียม (Al) และการหาเงื่อนไข อัตราการเติบโตของฟิล์ม 64

4.3.4 การผลิตชั้นอะมอฟัสซิลิคอน (a-Si) และการหาเงื่อนไข อัตราการเติบโต (Growth rate) 66

4.4 การศึกษาการสร้างช่องเปิดอลูมิเนียม ด้วยวิธีการอลูมิเนียมอินดิวส์ 68

4.4.1 ขั้นตอนและวิธีการสร้างช่องเปิดอลูมิเนียมด้วยวิธี อลูมิเนียมอินดิวส์ 68

4.4.2 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างของช่องเปิดอลูมิเนียม ที่สร้างด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวส์ 69

4.5 การศึกษาการสร้างชั้นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง ด้วยวิธีการ แลกเปลี่ยนเฟสระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน กับอลูมิเนียม 72

4.5.1 ขั้นตอนการสร้างชั้นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูงด้วย วิธีการแลกเปลี่ยนชั้นเฟส 73

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

4.5.2 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างของชั้นพาสซิเวชันที่ผลิตด้วยวิธีการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียม (ALILE) 74

4.5.3 การวิเคราะห์ผลการวัดค่าความต้านทานไฟฟ้าจำเพาะของชั้นพาสซิเวชันด้วยเครื่อง 4-point probes 82

4.5.4 การวิเคราะห์ผลค่าช่วงชีวิตของพาหะ (Carrier lifetime) ในชั้นพาสซิเวชันด้วยเครื่องวัดค่าช่วงชีวิตชนิดไมโครพีซีดี (μ-PCD measurement) 84

4.6 สรุป 88

5 การวิเคราะห์การทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยแบบจำลอง PC1D 89

5.1 บทนำ 89

5.2 วิเคราะห์การทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยแบบจำลอง PC1D 89

5.2.1 การคำนวณค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่มีผลต่อประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน ในเซลล์ แสงอาทิตย์ด้วยแบบจำลอง PC1D 90

5.2.2 การคำนวณค่าช่วงชีวิตพาหะที่มีผลต่อประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน ในเซลล์ แสงอาทิตย์ด้วยแบบจำลอง PC1D 91

5.3 สรุป 93

6 บทสรุป และข้อเสนอแนะ 94

6.1 สรุปผลงานวิจัย 94

6.1.1 การศึกษาและปรับปรุงโครงสร้างผิวของเซลล์แสงอาทิตย์เพื่อลดผลการสูญเสียทางแสง 94

6.1.2 การศึกษาและปรับปรุงโครงสร้างชั้นพาสซิเวชันที่ผิวด้านหลังของเซลล์แสงอาทิตย์ เพื่อลดผลการสูญเสียเนื่องจากการรวมตัวของคู่พาหะที่ผิวเซลล์ 94

สารบัญ (ต่อ)

หน้า

6.1.3 การวิเคราะห์ผลของพารามิเตอร์ ที่มีผลต่อประสิทธิภาพ
การแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยแบบจำลอง PC1D 95
รายการอ้างอิง 96
ภาคผนวก
ภาคผนวก ก. Air Mass 1.5 Global Spectrum 99
ภาคผนวก ข. บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ 103
ประวัติผู้เขียน 128

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สารบัญตาราง

ตารางที่ **หน้า**

2.1 ผลงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง 5
3.1 เงื่อนไขการกัดแผ่นซิลิคอนด้วย KOH ที่มีการเติม IPAที่เวลาคงที่ 40นาที 37
3.2 ข้อมูลต่าง ๆ ของขนาดพื้นที่ฐานพีระมิด ของ K-01 ที่อุณหภูมิ 90°C 43
3.3 ข้อมูลต่าง ๆ ของขนาดพื้นที่ฐานพีระมิด ของ K-02 ที่อุณหภูมิ 80°C 43
3.4 ข้อมูลต่าง ๆ ของขนาดพื้นที่ฐานพีระมิด ของ K-03 ที่อุณหภูมิ 70°C 43
3.5 ข้อมูลต่าง ๆ ของขนาดพื้นที่ฐานพีระมิด ของ K-04 ที่อุณหภูมิ 60°C 43
3.6 เงื่อนไขการทดสอบคุณสมบัติทางแสง และค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง ที่เงื่อนไขต่าง ๆ 52
3.7 ผลการสะท้อนแสงภายใต้เงื่อนไขของเวลาในกระบวนการผลิต 53
4.1 เงื่อนไขการสปัตเตอร์ริงซิลิคอนไดออกไซด์ 63
4.2 ข้อมูลค่าดัชนีการหักเหแสง และค่าความหนาชั้นฟิล์มซิลิคอนไดออกไซด์ ที่เวลาต่าง ๆ 64
4.3 เงื่อนไขการสปัตเตอร์ริงอลูมิเนียม 64
4.4 ข้อมูลค่าความหนาชั้นฟิล์มอลูมิเนียมที่เวลาต่าง ๆ 66
4.5 เงื่อนไขการสปัตเตอร์ริงอะมอฟัสซิลิคอน 67
4.6 ข้อมูลค่าดัชนีการหักเหแสงและค่าความหนาชั้นฟิล์มอะมอฟัสซิลิคอน ที่เวลาต่าง ๆ 68
4.7 เงื่อนไขการสร้างช่องเปิดอลูมิเนียมด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวส์ภายใต้อุณหภูมิ การอบที่แตกต่างกัน 68
4.8 เงื่อนไขการสร้างชั้นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูงภายใต้อัตราส่วน ความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับ อลูมิเนียมที่แตกต่างกัน 73
4.9 ค่าช่วงชีวิตของชิ้นงานภายใต้เงื่อนไขของอัตราส่วนความหนาระหว่าง อะมอฟัสซิลิคอน ต่ออลูมิเนียมที่แตกต่างกัน 87
5.1 พารามิเตอร์ของแบบจำลอง PC1D เพื่อนำไปคำนวณหา ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานในเซลล์แสงอาทิตย์ 90

สารบัญตาราง (ต่อ)

ตารางที่ **หน้า**

5.2 พารามิเตอร์ของแบบจำลอง PC1D เพื่อนำไปคำนวณหาค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานในเซลล์แสงอาทิตย์ที่เป็นผลมาจากการสร้างชั้นพาสซิเวชัน ---- 92

5.3 ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานที่ค่าช่วงชีวิตพาหะค่าต่าง ๆ ที่ได้จากการคำนวณด้วยแบบจำลอง PC1D ---- 92

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

สารบัญรูป

รูปที่ **หน้า**

2.1 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิด PESC 10
2.2 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดไมโครกรูฟ 10
2.3 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดฝังขั้วไฟฟ้า 11
2.4 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิด PERC 12
2.5 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิด PERL 12
2.6 (ก) รอยต่อพีเอ็นที่อยู่ในสภาวะสมดุล (ข) สนามไฟฟ้าที่บริเวณ
รอยต่อพีเอ็นของสารกึ่งตัวนำภายใต้สภาวะมืด 14
2.7 กราฟเซมิล็อกของการกระจายตัวของปริมาณพาหะ ในสภาวะมืด 17
2.8 ความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้า และแรงดันไบอัส
ของเซลล์แสงอาทิตย์ในสภาวะมืด 19
2.9 ภาพไดอะแกรมแถบพลังงานของรอยต่อพีเอ็นในสภาวะสว่าง 20
2.10 กราฟเซมิล็อกของการกระจายตัวของปริมาณพาหะในสภาวะสว่าง 21
2.11 (ก) กราฟคุณลักษณะกระแสกับแรงดันของไดโอดรอยต่อพีเอ็น
ภายใต้สภาวะมืด และสภาวะสว่าง (ข) วงจรสมมูลทางไฟฟ้าอุดมคติ 23
2.12 กราฟกระแสกับแรงดัน ทั่วไปในควอแดนซ์ที่ 1 แสดงจุดกระแสลัดวงจร (I_{SC})
และแรงดันเปิดวงจร (V_{OC}) รวมถึงส้นกราฟของกำลังไฟฟ้าเอาท์พุท
และจุดกำลังไฟฟ้าสูงสุด (P_{mp}) 24
3.1 การสูญเสียทางแสงเนื่องจากการสะท้อนกลับของแสงในเซลล์แสงอาทิตย์ 27
3.2 การใช้หลักการ A quarter wavelength ARC เพื่อลดการสะท้อนกลับ
ของแสงที่ผิว 28
3.3 (ก) เซลล์ที่มีลวดลายพีระมิด (ข) การดูดกลืนแสง และการสะท้อนแสง 28
3.4 โครงสร้างแผ่นฐานที่มีลักษณะพื้นผิวขรุขระเป็นแบบแลมเบอร์เทียน 29
3.5 ลวดลายพีระมิดที่มีการจัดเรียงตัวแบบสม่ำเสมอ (ก) ภาพตัดขวางของ
โครงสร้างลวดลายพีระมิด (ข) ภาพถ่ายด้านบน 29
3.6 ลวดลายพีระมิดที่มีการจัดเรียงตัวแบบสุ่ม 30

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่ **หน้า**

3.7 กราฟฮิสโตรแกรมแสดงเปอร์เซ็นต์การเหลืออยู่ของแสง กับจำนวนครั้งของการเคลื่อนที่ผ่านในเนื้อเซลล์ 31

3.8 กราฟแสดงค่ากระแสลัดวงจรที่ความหนาเซลล์ค่าต่าง ๆ 31

3.9 การเกิดของพาหะ และการรวมตัวของพาหะโดยระดับพลังงาน deep level ซึ่งอยู่ที่กึ่งกลางของแถบพลังงานช่องว่าง 34

3.10 ขั้นตอน และกระบวนการทำความสะอาดแผ่นเซลล์ซิลิคอน 36

3.11 ขั้นตอนและกระบวนการกัดผิวหน้าซิลิคอนแบบแอนนิโซโทรปิคด้วย KOH 38

3.12 หลักการทำงานของกล้อง SCANNING ELECTRON MICROSCOPE (SEM) 40

3.13 ลักษณะโครงสร้างพีระมิดแบบสุ่มด้าน side view 70 องศาที่ทำการกัดด้วย KOH Solution 41

3.14 ภาพถ่าย SEM ลักษณะโครงสร้างพีระมิดแบบสุ่มด้าน top view ที่ทำการกัดด้วย KOH solutions 42

3.15 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างช่วงของขนาดพื้นที่ฐานพีระมิดกับจำนวนพีระมิดที่อยู่ในช่วงนั้น ๆ 44

3.16 การเปลี่ยนสถานะชั้นพลังงานของอิเล็กตรอนเมื่อได้รับพลังงานโฟตอน 46

3.17 ส่วนประกอบของเครื่อง UV-VIS Spectrophotometer ในระบบลำแสงคู่ 47

3.18 ลักษณะของแสงที่เกิดขึ้นบนผิววัสดุที่มีลักษณะต่างๆ กัน (ก) วัสดุทึบแสงผิวมัน (ข) วัสดุทึบแสงผิวขรุขระ (ค) วัสดุโปร่งแสง (ง) วัสดุโปร่งใส 48

3.19 (ก) การวัดการสะท้อน (ข) การส่งผ่านแสงด้วย Integrating sphere 49

3.20 (ก) การวัดแสงสะท้อนแบบ specular excluded mode และ (ข) การวัดแสงสะท้อน specular included mode สีเดียวกระทบ 50

3.21 กราฟแสดงค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่วัดได้ และความยาวคลื่นแสงของซิลิคอนที่มีกระบวนการกัดภายใต้เงื่อนไขของอุณหภูมิ โดยใช้เวลาคงที่ 40 นาที 51

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่ **หน้า**

3.22 ภาพถ่าย SEM ลักษณะโครงสร้างพีระมิดแบบสุ่มด้าน top view ที่ทำการกัดด้วยKOH solutions ที่อุณหภูมิ 80°C 53

3.23 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่วัดได้ และความยาวคลื่นแสง ที่มีกระบวนการกัดผิวซิลิคอน ภายใต้เงื่อนไขของเวลาโดยกำหนดให้อุณหภูมิการกัดคงที่ ที่ 80°C 54

3.24 กราฟแสดงการเปรียบเทียบค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงของผลึกเดี่ยวซิลิคอนที่ใช้สารละลาย KOH, TMAH และ Na_2CO_3 solutions 54

4.1 (ก) โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์แบบไทริสเตอร์ที่มีชั้นสนามไฟฟ้าที่ผิวสัมผัส (ข) การเปรียบเทียบกราฟคุณลักษณะ I-V ระหว่างเซลล์แสงอาทิตย์แบบไทริสเตอร์กับเซลล์แสงอาทิตย์แบบฝังขั้วโลหะ 57

4.2 โครงสร้างของโลหะ-ฉนวน-สารกึ่งตัวนำของช่องเปิดในชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ 58

4.3 โครงสร้างของชั้นพาสซิเวชันด้านหลังกับบริเวณเล็ก ๆ ของซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง (p^+-Si) ในช่องเปิดของชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ 59

4.4 ไดอะแกรมของขั้นตอนการเกิดช่องเปิด Al spiking ในชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ 60

4.5 ไดอะแกรมของการเกิดชั้นแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างอลูมิเนียมกับอะมอฟัสซิลิคอน 60

4.6 (ก) เทคนิคโฟโตลิโทรกราฟฟี (ข) เทคนิค ALILE 61

4.7 ระบบเครื่องมือสปัตเตอร์ริง 62

4.8 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาฟิล์มซิลิคอนไดออกไซด์ กับเวลา 63

4.9 ภาพถ่ายตัดขวางจากกล้อง FE-SEM แสดงชั้นความหนาของฟิล์มอลูมิเนียมบนแผ่นฐานซิลิคอน 65

4.10 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาฟิล์มอลูมิเนียม กับเวลา 66

4.11 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาฟิล์มอะมอฟัสซิลิคอน กับเวลา 67

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่ **หน้า**

4.12 การสร้างช่องเปิดอลูมิเนียมด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวส์ 69

4.13 ภาพตัดขวางจาก FE-SEM ของชั้นฟิล์ม Al/SiO_2/Si ฐานรอง ภายใต้เงื่อนไขการอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ 70

4.14 ภาพตัดขวางจาก FE-SEM แสดงช่องเปิดที่เกิดจากการแทงทะลุของอลูมิเนียมที่อุณหภูมิการอบ 71

4.15 ภาพตัดขวางจาก FE-SEM แสดงการกลับเฟสของอลูมิเนียมและซิลิคอนที่ผิวตัวอย่างที่เป็นผลมาจากการอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ 72

4.16 การผลิตชั้นอะตอมสารเจือเข้มข้น ด้วยวิธีพาสซิเวชันแบบเลือกด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวซ์ 73

4.17 (ก) การผลิตชั้นพาสซิเวชันแบบเลือก ด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวซ์
(ข) การผลิตชั้นพาสซิเวชันแบบเลือก ด้วยวิธีวิธีการสร้างลวดลายด้วยแสง 74

4.18 ภาพตัดขวางจาก FE-SEM แสดงการแลกเปลี่ยนชั้นเฟสระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียมที่ผลิตด้วยวิธี ALILE 75

4.19 กราฟ XRD ของ ALILE-3:1 เปรียบเทียบกับ ALILE-1:1 ที่เงื่อนไขต่าง ๆ 77

4.20 กราฟ XRD ของ ALILE (AIC-520°C) ที่เงื่อนไขของอัตราส่วนความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน กับอลูมิเนียมค่าต่าง ๆ 78

4.21 ขั้นตอนการเกิด Auger effect ก่อน และหลังจากการกระตุ้นด้วยอิเล็กตรอนพลังงานสูงจากภายนอก 79

4.22 Auger peak ของนิกเกิล 80

4.23 สเปกตรัม AES ของนิกเกิลในรูปของ differential 80

4.24 กราฟความสัมพันธ์ของ Atomic concentration ของ ALILE (AIC-520°C) ที่เงื่อนไขของอัตราส่วนความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน กับอลูมิเนียมเป็น 0.2:1 81

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่ **หน้า**

4.25 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม และค่าอัตราส่วนความหนาของชั้นอลูมิเนียมต่ออะมอฟัสซิลิคอนโดยที่จุดทึบแสงคือฟิล์มอะมอฟัสซิลิคอนบนตัวอย่าง A และ B ในส่วนของจุดทึบแสงคือชั้นแลกเปลี่ยนเฟสบนตัวอย่าง A และ B 83

4.26 ภาพแผนผังระบบการทำงานอย่างง่ายของเครื่อง WT-2000 84

4.27 (ก) การกระตุ้นให้เกิดการสร้างคู่พาหะด้วยเลเซอร์
(ข) การตรวจจับคลื่นพลังงานไมโครเวฟเพื่อนำไปวัดค่าช่วงชีวิตของพาหะ 85

4.28 แผนภาพแสดงค่าช่วงชีวิตของพาหะ (ก) แผ่นฐานซิลิคอนขัดวาว 1 ด้าน
(ข) แผ่นฐานซิลิคอนผิวพีระมิดแบบสุ่ม 86

4.29 แผนภาพแสดงค่าช่วงชีวิตพาหะของ ALILE (AIC-520°C)
ที่อัตราส่วนความหนา ระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน ต่ออลูมิเนียม 87

5.1 หน้าต่างการทำงานของโปรแกรมแบบจำลอง PC1D 89

5.2 กราฟคุณลักษณะ I-V ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่ได้จากแบบจำลอง
PC1D ในเงื่อนไขการกัดด้วยสารละลาย KOH 91

5.3 คุณลักษณะ I-V ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่ได้จากแบบจำลอง PC1D
เปรียบเทียบระหว่างชิ้นงานที่ทำชั้นพาสซิเวชันด้วยเทคนิค
ALILE ที่เงื่อนไขต่าง ๆ กับชิ้นงานที่ไม่มีชั้นพาสซิเวชัน 93

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ

A	=	พื้นที่
D_n, D_p	=	ค่าคงที่การแพร่ของอิเล็กตรอน (โฮล)
e	=	ความหนาแน่นของอิเล็กตรอน
E_c, E_v	=	แถบพลังงานความนำ (วาเลนซ์)
E_F	=	แถบพลังงานเฟอมิ
E_{Fn}, E_{Fp}	=	แถบพลังงานเฟอมิของอิเล็กตรอน (โฮล)
E_g	=	ช่องว่างพลังงาน
E_i	=	ช่องว่างพลังงานของสารบริสุทธ์
FF	=	ฟิลแฟคเตอร์
F_m	=	ระดับพลังงานเฟอร์มิ
F_{ph}	=	ความหนาแน่นฟลั๊กโฟตอน
h	=	ความหนาแน่นของโฮล
G	=	อัตราการเกิดคู่พาหะ
I	=	กระแสไฟฟ้า
I_0	=	กระแสไฟฟ้า
I_{sc}	=	กระแสลัดวงจร
J	=	ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้า
J_0	=	ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้า
J_n, J_h	=	ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้า
$J_{n,Diff}$, $J_{p,Diff}$	=	ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้า
$J_{n,Drift}$, $J_{p,Drift}$	=	ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้า
J_{sc}	=	ความหนาแน่นกระแสไฟฟ้าลัดวงจร
L_e, L_h	=	ระยะการแพร่ของอิเล็กตรอน (โฮล)
n	=	ดัชนีการหักเหแสง
n_i	=	ความหนาแน่นของพาหะบริสุทธิ์
N_A	=	อะตอมสารเจือผู้ให้
N_D	=	อะตอมสารเจือผู้รับ

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ (ต่อ)

p	=	ความเข้มข้นของโฮล
q	=	ประจุไฟฟ้า
R	=	ความต้านทานไฟฟ้า
R_s	=	ความต้านทานอนุกรม
R_{sh}	=	ความต้านทานขนาน
%R	=	สัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง
S	=	การรวมตัวของพาหะ
S_{eff}	=	การรวมตัวของพาหะที่ผิวด้านหลัง
t	=	เวลา
T	=	อุณหภูมิ
V	=	แรงดันไฟฟ้า
V_{oc}	=	แรงดันเปิดวงจร
ε	=	สนามไฟฟ้า
ε_{max}	=	สนามไฟฟ้าสูงสุด
λ	=	ความยาวคลื่น
η	=	ประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน
ψ_0	=	ศักดาสัมผัส
a-Si	=	อะมอร์ฟัสซิลิคอน
AES	=	ออร์เจอิเล็กตรอนสเปกโตรสโคปี
AgBr	=	ซิลเวอร์โบรไมด์
AgCl	=	ซิลเวอร์คลอไรด์
Al	=	อลูมิเนียม
ALILE	=	Aluminum Induced Layer Exchange
AlGaInP	=	แกลเลียมอินเดียมฟอสไฟล์
AM 1.5	=	Air mass 1.5
ARC	=	ชั้นป้องกันการสะท้อน
BSF	=	สนามไฟฟ้าด้านหลังที่ผิว
CdS	=	แคดเมียมซัลไฟด์

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ (ต่อ)

CVD	=	Chemical Vapor Deposition
DC Sputter	=	เครื่องสปัตเตอร์ที่ใช้ไฟฟ้ากระแสตรง
DI water	=	น้ำกลั่นบริสุทธิ์
EQE	=	ประสิทธิภาพเชิงควอนตัมภายนอก
FZ-Si	=	Floating zone Si
FE-SEM	=	กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน
GaAs	=	แกลเลียมอาร์เซไนด์
HCl	=	กรดไฮโดรคลอริก
HF	=	กรดไฮโดรฟลูออริค
H_2O_2	=	ไฮโดรเจนเปอร์ออกไซด์
IPA	=	ไอโซโพรพิลแอลกอฮอล์
IQE	=	ประสิทธิภาพเชิงควอนตัมภายใน
KOH	=	โพแทสเซียมไฮดรอก ไซด์
MIS	=	โลหะ-ฉนวน-สารกึ่งตัวนำ
n	=	ดัชนีการหักเหแสง
NaOH	=	โซเดียมไฮดรอกไซด์
Na_2CO_3	=	โซเดียมคาร์บอเนต
NH_4	=	แอมโมเนีย
N_2	=	ก๊าซไนโตรเจน
O_2	=	ก๊าซออกซิเจน
P^+-Si	=	ซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง
PERC	=	Passivated emitter and rear cell
PERL	=	Passivated emitter rear locally diffused
PERT	=	Passivated emitter rear totally-diffused
PESC	=	Passivated emitter solar cell
p-n	=	รอยต่อพี-เอ็น
PV	=	โฟโตโวลล์เทอิค
RCA	=	Radio Corporation of America

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ (ต่อ)

RF Sputter	=	เครื่องสปัตเตอร์ที่ใช้ไฟฟ้ากระแสสลับ
Se	=	ซีลีเนียม
SEM	=	กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด
Si	=	ซิลิคอน
SiO_2	=	ซิลิคอนไดออกไซด์
SR	=	สเปกตรัมการตอบสนอง
TMAH	=	เตตระเมทิลไฮดรอกไซด์
UV-Visible	=	เครื่องยูวีวิซิเบิล
WR	=	Weighted reflectance
XRD	=	เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

บทที่ 1
บทนำ

1.1 ความสำคัญของปัญหา

ปัจจุบันการพัฒนาแหล่งพลังงานทางเลือก เช่นพลังงานลม พลังงานแสงอาทิตย์ ซึ่งเป็นแหล่งพลังงานที่สะอาดปราศจากมลพิษ ได้ถูกนำมาใช้เพื่อชดเชยการใช้พลังงานไฟฟ้า จากแหล่งน้ำและน้ำมัน การศึกษาแหล่งพลังงานทดแทนนี้จึงเป็นงานที่ท้าทาย และสำคัญมากของนักวิจัยในปัจจุบัน ในจำนวนโครงการผลิตพลังงานทดแทนทั้งหมด เราอาจกล่าวได้ว่าโครงการผลิตพลังงานไฟฟ้าจากแสงอาทิตย์นั้น ปราศจากมลภาวะเป็นพิษ ซึ่งเป็นแหล่งพลังงานที่มีอยู่ทั่วไป และไม่มีที่สิ้นสุด ดังนั้นเซลล์แสงอาทิตย์ (Solar cell) จึงเป็นพลังงานทดแทนที่ได้มีการศึกษา และพัฒนาอย่างต่อเนื่องตั้งแต่อดีตจนถึงปัจจุบัน

เซลล์แสงอาทิตย์เป็นสิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำทางอิเล็กทรอนิกส์ที่สร้างขึ้นเพื่อเป็นอุปกรณ์สำหรับเปลี่ยนพลังงานแสงอาทิตย์ ให้เป็นพลังงานไฟฟ้า โดยเซลล์แสงอาทิตย์ถูกสร้างขึ้นมาครั้งแรกในปี ค.ศ. 1954 (พ.ศ. 2497) โดยแชปปิน (Chapin) ฟูลเลอร์ (Fuller) และเพียสัน (Pearson) แห่งเบลล์เทลเลโฟน (Bell Telephon) โดยทั้ง 3 ท่านนี้ได้ค้นพบเทคโนโลยีการสร้างรอยต่อ พี-เอ็น (P-N) ของสารกึ่งตัวนำแบบใหม่ โดยวิธีการแพร่สารเจือเข้าไปในผลึกของซิลิคอน จนได้เซลล์แสงอาทิตย์ชิ้นแรกของโลก ซึ่งมีประสิทธิภาพเพียง 6% ในปัจจุบันนี้เซลล์แสงอาทิตย์ได้ถูกพัฒนาขึ้นจนมีประสิทธิภาพสูงกว่า 15% ในระยะแรกเซลล์แสงอาทิตย์ส่วนใหญ่จะใช้สำหรับโครงการด้านอวกาศ ดาวทียม หรือยานอวกาศ โดยใช้แผงเซลล์แสงอาทิตย์เป็นแหล่งกำเนิดพลังงานไฟฟ้า ต่อมาจึงได้มีการนำเอาแผงเซลล์แสงอาทิตย์มาใช้บนพื้นโลก โดยกว่าร้อยละ 90 ได้ใช้เซลล์แสงอาทิตย์จากวัสดุซิลิคอน ซึ่งเป็นวัสดุที่เป็นมิตรต่อสิ่งแวดล้อม และสังเคราะห์จากวัตถุดิบ คือ ทรายที่มีมากบนโลก และได้มีการพัฒนาอย่างต่อเนื่อง เพื่อให้ได้ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานสูงสุด

งานวิจัย และพัฒนาที่เกี่ยวข้องกับเซลล์แสงอาทิตย์ในปัจจุบัน ส่วนใหญ่จะมุ่งเน้นและให้ความสำคัญเกี่ยวกับการศึกษาถึงปัญหาข้อจำกัดของเซลล์แสงอาทิตย์ รวมถึงเทคนิค และวิธีการที่จะช่วยเพิ่มประสิทธิภาพให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ โดยเทคนิค และวิธีการที่ได้รับความสนใจในการค้นคว้าและวิจัยกันอย่างต่อเนื่องก็คือ

1) เทคนิคการสร้างกับดักแสง (Light trapping) คือการทำให้ผิวหน้าเซลล์มีลักษณะหยาบ (ไม่เรียบ) เช่นการสร้างผิวเซลล์เป็นลวดลาย (Texture) ต่าง ๆ เพื่อป้องกันการสะท้อน

กลับของแสง และยังช่วยเพิ่มโอกาสการเกิดลำแสง ทำให้มีการดูดกลืนแสงได้มากขึ้น และทำให้เซลล์มีประสิทธิภาพสูงขึ้น

2) เทคนิคการพาสซิเวชัน (Passivation) ที่ผิวสัมผัสของเซลล์ (Surface passivation) ทำได้โดยการเติมอะตอมสารเจือเข้มข้น (Heavy dope) ที่ผิวสัมผัสระหว่างสารกึ่งตัวนำกับ ขั้วโลหะเพื่อสร้างสนามไฟฟ้าที่ผิวสัมผัส และสนามไฟฟ้าดังกล่าว จะช่วยให้พาหะอิสระบางส่วนที่เคยสูญเสียเนื่องมาจากการรวมตัวที่บริเวณผิวสัมผัสถูกกวาดข้ามรอยต่อพีเอ็น และเก็บสะสมพาหะมาที่ขั้วโลหะให้มีประสิทธิภาพมากขึ้น จึงเป็นการเพิ่มปริมาณกระแสลัดวงจรให้แก่เซลล์ อีกทั้งผลของการเกิดสนามไฟฟ้าที่เรียกว่า การพาสซิเวชันที่ผิว มีส่วนทำให้ค่าแรงดันไฟฟ้าเปิดวงจรเพิ่มสูงขึ้น จึงทำให้เซลล์มีประสิทธิภาพสูงขึ้น

1.2 วัตถุประสงค์การวิจัย

1) เพื่อศึกษาคุณสมบัติทางแสงของผิวหน้าแผ่นผลึกซิลิคอนแบบแอนนิโซโทรปิค

2) เพื่อศึกษาคุณสมบัติของสนามไฟฟ้าทางผิวด้านหลังของแผ่นผลึกซิลิคอนเพื่อเพิ่มประสิทธิภาพให้กับเซลล์แสงอาทิตย์

3) เพื่อประดิษฐ์เซลล์แสงอาทิตย์ให้มีโครงสร้างของชั้นพาสซิเวชันแบบอลูมิเนียมอินดิวซ์

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

1) ศึกษาข้อมูล และทำการปรับปรุงผิวหน้ารับแสงของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนโดยการสร้างกับดักแสงที่มีลวดลายพีระมิดแบบสุ่ม ด้วยวิธีการกัดแบบแอนิโซโทรปิค โดยใช้สารประกอบโพแทสเซียมไฮดรอก ไซด์ (Potassium hydroxide : KOH) ผสมกับไอโซโพรพิลแอลกอฮอล์ (Isopropyl alcohol : IPA) ในเงื่อนไขต่าง ๆ

2) วัดคุณสมบัติทางโครงสร้าง ของผิวแผ่นฐานซิลิคอน และวัดคุณสมบัติการสะท้อนแสงของผิวซิลิคอนโครงสร้างพีระมิดแบบสุ่ม

3) ศึกษาการสร้างชั้นพาสซิเวชันต้นทุนต่ำ ด้านหลังแบบเลือกพื้นที่ด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวซ์เปรียบเทียบกับชั้นพาสซิเวชันแบบทั่วพื้นผิวด้านหลัง และวัดประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน

1.4 วิธีดำเนินการวิจัย

1.4.1 แนวทางการดำเนินงานวิจัย

1) สำรวจปริทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับวิทยานิพนธ์

2) ศึกษาทฤษฎีการสะท้อนแสงที่ผิวของเซลล์แสงอาทิตย์ และขบวนการสร้างผิวแบบแอนนิโซโทรปิค (Anisotropic etching) ของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน

3) สร้างผิวหน้ารับแสงของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน โดยขบวนการสร้างผิวแบบแอนนิโซโทรปิค

4) ดำเนินการทดสอบคุณสมบัติทางโครงสร้างผิว และคุณสมบัติทางแสงของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน พร้อมทั้งทำการวิเคราะห์ผล

5) ออกแบบโครงสร้างชั้นพาสซิเวชัน ที่ผิวด้านล่างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน

6) วิเคราะห์ และสรุปผลที่ได้เพื่อทำการปรับปรุงแก้ไขในส่วนที่บกพร่องต่อไป

1.4.2 สถานที่ทำการวิจัย

1) อาคารศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์ และเทคโนโลยี 1 (F1) มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

2) อาคารศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์ และเทคโนโลยี 5 (F5) มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

3) ศูนย์เทคโนโลยีอิเล็กทรอนิกส์ และคอมพิวเตอร์แห่งชาติ (NECTEC)

4) ศูนย์วิจัยและพัฒนาไมโครอิเล็กทรอนิกส์ (TMEC)

5) สถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน (องค์การมหาชน)

6) บริษัทเอกรัฐโซล่าร์ จำกัด

1.4.3 เครื่องมือที่ใช้ในการวิจัย

1) คอมพิวเตอร์ส่วนบุคคล Intel Core 2 Duo, 2.19 GHz, 2.5 Gbytes RAM, 220 Gbytes HD

2) Field Emission Scanning Electron Microscope (FE-SEM) รุ่น S - 4700 บริษัท Hitachi

3) Scanning electron microscope (SEM) รุ่น JSM - 6400 บริษัท JEOL

4) Spectroscopic Ellipsometry บริษัท J.A. Wollam Company, U.S.A

5) Spectrophotometer (UV-Visible) รุ่น SPECORD 250-222P133

6) Lifetime measurement machine รุ่น WT-2000 บริษัท Semilab

7) X-Ray Diffraction (XRD) รุ่น TTRAX III บริษัท Rigaku

8) Auger Electron Spectroscopy (AES)

9) 4 Point probe บริษัท Jandel

10) Sputtering machine

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1) ได้องค์ความรู้ใหม่เกี่ยวกับกระบวนการสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ และแนวทางการพัฒนาปรับปรุงประสิทธิภาพของเซลล์แสงอาทิตย์ให้สูงขึ้น

2) ได้ประสบการณ์การเกี่ยวกับการทำงานวิจัย และการใช้เครื่องมือต่าง ๆ ที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย

3) ได้เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีประสิทธิภาพสูงขึ้น ด้วยเทคนิคต้นทุนต่ำ เพื่อเป็นแนวทางนำไปสู่การผลิตเชิงพาณิชย์ในอุตสาหกรรมการผลิต

4) บทความวิจัย เผยแพร่ระดับชาติ หรือนานาชาติ

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

บทที่ 2
ปริทัศน์วรรณกรรมและทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

2.1 บทนำ

วัตถุประสงค์หลักของงานวิจัยนี้คือ การศึกษาและออกแบบโครงสร้างชั้นพาสซิเวชันที่ผิวด้านหลัง ด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวส์ (Al induced method) ของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน ดังนั้นจึงมีความจำเป็นอย่างยิ่งที่ต้องดำเนินการสำรวจปริทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง เพื่อให้ทราบถึงแนวทางการวิจัย ระเบียบวิธีที่เคยมีการใช้งานมาก่อน รวมถึงผลการดำเนินงานและข้อเสนอแนะต่าง ๆ จากคณะนักวิจัยตั้งแต่อดีตจนถึงปัจจุบัน โดยใช้ฐานข้อมูลที่เป็นแหล่งสะสมรายงานวิจัยและวรรณกรรมที่เกี่ยวข้องทางด้านวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีอันได้แก่ฐานข้อมูลจาก IEEE, Science direct และ Journal of applied physics (AIP) เป็นต้น ผลการสำรวจสืบค้นงานวิจัยดังกล่าวจะใช้เป็นแนวทางสำหรับการประยุกต์และพัฒนาเข้ากับงานวิจัยวิทยานิพนธ์นี้

2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ปริทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้องในเรื่องการศึกษาโครงสร้าง และคุณสมบัติทางไฟฟ้าของชั้นพาสซิเวชันด้านหลังในเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน ที่นักวิจัยหลายท่านได้ทำการค้นคว้าและวิจัยสามารถสรุปการดำเนินงานวิจัย โดยอธิบายได้ดังตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 ผลงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ค.ศ.	คณะผู้ทำวิจัย	การดำเนินงานวิจัย
1839	A. E. Becquerel	ค้นพบปรากฏการณ์ โฟโตโวลเตอิก (Photovoltaic effect) ซึ่งการค้นพบนี้เป็นจุดเริ่มต้นของเทคโนโลยีเซลล์แสงอาทิตย์ (Solar cell technology) โดย Becquerel ได้ทำการทดลองโดยการใช้ขั้วอิเลคโทรด (Electrodes) ที่มีการเคลือบด้วยสารไวแสง เช่น ซิลเวอร์คลอไรด์ (Silver Chloride : AgCl) หรือ ซิลเวอร์โบรไมด์ (Silver Bromide : AgBr) ที่จุ่มอยู่ในสารละลายกรด มาให้แสงสว่างที่ความเข้มแสงต่างกัน จะพบว่า กระแสไฟฟ้าเพิ่มขึ้นเมื่อความเข้มข้นของแสงไฟเพิ่มขึ้น

ตารางที่ 2.1 ผลงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง (ต่อ)

ค.ศ.	คณะผู้ทำวิจัย	การดำเนินงานวิจัย
1873	W. Smith	ค้นพบโฟโตคอนดักทิวิตี้ (Photo conductivity) ในธาตุซีลีเนียม (Selenium : Se)
1876	W. G. Adams, R. E. Day	ธาตุซีลีเนียมสามารถผลิตกระแสไฟฟ้าได้เมื่อได้รับแสงอาทิตย์ ในขณะที่ Adams กับ Day ได้ทำการพิสูจน์ว่าโซลาร์เซลล์สามารถเปลี่ยนพลังงานแสงให้เป็นไฟฟ้าได้โดยตรง โดยไม่ต้องอาศัยการเคลื่อนไหวของชิ้นส่วนและการให้ความร้อน แต่ในปี 1876 นี้ เซลล์แสงอาทิตย์ยังคงไร้ประสิทธิภาพอย่างมาก และไม่สามารถนำมาใช้กับเครื่องไฟฟ้าใด ๆ ได้ทั้งสิ้น
1883	C. Fritts	อธิบายเกี่ยวกับเซลล์แสงอาทิตย์ชิ้นแรกที่ทำขึ้นจากแผ่นฐานซีลีเนียม (Selenium wafer)
1894	C. Fritts	ได้ทำการทดลองโดยการเคลือบอุปกรณ์กึ่งตัวนำ (Semiconductor material) ด้วยทองคำที่บางมาก แต่ประสิทธิภาพที่ได้ก็ยังมีค่าแค่ 1% เท่านั้น ดังนั้นจึงไม่สามารถนำมาใช้เป็นตัวให้พลังงานได้ แต่ต่อมาได้นำมาใช้ทำเป็นตัวตรวจจับแสง (Light sensor)
1904	W. L. Franz Hallwachs	เสนอทฤษฎีสมดุล (Theory of equalization) ในการอธิบายผลทดสอบเร่งการเสื่อมอายุของฉนวนเคเบิล โดยใช้ความเครียดทางความร้อนและความเครียดทางกายภาพ
1918	J. Czochralski	ได้พัฒนาวิธีการผลิตผลึกเดี่ยวซิลิคอน (Single-crystal silicon) ซึ่งช่วยเพิ่มประสิทธิภาพให้กับเซลล์ซิลิคอน (Silicon-based cells)
1930	W. Schottky and N. Mott	ได้ค้นพบทฤษฎี เมทัล-เซมิคอนดักเตอร์ แบร์เรียส์ เลเยอร์ (Metal-Semiconductor barrier layers)
1932	Audobert and Stora	ได้ค้นพบปรากฏการณ์โฟโตโวลเตอิกในแคดเมียมซัลไฟด์ (Cadmium sulfide : CdS)
1950	Bell Labs	ผลิตเซลล์แสงอาทิตย์สำหรับใช้ในอวกาศขึ้น

ตารางที่ 2.1 ผลงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง (ต่อ)

ค.ศ.	คณะผู้ทำวิจัย	การดำเนินงานวิจัย
1954	G. Pearson, D. Chapin and C. Fuller	ค้นพบ และสร้างเซลล์แสงอาทิตย์ตัวแรกที่สามารถแปลงพลังงานแสงอาทิตย์ให้เป็นกระแสไฟฟ้าได้เพียงพอที่จะทำให้อุปกรณ์ไฟฟ้าทำงานได้ โดยเซลล์แสงอาทิตย์ที่ห้องปฏิบัติการวิจัยเบลล์ผลิตขึ้นมีค่าประสิทธิภาพถึง 4% ซึ่งหลังจากนั้นได้มีการพัฒนาให้เพิ่มขึ้นเป็น 11% ซึ่งในขณะนั้นเซลล์แสงอาทิตย์ดังกล่าวถูกทำขึ้นด้วยมือ และมีมูลค่า 1,000 ดอลลาร์ต่อวัตต์
1958	H. Electronics	ประสบความสำเร็จในการผลิตพีวีเซลล์ (PV cell) ที่มีค่าประสิทธิภาพสูงถึง 9%
1959	H. Electronics	ประสบความสำเร็จในการผลิตพีวีเซลล์ที่พร้อมใช้ในเชิงพานิชย์ และมีค่าประสิทธิภาพสูงถึง 10%
1960	H. Electronics	ผลิตพีวีเซลล์ที่มีค่าประสิทธิภาพสูงถึง 14% ได้สำเร็จ
1962	Bell Labs	ดาวเทียม เทลสตาร์ คอมมูนิเคชั่นส์ (Telstar communications satellite) ที่จัดทำขึ้นโดยบริษัทเบลล์ แลบส์ เป็นดาวเทียมดวงแรกที่ริเริ่มการใช้พลังงานจากเซลล์แสงอาทิตย์ในการทำงานแทนพลังงานจากไฟฟ้าเป็นครั้งแรก
1970	Z. Alferov	ประดิษฐ์ GaAs heterostructure solar cells ที่มีประสิทธิภาพสูงอันแรกได้สำเร็จ
1974	Joslin, David E.	ประดิษฐ์โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดคอมแซท (COMSAT)
1976	D. Carlson and C. Wronski	ประดิษฐ์โฟโตโวลเตอิกชนิดอะมอฟัสซิลิคอน ตัวแรก ซึ่งมีต้นทุนการผลิตต่ำกว่าผลึกซิลิคอน และมีค่าประสิทธิภาพ 1.1%
1980	University of Delaware	ประดิษฐ์ฟิล์มบางเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีค่าประสิทธิภาพมากกว่า 10% เป็นครั้งแรก
1981	P. MacCready	สร้างเครื่องบินที่ใช้พลังงานแสงอาทิตย์เป็นลำแรก มีชื่อว่า โซล่าร์ชาเลนเจอร์ (Solar Challenger) และสามารถบินจากประเทศฝรั่งเศสไปถึงประเทศอังกฤษ ผ่านช่องทางการสื่อสารของอังกฤษ และเครื่องบินลำดังกล่าวนี้ก็ติดตั้งแผงพลังงานแสงอาทิตย์บนปีกเครื่องบิน ซึ่งประกอบขึ้นด้วยเซลล์พลังงานแสงอาทิตย์มากกว่า 16,000 เซลล์ ที่สามารถผลิตพลังงานได้ถึง 3 kW.

ตารางที่ 2.1 ผลงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง (ต่อ)

ค.ศ.	คณะผู้ทำวิจัย	การดำเนินงานวิจัย
1982	H. Tholstrup	เป็นคนแรกที่ขับรถยนต์ที่ใช้พลังงานแสงอาทิตย์คันแรก ที่มีชื่อว่า “The Quiet Acheiver” โดยระยะทางที่รถสามารถวิ่งไปได้คือ 4,000 กิโลเมตร เดินทางระหว่างเมืองซิดนีย์ และเมืองเพิร์ธ เป็นเวลา 20 วัน ซึ่งเป็นระยะเวลาที่เร็วกว่ารถคันแรกที่ใช้แก๊สโซลีนถึง 10 วัน และความเร็วสูงสุดคือ 72 กิโลเมตรต่อชั่วโมง และความเร็วเฉลี่ยอยู่ที่ 24 กิโลเมตรต่อชั่วโมง
1984	M.A. Green, A.W. Blakers, J. Shi, E.M. Keler and S.R. Wenham	ประดิษฐ์โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิด Passivated emitter solar cell (PESC) โดยมีประสิทธิภาพ 19.8 %
1986	A.W. Blakers and M.A. Green	ประดิษฐ์โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดไมโครกรูฟ (Micro grooved passivated emitter solar cell) โดยมีประสิทธิภาพ 20.9 %
1988	C.M. Chong, S.R. Wenham and M.A. Green	ประดิษฐ์โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดฝังขั้วไฟฟ้า (buried contact) โดยมีประสิทธิภาพ 18.6 %
1989	A.W. Blakers, A. Wang, A.M. Milne, J. Zhao and M.A. Green	ประดิษฐ์โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิด Passivated emitter and rear cell (PERC) โดยมีประสิทธิภาพ 22.8 %
1990	A. Wang, J. Zhao and M.A. Green	ประดิษฐ์โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิด Passivated emitter rear locally diffused (PERL) โดยมีประสิทธิภาพสูงถึง 24%
1994	The National Renewable Energy Laboratory.	ทำการพัฒนาเซลล์แสงอาทิตย์ ซึ่งทำจากแกลเลียมอินเดียมฟอสไฟล์ (Gallium Indium Phosphide : AlGaInP) และแกลเลียมอาร์เซไนด์ (Gallium Arsenide : GaAs) ซึ่งโซลาร์เซลล์ ที่ทำจากธาตุดังกล่าวนี้ได้กลายมาเป็นเซลล์อันแรกที่มีค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานสูงกว่า 30%

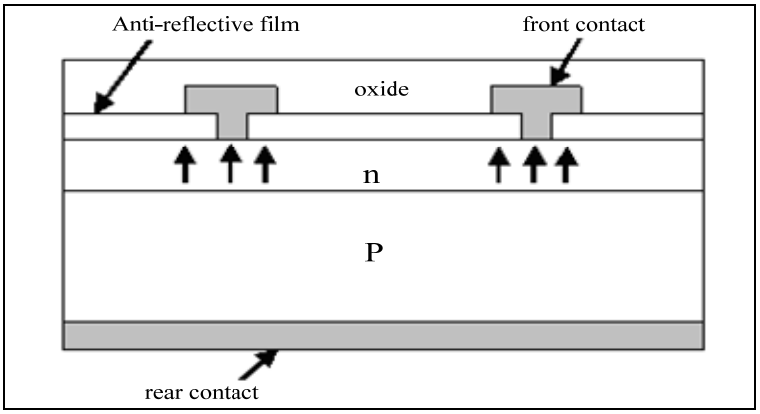
ตารางที่ 2.1 ผลงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง (ต่อ)

ค.ศ.	คณะผู้ทำวิจัย	การดำเนินงานวิจัย
1999	J. Zhao, A. Wang and M.A. Green	ประดิษฐ์โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิด Passivated emitter rear totally-diffused (PERT) โดยมีประสิทธิภาพสูงถึง 24.5%
2000	The National Renewable Energy Laboratory.	ประสบความสำเร็จในการทำสถิติค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของโฟโตโวลเตอิกโซลาร์เซลล์ชนิดฟิล์มบาง (Thin-film photovoltaic solar cells) ซึ่งการวัดครั้งใหม่นี้ วัดค่าประสิทธิภาพได้สูงถึง 18.8%
2001	TerraSun LLC	พัฒนาวิธีการใช้แผ่นฟิล์ม holographic ที่ช่วยรวมแสงอาทิตย์ไปยังเซลล์แสงอาทิตย์
2007	The university of Delaware	ประสบความสำเร็จในการสร้างเทคโนโลยีเซลล์แสงอาทิตย์ที่มีค่าประสิทธิภาพสูงถึง 42.8%

จากการค้นคว้าผลงานวิจัยที่ผ่านมา ทำให้ทราบว่ามีคณะผู้วิจัยได้คิดค้น และนำเสนอโครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ในแบบต่าง ๆ จำนวนมาก ซึ่งประสิทธิภาพสูงสุดของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกเดี่ยวซิลิคอนที่ผลิตได้ในปัจจุบันมีค่าถึงระดับ 24% แล้ว ดังนั้นทำให้สามารถแบ่งประเภทของโครงสร้างพาสซิเวชันของเซลล์แสงอาทิตย์ได้ง่ายขึ้น โดยแต่ละโครงสร้างนั้นสามารถกล่าวโดยสรุปได้ดังนี้

เริ่มต้นจาก Joslin and David (1974) โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดคอมแซทเป็นโครงสร้างพื้นฐานที่เป็นแบบ non reflecting เซลล์

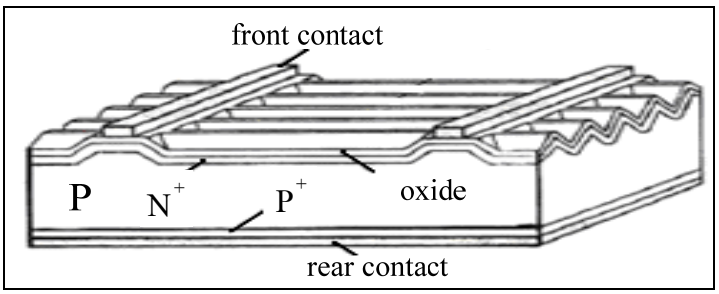
Green et al. (1984) โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิด PESC แสดงดังรูปที่ 2.1 มีลักษณะเป็นรอยต่อเอ็นพี่ (n-p) ที่ด้านรับแสงมีฟิล์มฉนวนออกไซด์บางมาก (ประมาณ 2-3 nm) เคลือบไว้ ฟิล์มฉนวนนี้ช่วยลดการรวมตัวของอิเล็กตรอนและโฮและเพิ่มแรงดันไฟฟ้าวงจรเปิด ขั้วไฟฟ้าด้านบนสัมผัสทั้งฟิล์มฉนวนและชั้นเอ็น แผ่นฐานใช้ผลึก FZ-Si (Floating zone Si) ที่มีสภาพต้านทานไฟฟ้าต่ำ (0.2 Ω .cm) ผลการวัดภายใต้แสง AM 1.5 (100 mW/cm^2) ได้ประสิทธิภาพ 19.8 %



รูปที่ 2.1 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิด PESC (Green, 1984)

Blakers and Green (1986) โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดไมโครกรูฟ แสดงดังรูปที่ 2.2 มีโครงสร้างพื้นฐานคล้ายกับโครงสร้าง PESC โดยที่ผิวด้านรับแสงนั้นผลิตให้มีลักษณะเป็นร่องซึ่งเรียกว่า “ไมโครกรูฟ” มีลักษณะคล้ายหลังคาบ้าน ความลึกของไมโครกรูฟ ประมาณ 5 μm ระยะพิตช์ (pitch) ประมาณ 10 μm สร้างด้วยวิธีโฟโตลีโทกราฟี และกัดด้วยสารละลายของโซเดียมไฮดรอกไซด์ (NaOH) ลักษณะเด่นของโครงสร้างนี้คือ

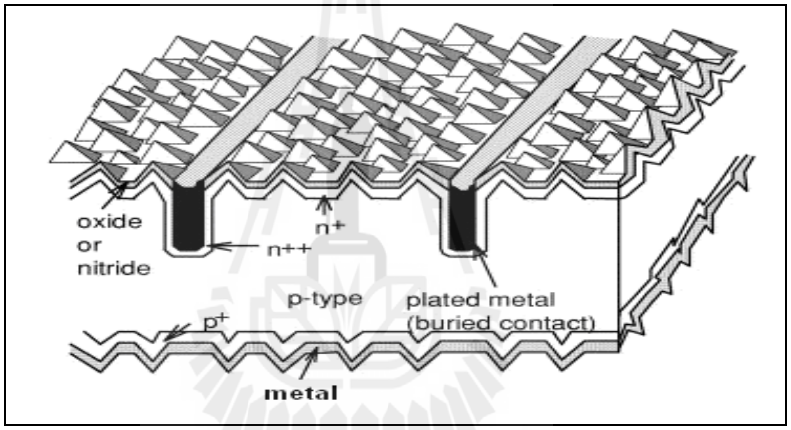
- ผิวไมโครกรูฟช่วยให้สัมประสิทธิ์ของการสะท้อนแสงลดลงจาก 3-4 % เป็นน้อยกว่า 1%
- แสงจะตกกระทบผิวในลักษณะมุมเฉียง ซึ่งจะสะท้อนจากผิวไมโครกรูฟหนึ่งไปยังผิวไมโคร กรูฟข้างเคียงและเดินทางเข้าสู่เนื้อผลึกได้ดีขึ้น ทำให้มีการดูดกลืนแสงเพิ่มขึ้น
- เนื่องจากผิวไมโครกรูฟเรียงตัวกันอย่างเป็นระเบียบ ทำให้สามารถสร้างขั้วไฟฟ้าด้านบนได้อย่างเป็นระเบียบ เป็นผลให้ลดความต้านทานอนุกรมได้
- สามารถผลิตให้เหมือนเดิมได้ง่าย (Reproducibility)



รูปที่ 2.2 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดไมโครกรูฟ (Green, 1985; Blakers, 1986)

ตัวอย่างผลการผลิตและวัดภายใต้แสง AM 1.5 (100mW/cm^2) ได้ลักษณะสมบัติเอาต์พุตดังนี้ ความหนาแน่นกระแสลัดวงจร (Current density : J_{SC}) เท่ากับ 38.3 mA/cm^2 แรงดันเปิดวงจร (Open circuit voltage : V_{OC}) เท่ากับ 662 mV ฟิลแฟกเตอร์เท่ากับ (Fill factor : FF) เท่ากับ 0.824 และประสิทธิภาพ (Efficiency : η) เท่ากับ 20.9%

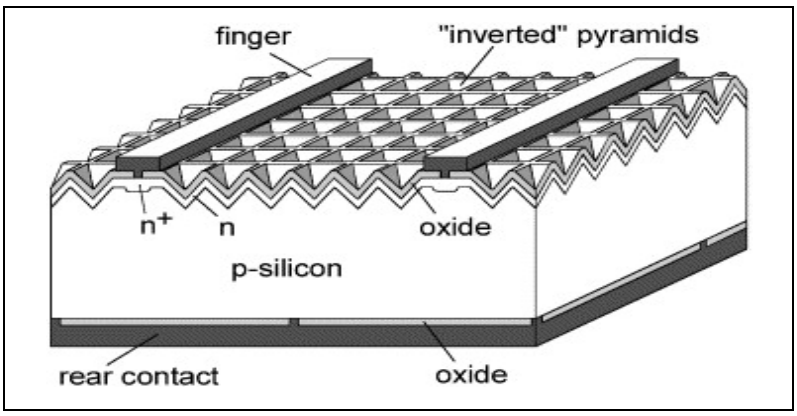
Chong et al. (1988) โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดฝังขั้วไฟฟ้า แสดงดังรูป 2.3 ถือเป็นโครงสร้างใหม่ที่เหมาะสมต่อการผลิตเป็นจำนวนมาก ๆ เพราะมีกระบวนการผลิตที่ไม่ยุ่งยาก โดยผิวด้านรับแสงมีลักษณะขรุขระแบบเทกซ์เจอร์ และมีการใช้แสงเลเซอร์เจาะผิวด้านบนให้เป็นร่องที่ลึกประมาณ 40 μm และกว้างประมาณ 20 μm ต่อจากนั้นจึงแพร่ซึมสารเจือปนชนิด n เข้าสู่ภายในร่องนี้



รูปที่ 2.3 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดฝังขั้วไฟฟ้า (Chong, 1988)

ตัวอย่างผลการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์พื้นที่ 4 cm^2 และวัดภายใต้แสง AM1.5 ได้ลักษณะสมบัติเอาต์พุตดังนี้ J_{SC} = 38.0 mA/cm^2, V_{OC} = 609 mV, FF = 0.802 และ ประสิทธิภาพ η = 18.6 %

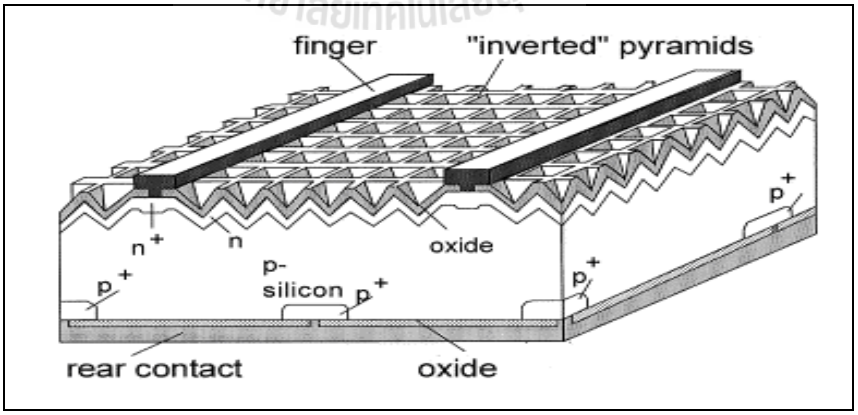
Blakers et al. (1989) เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีโครงสร้าง PERC แสดงดังรูปที่ 2.4 ชั้นพาสซิเวชันถูกสร้างขึ้นโดยที่ด้านหลังมีการเคลือบวัสดุฉนวนซิลิคอนไดออกไซด์ (Silicon dioxide : SiO_2) บาง ๆ และเปิดชั้นฉนวนออก 2 mm เรียกว่า “Local rear contact” จากนั้นเคลือบขั้วไฟฟ้าด้วยอลูมิเนียม (Aluminum : Al) ให้เต็มพื้นที่ด้านหลังและอบที่อุณหภูมิ 400 °C เป็นเวลา 15 นาที การออกแบบด้านหลังเช่นนี้ช่วยให้แรงดันไฟฟ้าวงจรเปิดดีขึ้นและลดการรวมตัวของพาหะที่ด้านหลัง และลดกระแสไฟฟ้าย้อนอิ่มตัว ที่ด้านหน้าออกแบบให้ผิวรับแสงมีลักษณะขรุขระแบบ “พีระมิดคว่ำ” (Inverted pyramid) ซึ่งเป็นการช่วยทำให้สัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ผิวมีค่าน้อยที่สุด แผ่นฐานชนิด p มีสภาพต้านทานไฟฟ้า 0.2 Ω.cm



รูปที่ 2.4 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิด PERC (Blakers, 1989)

ตัวอย่างผลการผลิตและวัดภายใต้แสง AM 1.5 ได้ลักษณะสมบัติเอาต์พุตดังนี้ J_{SC} = 40.3 mA/cm^2, V_{OC} = 696 mV, FF = 0.814 และประสิทธิภาพ η = 22.8%

Wang, Zhao and Green (1990) โครงสร้าง PERC แสดงดังรูปที่ 2.4 ที่กล่าวมาแล้วข้างต้น ช่วยทำให้ความเร็วในการรวมตัวของพาหะที่ผิวด้านหน้าด้านหลังและภายในผลึกลดลง เป็นผลทำให้ V_{OC} และ J_{SC} เพิ่มขึ้น เซลล์แสงอาทิตย์ที่มีโครงสร้าง PERL แสดงในรูปที่ 2.5 ที่ชั้นพาสซิเวชันด้านหลังมีการแพร่ซึมสารเจือปนชนิดโบรอนบริเวณที่อยู่ใกล้รอยเปิดของชั้นฉนวนให้มากเป็นพิเศษโดยการใช้ BBr3 และแพร่ซึมที่อุณหภูมิ 900 °C เป็นเวลา 15 นาที และอบที่อุณหภูมิ 1070 °C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง



รูปที่ 2.5 โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิด PERL (Wang, 1990)

ตัวอย่างผลการทดลองวัดภายใต้แสง AM 1.5 ได้ J_{SC} = 42.9 mA/cm2, V_{OC} = 696 mV, FF = 0.81 และ ประสิทธิภาพ η = 24.2 % นับเป็นประสิทธิภาพระดับสูงที่สุดของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกเดี่ยวซิลิคอน ที่มีการรายงานในปัจจุบัน

2.3 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง และหลักการทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์

ปรากฏการณ์โฟโตอิเล็กตริกคือ คุณสมบัติพิเศษอย่างหนึ่งของวัสดุสารกึ่งตัวนำ ซึ่งสามารถแปลงพลังงานแสงที่ตกกระทบตัววัสดุ เป็นพลังงานไฟฟ้าได้โดยตรง จากคุณสมบัติดังกล่าวนี้สามารถนำมาใช้ประโยชน์ในการทำสิ่งประดิษฐ์ทางอิเล็กทรอนิกส์ที่เรียกว่า “เซลล์แสงอาทิตย์” ซึ่งจัดเป็นสิ่งประดิษฐ์อิเล็กทรอนิกส์ในกลุ่มของไดโอดมีโครงสร้างเป็นแบบรอยต่อชนิดพี และ เอ็น โดยมีพาหะอิเล็กตรอน และโฮลในสารกึ่งตัวนำทั้งสองชนิด แต่โฮลเป็นพาหะข้างมากในสารกึ่งตัวนำชนิดพี และในทางตรงกันข้ามอิเล็กตรอนก็เป็นพาหะข้างมากในสารกึ่งตัวนำชนิดเอ็น ในหัวข้อนี้ได้อธิบายถึงพฤติกรรม และหลักการทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดรอยต่อพีเอ็นภายใต้อิทธิพลของแสงที่ตกกระทบลงบนผิว และข้อจำกัดของประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน

2.3.1 โครงสร้าง และกลไกการทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์

เซลล์แสงอาทิตย์มีโครงสร้างพื้นฐานของรอยต่อพีเอ็น ดังนั้นกลไกการทำงานสามารถอธิบายด้วยทฤษฎีรอยต่อพีเอ็น (Green, 1982)

1) สภาวะมืด (Dark characteristic) เมื่อไม่มีพลังงานแสง หรือพลังงานโฟตอน (Photon) ที่ถูกดูดกลืนเข้ามา กระตุ้นให้อิเลคตรอน (Electron) ไปอยู่ในชั้นพลังงานที่สูงกว่า ก็จะไม่เกิดการผลิตคู่พาหะ อิเลคตรอน-โฮล (Electron-hole pair) ขึ้น และไม่มีการไบอัสจากแรงดันไฟฟ้า จึงทำให้ที่รอยต่อพีเอ็นอยู่ในสภาวะสมดุล (Equilibrium) ซึ่งสามารถอธิบายได้ดังนี้

ก) การแพร่ของอิเล็กตรอนจากด้านเอ็นไปพี และการพัดพาเนื่องจากสนามไฟฟ้าภายในของอิเล็กตรอนจากพีไปเอ็นมีค่าเท่ากัน แต่ทิศทางตรงกันข้าม เป็นผลทำให้ กระแสลัพธ์ของอิเล็กตรอนมีค่าเป็นศูนย์

$$J_{n_{Diff}} = J_{n_{Drift}} = 0 \tag{2.1}$$

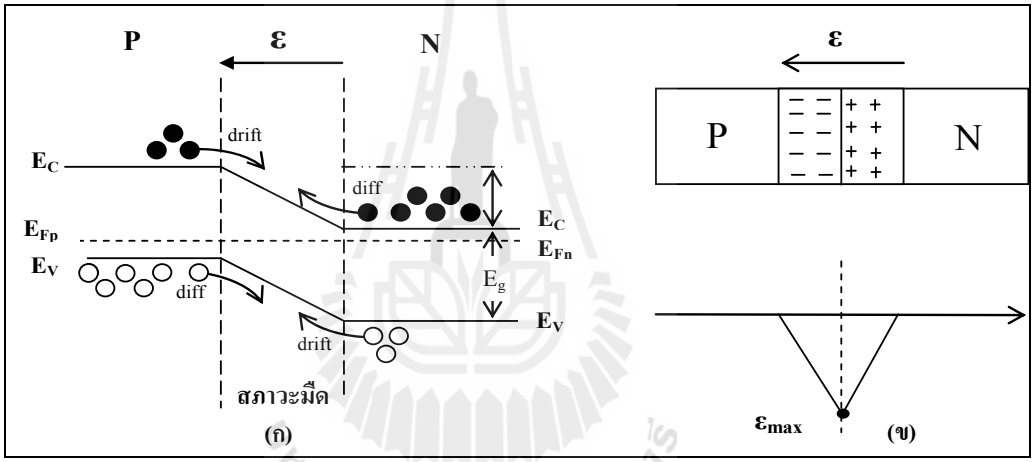
ข) การแพร่ของโฮลจากด้านพีไปเอ็น และการพัดพาเนื่องจากสนามไฟฟ้าภายในของโฮลจากเอ็นไปพีจะมีค่าเท่ากัน กระแสลัพธ์ซึ่งเกิดจากโฮลจะมีค่าเป็นศูนย์

$$J_{h_{Diff}} = J_{h_{Drift}} = 0 \tag{2.2}$$

ดังนั้น กระแสลัพธ์ของพาหะทั้งหมดที่ข้ามรอยต่อจึงมีค่าเป็นศูนย์ทำให้ไม่มีกระแสไฟฟ้าผลิตจากเซลล์แสงอาทิตย์เสมือนการเปิดวงจร และมีเพียงแรงดันไฟฟ้าภายในรอยต่อพีเอ็นอยู่ประมาณ 0.6 - 0.7 V เท่านั้น

$$J = J_n + J_h = 0 \tag{2.3}$$

จากกลไกการเกิดสภาวะสมดุล สามารถนำมาแสดงให้อยู่ในรูปของไดอะแกรมแถบพลังงานได้ดังรูปที่ 2.6 (ก) สนามไฟฟ้าที่บริเวณรอยต่อจะมีค่ามากสุดที่ตรงกลางรอยต่อ และมีการกระจายตัวกว้างเพื่อกั้นการเดินทางของพาหะในเนื้อสารของพีและเอ็น แสดงในรูปที่ 2.6 (ข)



รูปที่ 2.6 (ก) รอยต่อพีเอ็นที่อยู่ในสภาวะสมดุล (ข) สนามไฟฟ้าที่บริเวณรอยต่อพีเอ็นของสารกึ่งตัวนำภายใต้สภาวะมืด

ที่เงื่อนไขการไบอัสด้วยแรงดันไฟฟ้าแบบไปหน้า (Forward) ในสภาวะมืด กระแสไฟฟ้าไหลในอุปกรณ์รอยต่อพีเอ็นเนื่องจากการเคลื่อนที่ของพาหะอิเล็กตรอน และโฮลข้ามพลังงานศักย์สัมผัสที่รอยต่อ (Space-charge region) ได้จากอิทธิพลของการแพร่ (Diffusion) เป็นหลัก เมื่อโฮลข้ามไปยังด้านเอ็น หรืออิเล็กตรอนแพร่ข้ามไปยังด้านพี เรียกพาหะทั้งสองในลักษณะนี้ว่า พาหะข้างน้อย (Minority carriers) แสดงสมการการแพร่ได้ดังนี้

ด้านเอ็น (N-type)

$$J_h = -qD_n \frac{dp}{dx} \tag{2.4}$$

และมีสมการต่อเนื่อง (Continuity equation) ดังนี้

$$\frac{1}{q} \cdot \frac{dJ_h}{dx} = -\left(U - G\right) \tag{2.5}$$

อัตราการรวมตัวใหม่ในด้านเอ็นแสดงในรูปแบบดังนี้

$$U = \frac{\Delta p}{\tau_h} \tag{2.6}$$

โดยที่ Δp คือ ความหนาแน่นของพาหะส่วนเกิน (Excess concentration of holes) มีค่าเท่ากับความหนาแน่นพาหะโฮลทั้งหมด (p_n) ลบด้วยความหนาแน่นของพาหะโฮลที่จุดสมดุล (p_{n0})

τ_h คือ ช่วงอายุของพาหะข้างน้อย (Minority carrier lifetime)

เมื่อแทนสมการที่ (2.4) และ (2.6) แทนในสมการที่ (2.5) จะได้ว่า

$$D_h \cdot \frac{d^2 p_n}{dx^2} = \frac{p_n - p_{n0}}{\tau_h} - G \tag{2.7}$$

เมื่อไบอัสในสภาวะมืด จะได้ว่าอัตราการเกิดพาหะที่ถูกกระตุ้นด้วยแสง G = 0 แล้ว $\frac{d^2 p_n}{dx^2} = 0$ ด้วย ทำให้สมการที่ (2.7) ลดรูปลงเป็น

$$\frac{d^2 \Delta p}{dx^2} = \frac{\Delta p}{L_h^2} \tag{2.8}$$

โดยที่ L_h คือระยะทางการแพร่

$$L_h = \sqrt{D_h \tau_h} \tag{2.9}$$

สมการที่ (2.8) เป็นสมการอนุพันธ์ลำดับสอง สามารถแก้สมการได้เป็น

$$\Delta p = Ae^{x/L_h} + Be^{-x/L_h} \tag{2.10}$$

ค่าคงที่ A และ B สามารถหาได้จากการหาเงื่อนไขขอบเขต 2 เงื่อนไขคือ

1. ที่ x = 0 แล้ว $p_{nb} = p_{n0} \cdot e^{qV/kT}$
2. ที่ x---> ∞ แล้ว A =0

ดังนั้นสมการ (2.10) แสดงได้ปีน

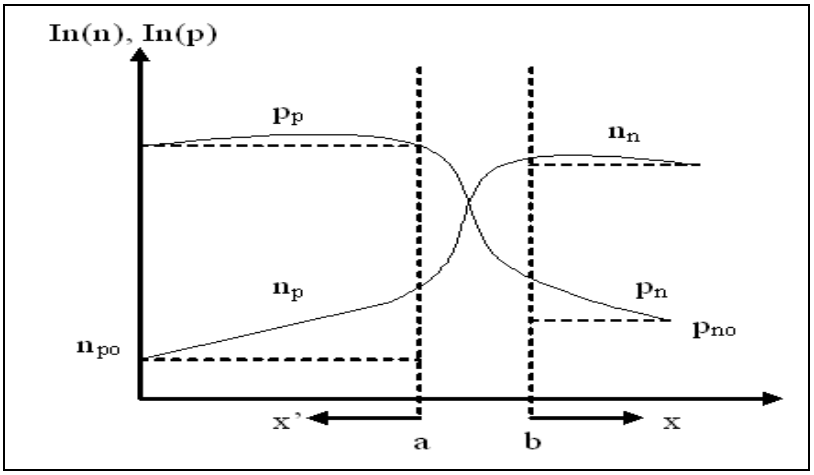
$$\Delta p = \left(p_{nb} - p_{n0} \right) e^{-x/L_h} = p_{n0} \left(e^{qV/kT} - 1 \right) \cdot e^{-x/L_h} \tag{2.11}$$

$$p_n \left(x \right) = p_{n0} + p_{n0} \left[e^{qV/kT} - 1 \right] \cdot e^{-x/L_h} \tag{2.12}$$

ในทำนองเดียวกัน ถ้าพิจารณาพาหะข้างน้อยคือ อิเล็กตรอนที่อยู่ด้านพีจะได้ว่า

$$n_p \left(x' \right) = n_{p0} + n_{p0} \left[e^{qV/kT} - 1 \right] \cdot e^{-x'/L_e} \tag{2.13}$$

ความหนาแน่นของพาหะข้างน้อยแต่ล่ะด้านที่เคลื่อนที่ผ่านอุปกรณ์รอยต่อพีเอ็นที่มีการไบอัสด้วยแรงดันไฟฟ้าแบบไปหน้า แสดงดังรูปที่ 2.7



รูปที่ 2.7 กราฟเซมิล็อกของการกระจายตัวของปริมาณพาหะ ในสภาวะมืด

ความสัมพันธ์ของกระแสไฟฟ้าของอุปกรณ์รอยต่อพีเอ็นสามารถพิจารณาได้จากสมการกระแสของด้านเอ็นดังสมการที่ (2.4) แทนสมการที่ (2.11) เป็นสมการของพาหะข้างน้อยในด้านเอ็นลงในสมการกระแสข้างบนนี้ ดังนั้น เราจะได้ว่า

$$J_h(x) = \frac{qD_n p_{n0}}{L_h}\left(e^{qV/kT} - 1\right)\cdot e^{-x/L_h} \tag{2.14}$$

ในทำนองเดียวกัน จะได้สมการกระแสต่อเนื่องจากพาหะข้างน้อยทางด้านพีเป็น

$$J_e(x') = \frac{qD_n n_{p0}}{L_e}\left(e^{qV/kT} - 1\right)\cdot e^{-x'/L_e} \tag{2.15}$$

ดังนั้นจะได้ผลรวมของกระแสไฟฟ้าได้ดังนี้

$$J_{total} = J_e\big|_{x'=0} + J_h\big|_{x=0} = \left(\frac{qD_e n_{p0}}{L_e} + \frac{qD_h p_{n0}}{L_h}\right)\left(e^{qV/kT} - 1\right) \tag{2.16}$$

จากสมการที่ (2.16) สามารถแสดงความสัมพันธ์ระหว่างกระแสที่ไหล (I) และแรงดันไฟฟ้าที่ป้อน (V) ได้ดังสมการที่ (2.17)

$$I = I_0\left(e^{qV/nkT} - 1\right) \tag{2.17}$$

โดยที่ I_0 คือ ค่ากระแสไฟฟ้าอิ่มตัวย้อนกลับ ซึ่งจะมีค่าสูงขึ้นเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น

K คือ ค่าคงที่ของ Boltzmann มีค่าเท่ากับ 1.380×10^{-23} J/K

Q คือ ค่าคงที่ประจุไฟฟ้า (Electronic charge) มีค่าเท่ากับ 1.602×10^{-19} คูลอมบ์

T คือ ค่าอุณหภูมิหน่วย เคลวิน

N คือ ค่าแฟคเตอร์อุดมคติ (Ideality factor)

เมื่อพิจารณาสมการที่ (2.16) และ (2.17) พบว่ากระแสไฟฟ้าอิ่มตัวย้อนกลับ (I_0) มีความสัมพันธ์ต่อกลไกการเดินทางของพาหะอิเล็กตรอน-โฮลในอุปกรณ์รอยต่อพีเอ็น แสดงได้ดังสมการที่ (2.18)

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

$$L_e = \sqrt{D_e \tau_e} \qquad L_h = \sqrt{D_h \tau_h} \tag{2.19}$$

สมการที่ (2.18) แสดงในเทอมของอายุพาหะได้เป็น

$$I_0 = A\left(\frac{qn_i^2}{N_A}\sqrt{\frac{D_e}{\tau_e}} + \frac{qD_h n_i^2}{L_h N_D}\sqrt{\frac{D_h}{\tau_h}}\right) \tag{2.20}$$

โดยที่ L_e และ L_h คือ ระยะทางการแพร่ (Diffusion length) ของอิเลคตรอน และโฮล ตามลำดับ

n_i คือ ความหนาแน่นของพาหะชนิดบริสุทธิ์ (Intrinsic concentration)

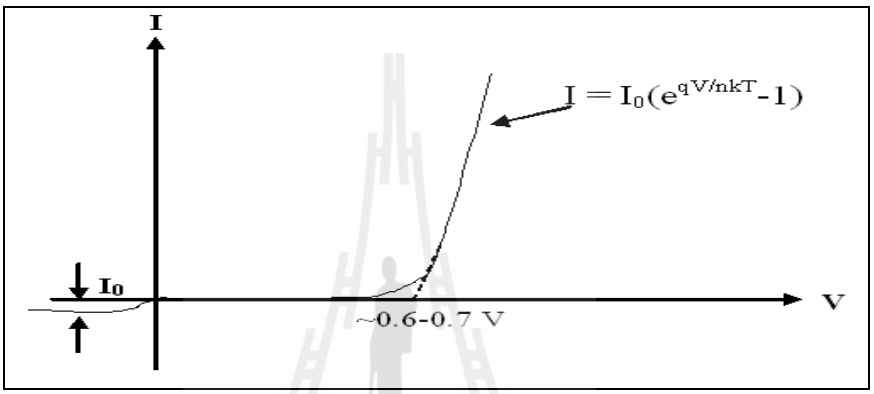
A คือ พื้นที่หน้าตัดของไดโอด

τ_e และ τ_h คือ อายุของพาหะ (Lifetime) ของอิเล็กตรอน และโฮล

D_e และ D_h คือค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ (Diffusion coefficient) ของอิเล็กตรอน และโฮล

N_A และ N_D คือความเข้มข้นของอะตอมสารเจือผู้ให้ และผู้รับ

จากสมการที่ (2.17) สามารถแสดงกราฟคุณลักษณะของกระแสกับแรงดัน ภายใต้สภาวะมืดซึ่งมีพฤติกรรมเช่นเดียวกับอุปกรณ์ไดโอดรอยต่อพีเอ็นชนิดซิลิคอนที่มีศักย์ไฟฟ้าตกคร่อมภายในประมาณ 0.6 – 0.7 V ดังรูปที่ 2.8



รูปที่ 2.8 ความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้า และแรงดันไบอัสของเซลล์แสงอาทิตย์ในสภาวะมืด

2) สภาวะสว่าง (Illuminated characteristics) เมื่อมีพลังงานแสง หรือพลังงานโฟตอนอย่างน้อยเท่ากับแถบพลังงานช่องว่าง (Energy band gap : E_g) ของสารกึ่งตัวนำแต่ละชนิดที่ถูกดูดกลืนเข้ามา กระตุ้นให้อิเลคตรอนขึ้นไปอยู่ในชั้นพลังงานที่สูงกว่า ก็จะเกิดการสร้าง (Generate : G) คู่พาหะ อิเลคตรอน-โฮล ขึ้น ทำให้ที่รอยต่อพีเอ็นอยู่ในสภาวะไม่สมดุล (Non-equilibrium) และเป็นผลทำให้อิเล็กตรอนและโฮลที่เกิดขึ้นใหม่นี้จะเคลื่อนที่แบบดริฟท์ในสนามไฟฟ้า (อิเลคตรอนเคลื่อนที่จากชั้นพีไปชั้นเอ็น และโฮลเคลื่อนที่จากชั้น เอ็นไปชั้นพี) ทำให้กระแสดริฟท์มีค่าเพิ่มขึ้นจากค่ากระแสดริฟท์เดิมในกรณีที่ไม่ถูกแสง (สภาวะมืด) ดังนั้นกระแสที่เกิดจากการแพร่ก็จะต้องเพิ่มขึ้นตามด้วย (เพื่อหักล้างกับกระแสดริฟท์ที่เพิ่มขึ้น และทำให้ที่บริเวณรอยต่อเข้าสู่ภาวะสมดุล) และการแพร่จะเพิ่มขึ้นได้ก็ต่อเมื่อพลังงานกำแพงศักย์ (energy barrier) มีค่าลดลง ดังนั้นจะทำให้เกิดการปรับระดับพลังงานใหม่ เพื่อทำให้กระแสดริฟท์เท่ากับกระแสแพร่ ดังนั้นศักดาสัมผัส (ψ_0) ที่ลดลง (สมนัยกับพลังงานกำแพงศักย์ที่ลดลง เพื่อเพิ่มการแพร่) จะเท่ากับแรงดันเปิดวงจรของเซลล์แสงอาทิตย์นั่นเอง และระดับพลังงานเฟอร์มิ ของทั้งสองด้านจะต่างกัน

เท่ากับ qV_{OC} และระดับขอบจะต่างกันเท่ากับ $q(\psi_0 - V_{OC})$ ซึ่งแสดงในไดอะแกรมแถบพลังงาน ดังรูปที่ 2.9

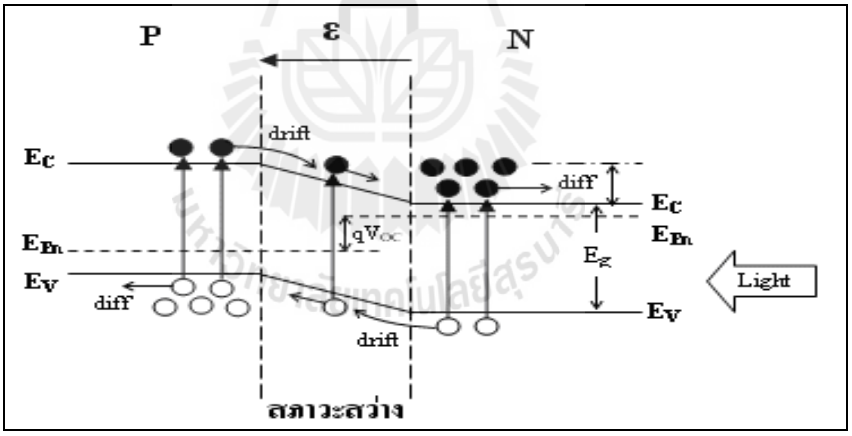
ในเชิงอุดมคติ อัตราการเกิดคู่พาหะอิเล็คตรอน-โฮลจากพลังงานของแสงนั้น (G) มีความสม่ำเสมอหรือคงที่ตลอดทั่วอุปกรณ์นั้น เมื่อพิจารณาทฤษฎีของสมการต่อเนื่อง (Continuity equations) จะได้ว่า

ด้านเอ็น (N-type)

$$\frac{d^2\Delta p}{dx^2} = \frac{\Delta p}{L_h^2} - \frac{G}{D_h} \tag{2.21}$$

โดยที่ Δp คือ ความหนาแน่นของพาหะส่วนเกินในที่นี้คือพาหะโฮล

$\frac{G}{D_h}$ คือ ค่าคงที่ค่าหนึ่ง ภายใต้ภาวะส่องสว่าง



รูปที่ 2.9 ภาพไดอะแกรมแถบพลังงานของรอยต่อพีเอ็นในสภาวะสว่าง

ค่า Δp ในกรณีที่มีผลของอัตราการเกิดคู่พาหะ (G) จะมีสมการเชิงอนุพันธ์อันดับ 2 แตกต่างจากสมการ (2.10) คือ

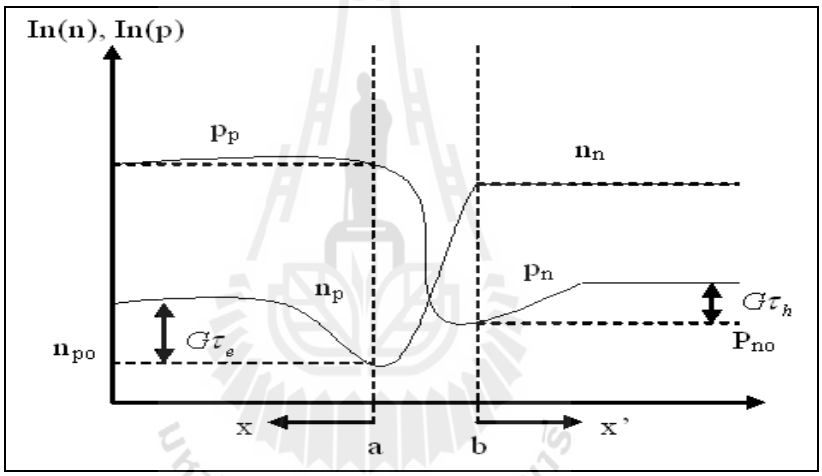
$$\Delta p = G\tau_h + Ce^{x/L_h} + De^{-x/L_h} \tag{2.22}$$

จากสมการเงื่อนไขขอบเขตจะได้

$$\Delta p = G\tau_h + \left[p_{n0}\left(e^{qV/kT} - 1\right) - G\tau_h \right] \bullet e^{-x/L_h} \tag{2.23}$$

$$p_n\left(x\right) = p_{n0} + G\tau_h + \left[p_{n0}\left(e^{qV/kT} - 1\right) - G\tau_h \right] \bullet e^{-x/L_h} \tag{2.24}$$

ในทำนองเดียวกันพาหะข้างน้อยอิเล็กตรอนทางด้านพี ค่า $n_p\left(x'\right)$ แสดงการหาสมการในลักษณะเดียวกันกับข้างต้นและความสัมพันธ์นี้แสดงด้วยกราฟเซมิล็อกดังรูปที่ 2.10



รูปที่ 2.10 กราฟเซมิล็อกของการกระจายตัวของปริมาณพาหะในสภาวะสว่าง

จากสมการความสัมพันธ์ข้างต้น และสมการกระแสไฟฟ้า (2.4) ค่าความหนาแน่นของกระแสไฟฟ้าเนื่องจากพาหะโฮลแสดงดังสมการได้ดังนี้

$$J_h\left(x\right) = \frac{qD_n p_{n0}}{L_h}\left(e^{qV/kT} - 1\right) \bullet e^{-x/L_h} - qG\tau_h e^{-x/L_h} \tag{2.25}$$

ในทำนองเดียวกัน กระแสเนื่องจากพาหะอิเล็กตรอน $J_e\left(x'\right)$ แสดงการหาสมการในลักษณะเดียวกัน

เมื่อการรวมตัวใหม่ของพาหะในบริเวณ space charge ที่รอยต่อกว้าง W นั้นไม่ถูกนำมาพิจารณาแล้ว ผลของกระแสไฟฟ้าที่เปลี่ยนแปลงเนื่องจากผลของ G แสดงได้ดังสมการ

$$\left|\delta J_e\right| = \left|\delta J_h\right| = qGW \tag{2.26}$$

ดังนั้นจากการะบวนการข้างต้น สามารถแสดงลักษณะของกระแสไฟฟ้า และแรงดันตกคร่อมเซลล์แสงอาทิตย์ (I-V characteristic) ได้ในสมการที่ (2.27) และแสดงความสัมพันธ์ระหว่างกระแสกับแรงดันในควอแดนซ์ที่ 4 ของรูปที่ 2.11 (ก)

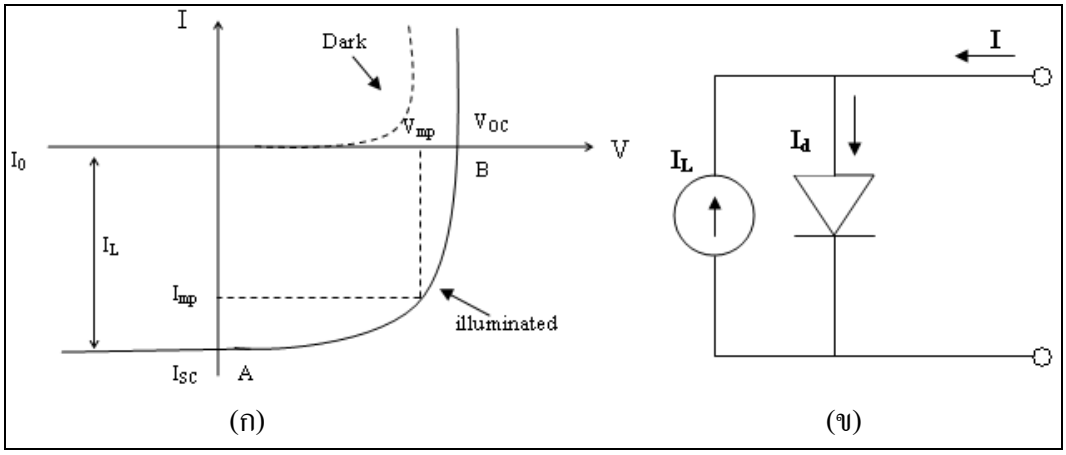
$$I = I_0\left(e^{-qV/kT} - 1\right) - I_L \tag{2.27}$$

โดยที่ I_0 คือกระแสอิ่มตัวมีค่าเท่ากับสมการที่ (2.18) และค่าของ I_L แสดงได้ดังสมการ

$$I_L = qAG\left(L_e + W + L_h\right) \tag{2.28}$$

จากผลของพฤติกรรมทางไฟฟ้าของเซลล์แสงอาทิตย์ในรูปกราฟกระแสกับแรงดันจึงแสดงในรูปของวงจรสมมูลทางไฟฟ้าอุดมคติได้ดังรูปที่ 2.11 (ข)

กระแสไฟฟ้าที่ผลิตได้เนื่องจากพลังงานแสง (I_L) มีค่าขึ้นอยู่กับ 2 ส่วนหลักคือ ปริมาณพาหะที่เกิดขึ้นจากการกระตุ้นด้วยแสงที่บริเวณรอยต่อ และขึ้นอยู่กับค่าระยะการแพร่ของพาหะข้างน้อยที่เดินทางในแต่ล่ะด้าน โดยทั้งสองปัจจัยนี้ถือได้ว่าเป็นการรวบรวมอย่างแอกทีฟ (Active collection region) ของเซลล์แสงอาทิตย์รอยต่อพีเอ็น



รูปที่ 2.11 (ก) กราฟคุณลักษณะกระแสกับแรงดันของไดโอดรอยต่อพีเอ็นภายใต้สภาวะมืดและสภาวะสว่าง (ข) วงจรสมมูลทางไฟฟ้าอุดมคติ

2.3.2 พารามิเตอร์เอาท์พุทที่สำคัญของเซลล์แสงอาทิตย์

ข้อจำกัดของค่าเอาท์พุทของเซลล์แสงอาทิตย์ขึ้นอยู่กับ 2 พารามิเตอร์ที่สำคัญดังนี้

1) กระแสลัดวงจร (Short circuit current : I_{SC}) เป็นค่ากระแสไฟฟ้าสูงสุดที่แรงดันไฟฟ้าเป็นศูนย์ ในทางอุดมคติเมื่อ V=0 แล้ว $I_{SC}=I_L$ ดังนั้น I_{SC} จึงมีความสัมพันธ์โดยตรงกับแสงที่เซลล์นำไปใช้ประโยชน์ได้

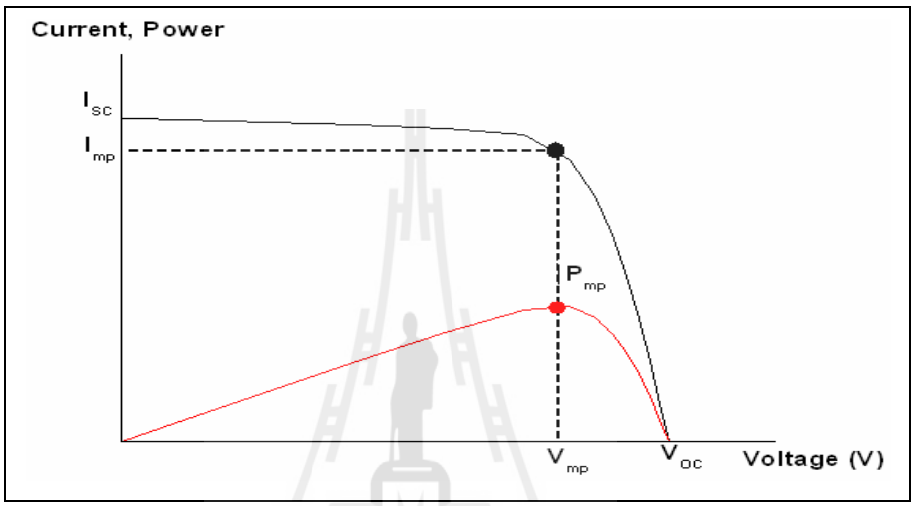
2) แรงดันไฟฟ้าเปิดวงจร (Open circuit voltage : V_{OC}) เป็นค่าแรงดันไฟฟ้าสูงสุดที่กระแสเป็นศูนย์ ค่า V_{OC} มีค่าสูงขึ้นแบบลอกาลิทึมกับการเพิ่มขึ้นของแสงสว่าง คุณลักษณะนี้จึงทำให้เซลล์แสงอาทิตย์เหมาะสมต่อการชาร์จประจุแบตเตอรี่

ที่ I=0

$$V_{OC} = \frac{nkT}{q} \ln\left(\frac{I_L}{I_0} + 1\right) \tag{2.29}$$

จากความสัมพันธ์ของแรงดันเปิดวงจรเราพบว่าผลของการปรับเปลี่ยนค่ากระแสอิ่มตัวที่เพิ่มขึ้นเล็กน้อยทำให้ค่าแรงดันเปิดวงจรลดลงมาก สาเหตุที่สำคัญอย่างหนึ่งที่สัมพันธ์กับกระแสลัดวงจรคือความเร็วในการรวมตัวใหม่ที่ผิว ถ้าความเร็วในการรวมตัวใหม่ที่ผิวมีค่าต่ำจะส่งผลให้กระแสลัดวงจรมีค่าต่ำด้วย และแรงดันเปิดวงจรก็จะมีค่าสูงขึ้นในที่สุด

ในแต่ละจุดบนเส้นกราฟกระแสกับแรงดัน นั้นเมื่อนำค่ากระแสคูณกับแรงดันไฟฟ้าจะได้กำลังไฟฟ้าเอาท์พุทที่จุดการทำงานนั้น ดังนั้นเซลล์แสงอาทิตย์จึงสามารถแสดงค่าในเทอมของค่าจุดกำลังไฟฟ้าสูงสุด ซึ่งเท่ากับกระแสลัดวงจรสูงสุดคูณกับแรงดันเปิดวงจรสูงสุด จุดที่ให้กำลังไฟฟ้าเอาท์พุทสูงสุดจากเซลล์นั้นจะให้รูปสี่เหลี่ยมในเส้นกราฟที่มีพื้นที่มากที่สุด และรูปกราฟที่ ที่ทำการกลับด้านมาอยู่ในควอแดนซ์ที่ 1



รูปที่ 2.12 กราฟกระแสกับแรงดัน ทั่วไปในควอแดนซ์ที่ 1 แสดงจุดกระแสลัดวงจร (I_{SC}) และ แรงดันเปิดวงจร (V_{OC}) รวมถึงส้นกราฟของกำลังไฟฟ้าเอาท์พุท และจุดกำลังไฟฟ้าสูงสุด (P_{mp})

ฟิลแฟคเตอร์ (Fill factor : FF) เป็นการวัดอย่างหนึ่งเพื่อหาคุณภาพของรอยต่อพี-เอ็น และหาค่าต้านทานไฟฟ้าอนุกรมแฝงในเซลล์ ซึ่งสามารถแสดงความสัมพันธ์ได้ในสมการที่ 2.30 โดยที่ค่าฟิลแฟคเตอร์เสมือนการบอกถึงความเป็นเส้นกราฟสี่เหลี่ยมของกราฟกระแสกับแรงดันถ้าเส้นกราฟกระแสกับแรงดันเป็นรูปสี่เหลี่ยมมากขึ้นแสดงว่าค่าฟิลแฟคเตอร์มีค่าเข้าใกล้หนึ่งและจะให้กำลังงานไฟฟ้าเอาท์พุทสูงขึ้นด้วย

$$FF = \frac{V_{mp} I_{mp}}{V_{oc} I_{sc}} \tag{2.30}$$

$$P_{mp} = V_{oc} I_{sc} FF \tag{2.31}$$

ประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน (Energy-conversion efficiency : η) คือ ผลของอัตราส่วนระหว่างค่ากำลังไฟฟ้าอินพุทกับกำลังไฟฟ้าเอาท์พุท ดังนั้นเราจะได้สมการเป็น

$$\eta = \frac{V_{mp} I_{mp}}{P_{in}} = \frac{V_{oc} I_{sc} FF}{P_{in}} \tag{2.32}$$

โดยที่กำลังไฟฟ้าอินพุท คือกำลังไฟฟ้าทั้งหมดของแสงที่ตกกระทบลงบนเซลล์ ในอุตสาหกรรมทั่วไปเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนมีประสิทธิภาพการแปลงพลังงานอยู่ในช่วง 14-16%

2.4 สรุป

ในบทที่ 2 นี้ได้นำเสนอวรรณกรรม และการวิจัยในรูปแบบต่าง ๆ รวมถึงทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัยที่จะดำเนินการ โดยค้นคว้าจากฐานข้อมูลของ Science direct, Journal of applied physics (AIP) และอื่น ๆ ทำให้ทราบถึงผลงานดำเนินงานวิจัย จุดประสงค์ และแนวทางการวิจัยของผู้วิจัยอื่น ๆ ซึ่งจะถูกใช้เป็นข้อมูลอ้างอิง และเป็นแนวทางสำหรับการดำเนินงานวิจัยต่อไป จากการสืบค้นปริทัศน์และวรรณกรรมเห็นได้ชัดว่า โครงสร้างของชั้นพาสซิเวชันแบบ PERL กำลังเป็นที่สนใจในงานวิจัย เนื่องจากเป็นโครงสร้างที่ให้ประสิทธิภาพสูงถึงระดับ 24% ดังนั้นงานวิจัยฉบับนี้จึงได้เริ่มทำการวิจัยขึ้นเพื่อศึกษาคุณสมบัติต่าง ๆ เช่นคุณสมบัติทางโครงสร้าง และคุณสมบัติทางไฟฟ้าของชั้นพาสซิเวชันแบบ PERL เพื่อนำข้อมูลมาทำการสร้างชั้นพาสซิเวชั้นที่ผิวด้านหลังโดยใช้เทคนิคที่มีต้นทุนต่ำซึ่งรายละเอียดจะกล่าว และอธิบายในบทที่ 4 และ 5 ต่อไป

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

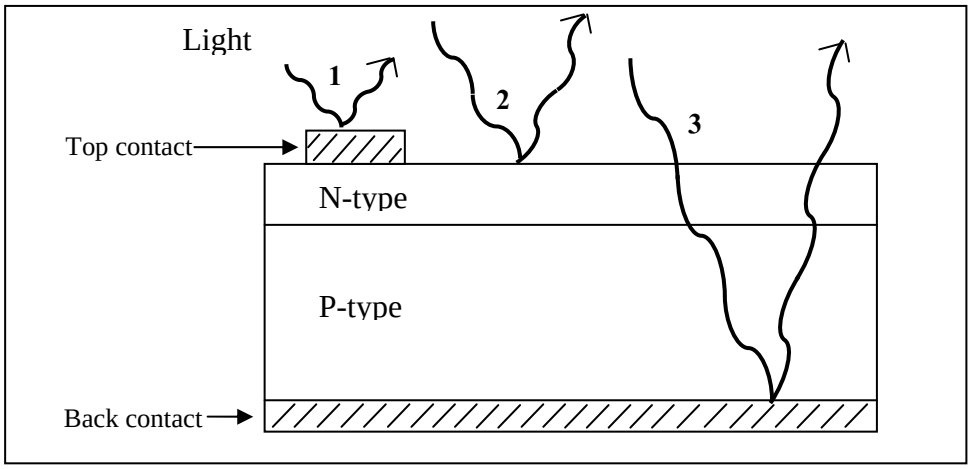
บทที่ 3
การศึกษาคุณสมบัติทางแสง และการสร้างกับดักแสงบนเซลล์แสงอาทิตย์

3.1 บทนำ

ในการศึกษางานวิจัย และการพัฒนาเซลล์แสงอาทิตย์ในปัจจุบันโดยส่วนใหญ่นั้นจะมุ่งเน้นและให้ความสำคัญเกี่ยวกับการศึกษาถึงปัญหาข้อจำกัดของเซลล์ รวมถึงการคิดค้นเทคนิคใหม่ ๆ ที่จะช่วยลดต้นทุนการผลิตในอุตสาหกรรม และเพิ่มประสิทธิภาพให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ สำหรับงานวิจัยในบทนี้ได้เน้นถึงการศึกษาเทคนิคการสร้างกับดักแสง เพื่อลดการสูญเสียเนื่องจากการสะท้อนกลับของแสง และเพิ่มโอกาสการเกิดลำแสงตกกระทบบนผิวเซลล์มากขึ้น หรืออาจเรียกว่าการเพิ่มขึ้นของทางเดินแสง (Path length enhancement) ทำให้เซลล์แสงอาทิตย์สามารถดูดกลืนแสงได้มากขึ้น และส่งผลทำให้เซลล์แสงอาทิตย์มีประสิทธิภาพการแปลงพลังงานมากขึ้น การสร้างผิวขรุขระ หรือผิวไม่เรียบด้วยโครงสร้างพีระมิดแบบสุ่มขนาดเล็ก ๆ ที่ไม่เท่ากันบนผิวของผลึกซิลิคอนระนาบ (100) โดยการใช้สารละลายเคมีซึ่งเป็นหนึ่งในขั้นตอนที่สำคัญสำหรับการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ให้ได้ประสิทธิภาพสูง ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงได้ทำการศึกษาหาเงื่อนไข และความสัมพันธ์ของตัวแปรต่าง ๆ ที่มีผลกระทบต่อการเกิดกระบวนการกัดผิวซิลิคอนระนาบ (100) เพื่อนำมาซึ่งเงื่อนไขที่ดีที่สุดที่ทำให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงกลับมีค่าต่ำที่สุด

3.2 ข้อจำกัดของค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานเนื่องจากปัญหาการสูญเสียทางแสงในเซลล์แสงอาทิตย์

การศึกษาปัจจัยต่าง ๆ ที่เป็นข้อจำกัดของประสิทธิภาพการแปลงพลังงานอันเนื่องมาจากการสูญเสียทางแสงในเซลล์แสงอาทิตย์ ซึ่งจะประกอบไปด้วยการสูญเสียทางแสง (Optical losses) เนื่องจากการสะท้อนกลับของแสงที่ผิวหน้ารับแสงของเซลล์ ซึ่งเซลล์แสงอาทิตย์โดยทั่วไปแล้ว จะไม่สามารถดูดกลืนแสง หรือโฟตอนได้ทั้งหมดนั่นคือแสงไม่สามารถหักเหเข้าสู่เนื้อสารกึ่งตัวนำได้ทั้งหมด โดยจะมีแสง หรือโฟตอนบางส่วน (ส่วนมาก) ที่สะท้อนออกจากผิวหน้ารับแสง แสดงดังรูปที่ 3.1 ซึ่งทำให้ไม่สามารถนำแสง หรือโฟตอนไปใช้ได้อย่างเต็มประสิทธิภาพ (Wenham, 2007)



รูปที่ 3.1 การสูญเสียทางแสงเนื่องจากการสะท้อนกลับของแสงในเซลล์แสงอาทิตย์ที่บริเวณ (1) ลายโลหะ (2) ผิวหน้าด้านบนของเซลล์ (3) ผิวโลหะด้านหลังเซลล์

ดังนั้นในปัจจุบันจึงมีแนวทางที่จะลดปัญหาการสูญเสียทางแสง หลัก ๆ ดังนี้

1) การสร้างหน้าสัมผัสโลหะของผิวหน้าเซลล์ให้มีขนาดเล็กลง (แม้ว่าจะเป็นผลทำให้ความต้านทานอนุกรมแฝง มีค่าเพิ่มขึ้นก็ตาม)

2) การสร้างชั้น หรือเคลือบชั้นป้องกันการสะท้อน (Antireflection coating : ARC) เช่น ชั้นออกไซด์ หรือชั้นฟิล์มบางไดอิเล็กทริกที่มีความหนาที่เหมาะสมและสอดคล้องกับความยาวคลื่นหารสี่ ที่เรียกว่า A quarter wavelength ARC ซึ่งมีค่าดังสมการที่ (3.1) ลงบนผิวหน้าของเซลล์เพื่อช่วยลดการสูญเสียทางแสงที่เกิดจากการสะท้อนกลับของแสง

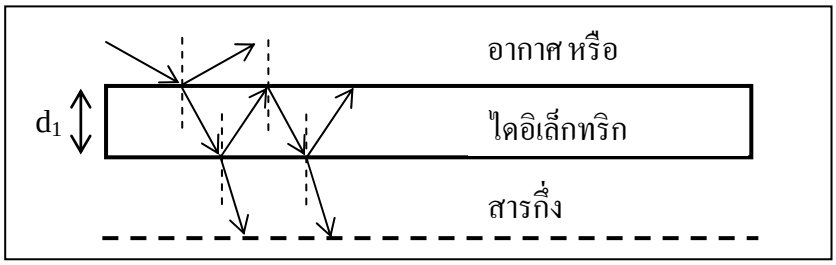
$$d_1 = \frac{\lambda_0}{4n_1} \tag{3.1}$$

โดยที่ d_1 คือ ความหนาที่เหมาะสมของ ARC

λ_0 คือ ความยาวคลื่นที่ทำให้การสะท้อนแสงที่ผิวมีค่าลดลงเป็นศูนย์ (=0.6um)

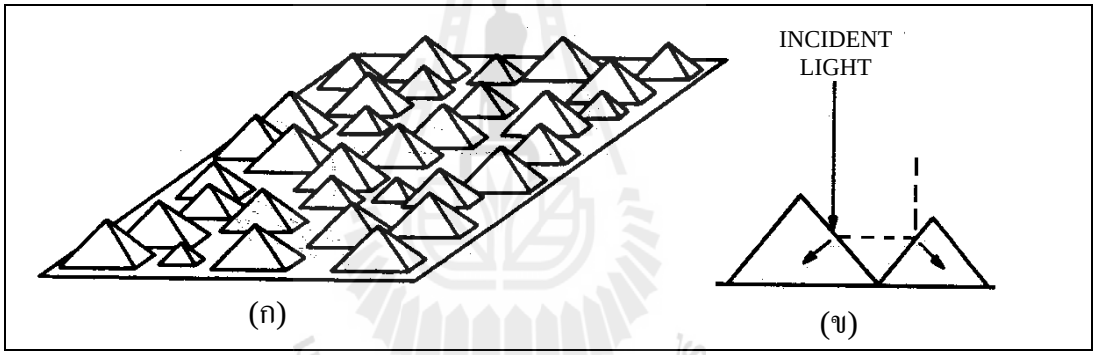
n_1 คือ ค่าสัมประสิทธิ์การหักเหของแสงของ ARC

ถ้าไม่พิจารณาผลของการสะท้อนเนื่องจากผลของการแทรกสอดของแสงที่ผิวสัมผัสของฟิล์มสารกึ่งตัวนำ ARC ที่เกิดเฟสตรงข้ามกัน 180°C แล้ว เราสามารถสร้างไดอะแกรมของการใช้ A quarter wavelength ARC ลดการสะท้อนแสงที่ผิวได้ดังรูปที่ 3.2



รูปที่ 3.2 การใช้หลักการ A quarter wavelength ARC เพื่อลดการสะท้อนกลับของแสงที่ผิว

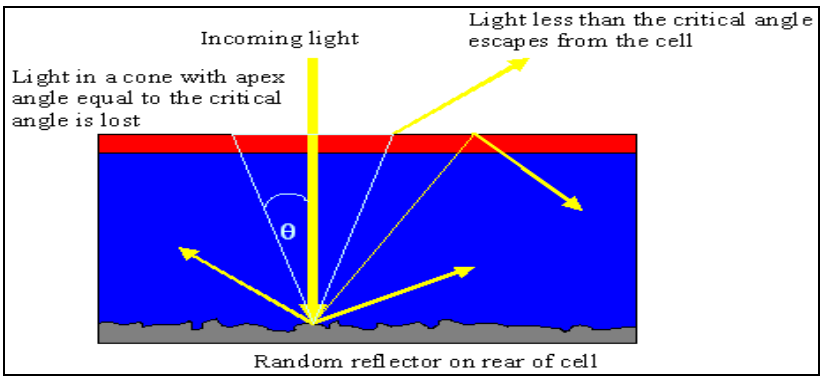
3) สร้างผิวหน้าเซลล์ในแบบไม่เรียบ หรือขรุขระ (Texture surface) เพื่อช่วยดักแสงโดยการเพิ่มโอกาสให้แสงถูกสะท้อนกลับลงบนผิวหน้าเซลล์มากขึ้น ทำให้เซลล์สามารถดูดกลืน (absorption) แสงได้มากขึ้นด้วย (Sze, 1981; Campbell, 1987) ซึ่งแสดงดังรูปที่ 3.3



รูปที่ 3.3 (ก) เซลล์ที่มีลวดลายพีระมิด (ข) การดูดกลืนแสง และการสะท้อนแสง (Sze, 1981)

3.3 คุณสมบัติของกับดักแสงของเซลล์แสงอาทิตย์ที่พื้นผิวไม่เรียบในแบบต่าง ๆ

การทำให้เซลล์แสงอาทิตย์มีประสิทธิภาพการแปลงพลังงานจากพลังงานแสง เป็นพลังงานไฟฟ้าได้สูงขึ้น เซลล์ก็จำเป็นที่จะต้องทำการสร้างแผ่นฐานที่มีผิวหน้าขรุขระ (หรือไม่เรียบ) ซึ่งมีผลต่อคุณสมบัติการสะท้อนแสง โดยทำให้การสะท้อนแสงไม่เป็นระเบียบ เรียกว่า “ตัวสะท้อนแสงแบบแลมเบอร์เทียน (Lambertian reflectors)” แสดงดังรูปที่ 3.4



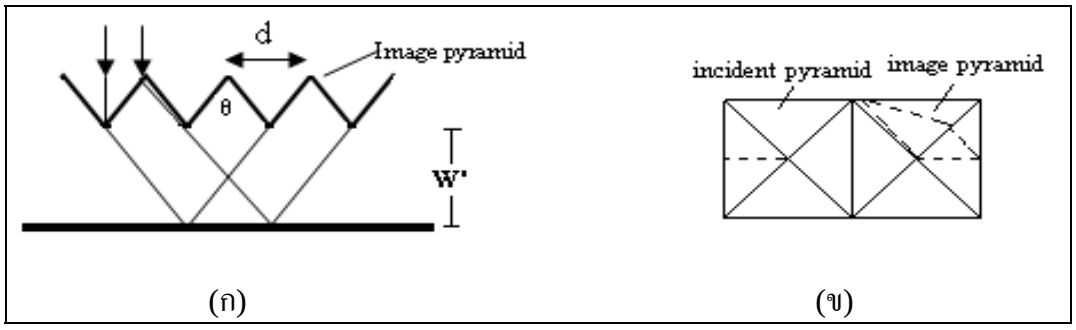
รูปที่ 3.4 โครงสร้างแผ่นฐานที่มีลักษณะพื้นผิวขรุขระเป็นแบบแลมเบอร์เทียน

การทำพื้นผิวเซลล์ไม่เรียบ คือการทำกับดักแสงให้กับเซลล์แสงอาทิตย์ โดยมีจุดประสงค์เพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดการรั่วไหลของแสง และการสะท้อนกลับของแสง ทำให้ได้จำนวนการผ่านของแสงภายในเซลล์มากที่สุด (Campbell, 1987) ดังนั้นจึงทำให้เซลล์สามารถดูดกลืนแสง หรือพลังงานโฟตอนมาใช้ประโยชน์ได้มากยิ่งขึ้น โดยโครงสร้างของกับดักแสงที่ถูกรวบรวมจากงานวิจัยที่ผ่านมาจะมีลักษณะโครงสร้างของลวดลายที่นิยมในปัจจุบัน หลัก ๆ ดังต่อไปนี้

3.3.1 โครงสร้างลวดลายแบบพีระมิด (Pyramid layout)

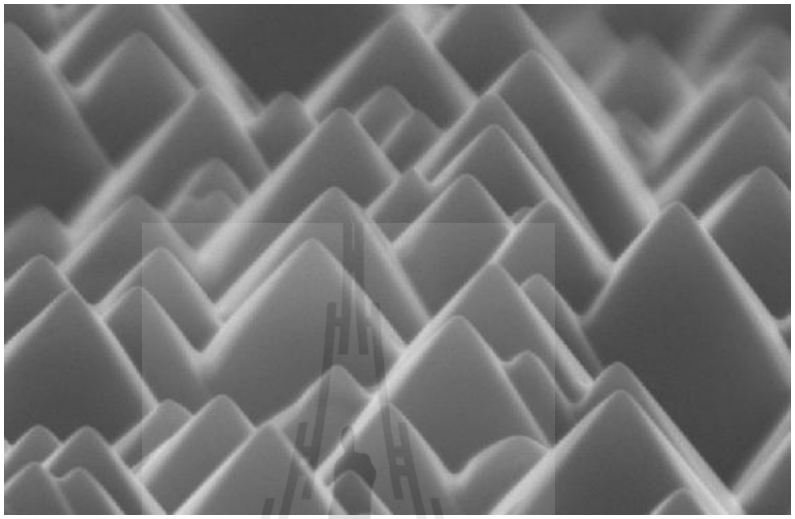
แบ่งออกเป็น 2 ลักษณะคือ

1) ลวดลายพีระมิดแบบสม่ำเสมอ (Regular pyramid layout) คือ โครงสร้างอย่างง่ายในปัจจุบันที่มีลวดลายเป็นแบบพีระมิดขนาดเท่ากัน และมีการจัดเรียงตัวกันอย่างสม่ำเสมอ แสดงดังรูปที่ 3.5 ซึ่งสามารถสร้างขึ้นโดยการใช้เทคนิคการสร้างลวดลายด้วยแสง (Photolithography) หรือการใช้เลเซอร์ (laser) สร้างลวดลายเปิดช่อง



รูปที่ 3.5 ลวดลายพีระมิดที่มีการจัดเรียงตัวแบบสม่ำเสมอ (ก) ภาพตัดขวางของโครงสร้างลวดลายพีระมิด (ข) ภาพถ่ายด้านบน (Campbell, 1987)

2) ลวดลายพีระมิดแบบสุ่ม (Random pyramid layout) คือ โครงสร้างที่มีลวดลายเป็นแบบพีระมิดขนาดไม่เท่ากัน และมีการจัดเรียงตัวแบบสุ่ม (ไม่สม่ำเสมอ) ซึ่งสามารถสร้างขึ้นโดยการใช้เทคนิคการกัด (Etching) ด้วยกระบวนการทางเคมี แสดงดังรูปที่ 3.6



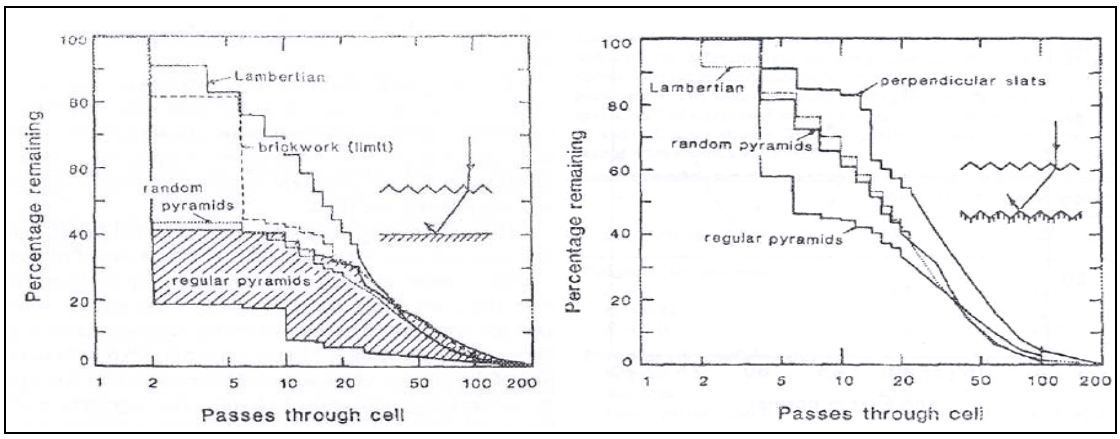
รูปที่ 3.6 ลวดลายพีระมิดที่มีการจัดเรียงตัวแบบสุ่ม (Green, 1982)

3.3.2 โครงสร้างลวดลายแบบเรขาคณิต (Geometrically layout)

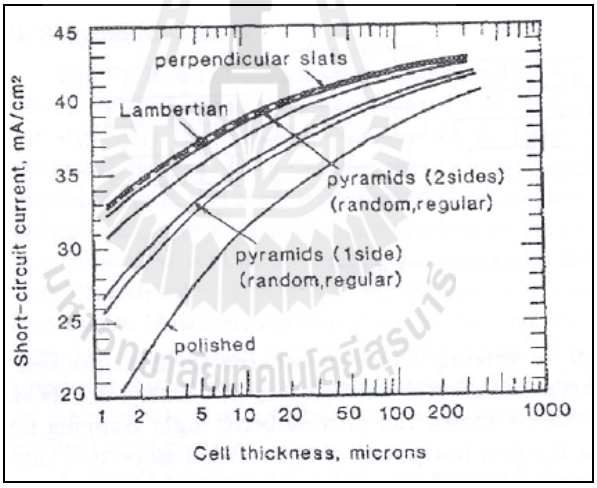
โครงสร้างที่มีลวดลายเป็นแบบรูปทรงเรขาคณิตในลักษณะต่าง ๆ เช่น รูปทรงตัววี (V-Groove) รูปทรงปริซึม, รูปทรงกรวย เป็นต้น และมีการจัดเรียงตัวแบบสม่ำเสมอ ซึ่งสามารถสร้างขึ้นโดยการใช้เทคนิคการสร้างลวดลายด้วยแสง หรือการใช้เลเซอร์

3.3.3 โครงสร้างลวดลายบนผิวทั้งสองด้าน

โครงสร้างที่มีลวดลายเป็นแบบข้อ (1) และ (2) บนผิวเซลล์ทั้งสองด้าน ซึ่งมีลักษณะพิเศษช่วยในการป้องกัน และลดอัตราการรั่วไหล และการสะท้อนของแสงออกสู่ภายนอกเซลล์ จะเห็นว่าโครงสร้างที่มีลวดลายบนผิวทั้งสองด้านทั้งหมด จะช่วยลดอัตราการรั่วไหลของแสงออกสู่ภายนอกเซลล์ได้ดีกว่าโครงสร้างที่มีลวดลายบนผิวด้านเดียว ซึ่งสามารถเปรียบเทียบได้ดังกราฟฮิสโตรแกรมแสดงเปอร์เซ็นต์การเหลืออยู่ของแสง กับจำนวนครั้งของการเคลื่อนที่ผ่านในเนื้อเซลล์ แสดงดังรูปที่ 3.7



รูปที่ 3.7 กราฟฮิสโตรแกรมแสดงเปอร์เซ็นต์การเหลืออยู่ของแสง กับจำนวนครั้งของการเคลื่อนที่ผ่านในเนื้อเซลล์ (ก) โครงสร้างที่มีลวดลายบนผิวด้านเดียว (ข) โครงสร้างที่มีลวดลายบนผิวทั้งสองด้าน (Campbell, 1987)



รูปที่ 3.8 กราฟแสดงค่ากระแสลัดวงจรที่ความหนาเซลล์ค่าต่าง ๆ (Campbell, 1987)

เมื่อนำโครงสร้างทั้งหมดไปทดสอบคุณสมบัติทางไฟฟ้าจะพบว่าคุณสมบัติของการหักแสงเข้าสู่เซลล์ที่ดีย่อมนำไปสู่ผลของการกระแสลักดวงจรที่สูงขึ้น รูปที่ 3.8 แสดงความสัมพันธ์การคำนวณค่ากระแสลัดวงจร และความหนาของเซลล์ โดยกราฟแสดงให้เห็นว่าเซลล์ที่มีโครงสร้างผิวต่าง ๆ กัน ต่างก็ให้ค่ากระแสลัดวงจรที่สูงขึ้นเมื่อเซลล์มีความหนามากขึ้น แต่หลังจากที่ค่าความหนา 200 -300 μm ค่ากระแสลัดวงจรจะเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อย ดังนั้นความหนาของแผ่นเซลล์จึงเป็นตัวแปรที่สำคัญต่อค่า I_{SC} เป็นอย่างมาก จากกราฟเราจะเห็นว่าผิวของแผ่นเซลล์ที่มีลักษณะขรุขระใน

รูปแบบต่าง ๆ กันนั้นให้ค่า I_{SC} สูงขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับแผ่นเซลล์ที่มีผิวเรียบ เมื่อพิจารณาผิวขรุขระของแผ่นเซลล์ที่มีโครงสร้างแบบตัววีมุมตั้งฉาก (Perpendicular slats) เราพบว่าเซลล์ที่ให้ค่า I_{SC} ที่สูงใกล้เคียงกันแบบ Lambertian และรูปทรงพีระมิด 2 ด้าน (ด้านหน้า และด้านหลัง) แบบสุ่ม ส่วนรูปทรงพีระมิด 2 ด้านแบบ regular ให้ค่า I_{SC} น้อยกว่าเช่นเดียวกันกับรูปทรงพีระมิดด้านเดียว

3.4 ประสิทธิภาพชิงควอนตัมภายใน

จากหัวข้อที่กล่าวมานั้นการกักแสงในเซลล์ด้วยโครงสร้างผิวขรุขระเกิดขึ้นเพื่อนำไปสู่การให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ผิวมีค่าต่ำที่สุดทำให้ได้ค่าสัมประสิทธิภาพเชิงควอนตัน (Quantum Efficiency) ของเซลล์มีค่าสูง

ค่าสัมประสิทธิภาพเชิงควอนตันคือจำนวนของคู่อิเล็กตรอน–โฮลที่เกิดขึ้นมาเมื่อมาแสงโฟตอนตกกระทบผิวเซลล์และเราสามารถพิจารณาได้เป็น 2 ประเภท คือ 1. ประสิทธิภาพเชิงควอนตัมภายนอก (External quantum efficiency, EQE) 2. ประสิทธิภาพเชิงควอนตัมภายใน (Internal quantum efficiency, IQE) ประสิทธิภาพเชิงควอนตัมภายนอก คือประสิทธิภาพของการเกิดคู้อิเล็กตรอน – โฮล ที่พิจารณาผลของการสะท้อนแสงที่ผิวด้านบนแสดงดังสมการที่ (3.2)

$$EQE = \frac{hc}{q\lambda} SR \tag{3.2}$$

โดยที่ SR คือ สเปกตรัมการตอบสนอง

hc/q คือ 1.24 เมื่อพิจารณาให้ความยาวคลื่น (λ) ที่มีหน่วย เป็น μm

ประสิทธิภาพเชิงควอนตัมภายใน คือ ประสิทธิภาพการเกิดคู่อิเล็กตรอน – โฮล เมื่อพิจารณาว่าไม่มีการสะท้อนแสงกลับที่ผิวด้านบนซึ่งมีความสัมพันธ์กับ EQE ดังสมการที่ (3.3)

$$IQE = \frac{EQE}{(1-R)} \tag{3.3}$$

โดยที่ R คือสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ผิวของเซลล์แสงอาทิตย์ จากความสัมพันธ์เราพบว่า EQE และ IQE มีความเกี่ยวข้องกับค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง ดังนั้นเมื่อเราสามารถลดผลกระทบของแสงสะท้อนกลับได้ ค่าประสิทธิภาพเชิงควอนตัมจะมีค่าสูง

ในทางปฏิบัติเราสามารถคำนวณหาสัมประสิทธิภาพเชิงควินตัมภายในของเซลล์ได้จากการวัดค่าตอบสนองสเปกตรัมหน่วย A/watt ในแต่ละค่าความยาวคลื่น และค่าการสะท้อนแสงรวมในครึ่งวงกลม (Hemispherical reflectance) ซึ่ง IQE แสดงสมการได้ดังนี้

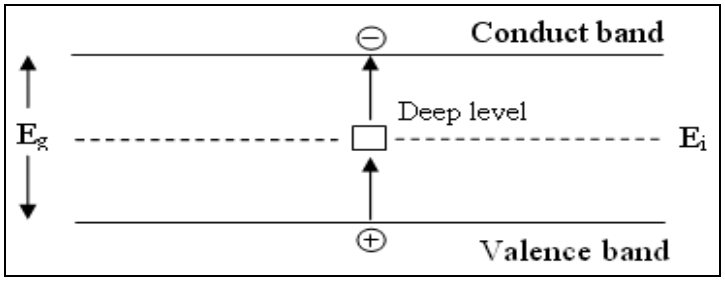
$$IQE = SR \cdot \frac{hc}{q\lambda(1-R)} \tag{3.4}$$

ค่า IQE ยังสามารถไปสู่การหาค่าพารามิเตอร์ต่าง ๆ ที่สำคัญ สำหรับการวิเคราะห์หาประสิทธิภาพของเซลล์แสงอาทิตย์ได้ ประกอบด้วย

1. ที่ช่วงความยาวคลื่นยาว ๆ ค่า IQE สามารถนำไปสู่การหาค่าความเร็วในการรวมตัวที่ผิว
2. คุณสมบัติของการกักแสง
3. ที่บริเวณความยาวคลื่นช่วงอินฟราเรด ค่า IQE สามารถนำไปคำนวณหาค่าความยาวในการแพร่ของพาหนะข้างน้อยได้ (Minority carrier diffusion length)

3.5 กระบวนการและวิธีการผลิตผิวหน้าของแผ่นซิลิคอนแบบแอนนิโซโทรปิคด้วยสารละลายชนิด อัลคาไลน์

การศึกษาส่วนแรกนี้ เราได้เลือกใช้ผลึกเดี่ยวซิลิคอน (Si mono crystalline) มาใช้เป็นแผ่นฐาน เนื่องจาก มีโครงสร้างของผลึกที่สมบูรณ์ที่สุด (ไม่มี Grain boundary) เมื่อเทียบกับผลึกหลายรูป (Multi crystalline) และฟิล์มบางอะมอร์ฟัส (Amorphous silicon, a-Si) ซึ่งถ้าผลึกที่ใช้ทำเซลล์มีโครงสร้างผลึกที่ไม่สมบูรณ์ หรือมีจุดบกพร่อง (Defect) แล้ว จะเป็นผลทำให้เกิดมีระดับพลังงานดักจับ (deep level) เกิดขึ้นในช่องว่างของแถบพลังงาน (สมเกียรติ ศุภเดช, 2536) โดยระดับพลังงานดักจับนี้จะแสดงตัวเป็นขั้นบันไดที่พักสำหรับพาหะ จึงทำให้เกิดการรวมตัวของพาหะได้ ซึ่งแสดงดังรูปที่ 3.9



รูปที่ 3.9 การเกิดของพาหะ และการรวมตัวของพาหะโดยระดับพลังงาน deep level ซึ่งอยู่ที่กึ่งกลางของแถบพลังงานช่องว่าง

ซึ่งเป็นผลทำให้เซลล์แสงอาทิตย์มีประสิทธิภาพต่ำ ด้วยเหตุผลนี้เอง เราจึงเลือกผลึกเดี่ยวซิลิคอนมาทำเป็นเซลล์ตั้งต้น (Substrate) เพื่อใช้ทำลวดลายพีระมิดแบบสุ่มที่ผิวหน้าเซลล์ทั้งสองด้าน ด้วยเหตุผลในเรื่องของคุณสมบัติการดูดกลืนแสง หรือโฟตอนได้สูงที่สุดดังที่ได้กล่าวอ้างมาแล้วในข้างต้น

การทำกับดักแสงด้วยการสร้างลวดลายพีระมิดแบบสุ่มนั้นจะใช้เทคนิคการกัดแบบทุกทิศทาง (Anisotropic etching) ด้วยสารเคมีที่เรียกว่า สารประกอบอัลคาไลน์ (Alkaline solution) ซึ่งเทคนิคนี้มีกระบวนการผลิตที่ง่าย และมีต้นทุนต่ำกว่าเทคนิคการสร้างลวดลายด้วยแสงอีกด้วย โดยสารประกอบอัลคาไลน์นั้นก็มีด้วยกันหลายสูตร (Solution) เช่น สารประกอบเตตระเมทิลไฮดรอกไซด์ (Tetramethyl hydroxide solution, TMAH) (Papet, 2006), สารประกอบโซเดียมคาร์บอเนต (Sodium carbonate solution, Na_2CO_3) (Vallejo, 2007) และสารประกอบโพแทสเซียมไฮดรอกไซด์ (Potassium hydroxide solution, KOH) (Papet, 2006) เป็นต้น ในงานวิจัยนี้เราใช้สารประกอบ KOH ในการสร้างลวดลายพีระมิดแบบสุ่ม เนื่องจากเป็นสูตรการกัด พื้นฐานที่นิยมใช้กันอย่างแพร่หลายในงานวิจัย และในโรงงานอุตสาหกรรม อีกทั้งยังมีต้นทุนต่ำด้วย

ในการกัดแผ่นผลึกเดี่ยวซิลิคอนแบบแอนนิโซโทรปิค ด้วยสารละลาย KOH กับ IPA ซึ่งจะทำการแบ่งขั้นตอนการผลิตออกเป็น 2 ขั้นตอนหลัก ๆ ได้แก่ ขั้นตอนการทำความสะอาดแผ่นซิลิคอน และขั้นตอนการกัดผิวแบบแอนนิโซโทรปิคบนผิวหน้าเซลล์ ดังจะกล่าวต่อไปนี้

3.5.1 ขั้นตอนการทำความสะอาดแผ่นเซลล์ซิลิคอน ด้วยวิธีการ RCA

การทำความสะอาดแผ่นซิลิคอนในการศึกษานี้ได้ใช้หลักการของ RCA (Radio Corporation of America) (Kern, 1978, 1993) ซึ่งแบ่งเป็น 2 ขั้นตอนดังนี้

1) RCA 1 คือ การทำความสะอาดแผ่นซิลิคอนเพื่อกำจัด ออแกนิค (organic) ออกจากแผ่นซิลิคอน โดยมีรายละเอียดของขั้นตอนดังนี้

- เตรียมสาร H_2O_2 (30%) : NH_4 (28-30%) : น้ำ DI ที่อัตราส่วนเท่ากับ 1 : 1 : 5

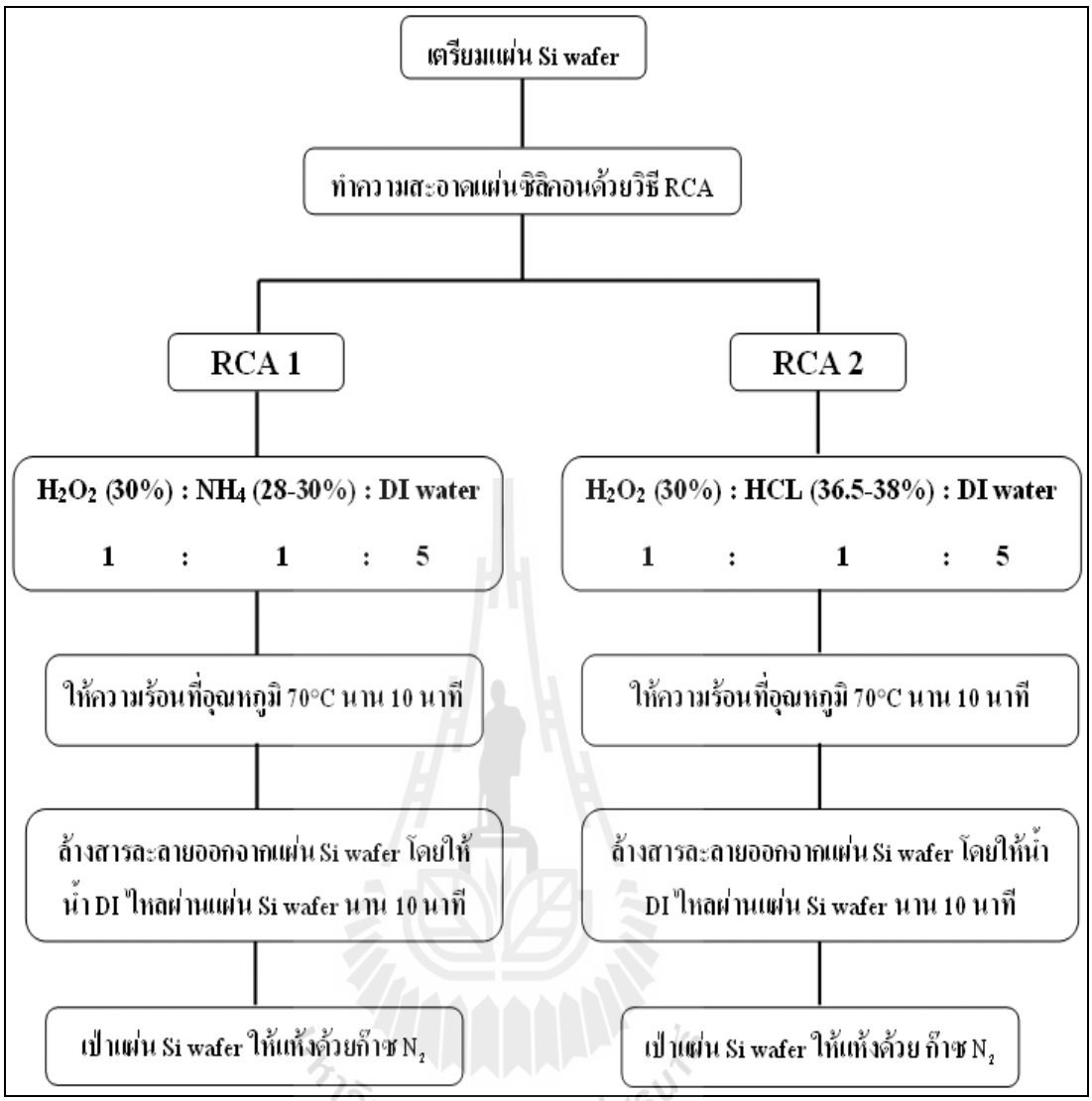
- แช่แผ่นซิลิคอนลงในสารละลาย ที่อุณหภูมิคงที่ ที่ 70°C เป็นเวลา 10 นาที
- ล้างสารละลายออกจากแผ่นซิลิคอนด้วยน้ำ DI โดยให้น้ำ DI ไหลผ่านแผ่นซิลิคอนนาน 10 นาที
- เป่าแผ่น Si ให้แห้งด้วยก๊าซไนโตรเจนบริสุทธิ์ (Pure Nitrogen, N_2)

2) RCA 2 คือ การทำความสะอาดแผ่นซิลิคอน เพื่อกำจัด เมทอล ไอออน (Metal ions) ออกจากแผ่นซิลิคอน โดยมีรายละเอียดของขั้นตอนดังนี้

- เตรียมสาร H_2O_2 (30%) : HCL (36.5-38%) : น้ำ DI ที่อัตราส่วนเท่ากับ 1 : 1 : 5
- แช่แผ่นซิลิคอนลงในสารละลาย ที่อุณหภูมิคงที่ ที่ 70°C เป็นเวลา 10 นาที
- ล้างสารละลายออกจากแผ่นซิลิคอนด้วยน้ำ DI โดยให้น้ำ DI ไหลผ่านแผ่นซิลิคอนนาน 10 นาที
- เป่าแผ่นซิลิคอนให้แห้งด้วยก๊าซไนโตรเจนบริสุทธิ์ (Pure Nitrogen, N_2)

ขั้นตอนของกระบวนการทำความสะอาดแผ่นซิลิคอนนั้น สามารถนำมาเขียนเป็นแผนภาพ ซึ่งแสดงดังรูปที่ 3.10

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี



รูปที่ 3.10 ขั้นตอน และกระบวนการทำความสะอาดแผ่นเซลล์ซิลิคอน

3.5.2 ขั้นตอนการกัดผิวแบบแอนนิโซทรอปิก ด้วยสารประกอบ KOH บนผลึกเดี่ยวซิลิคอน

การกัดแผ่นซิลิคอนแบบแอนนิโซทรอปิก ด้วยสารประกอบโพแทสเซียมไฮดรอกไซด์ และไอโซโพรพิล แอลกอฮอล์ จะมีกลไกการกัด (Etching mechanisms) ซึ่งจะแบ่งตามหน้าที่ของสารประกอบในแต่ละชนิดดังนี้

KOH จะทำหน้าที่ในการกัดแผ่นฐาน (ซิลิคอน) โดยจะทำการกัดแบบแอนนิโซโทรปิค บนระนาบของแผ่นฐานในทุกทิศทาง และทำให้เกิดผิวหน้าขรุขระลวดลายพีระมิดขึ้น

IPA จะทำหน้าที่เป็นหน้ากาก เพื่อยับยั้งการเกิดฟองไฮโดรเจนไม่ให้มีมากเกินไป (โดยที่ฟองไฮโดรเจนจะทำหน้าที่ในการสร้างพีระมิดขึ้นมา) ซึ่งช่วยให้เกิดการกระจายตัวของพีระมิดเป็นแบบสม่ำเสมอ (Uniformity) และขนาดของพีระมิดมีความใกล้เคียงกัน นอกจากนี้ยังช่วยให้พีระมิดมีความแหลมคมมากขึ้นอีกด้วย

อุณหภูมิที่ใช้ในขบวนการกัด จะเป็นตัวกำหนด และควบคุมขนาดของฟองไฮโดรเจน ซึ่งเป็นผลทำให้สามารถกำหนดขนาดของพีระมิดที่เกิดขึ้นได้

การกัดแผ่นซิลิคอนแบบแอนนิโซทรอปิก ด้วยสารประกอบ KOH+IPA โดยจะแบ่งเป็น 2 ขั้นตอนดังนี้

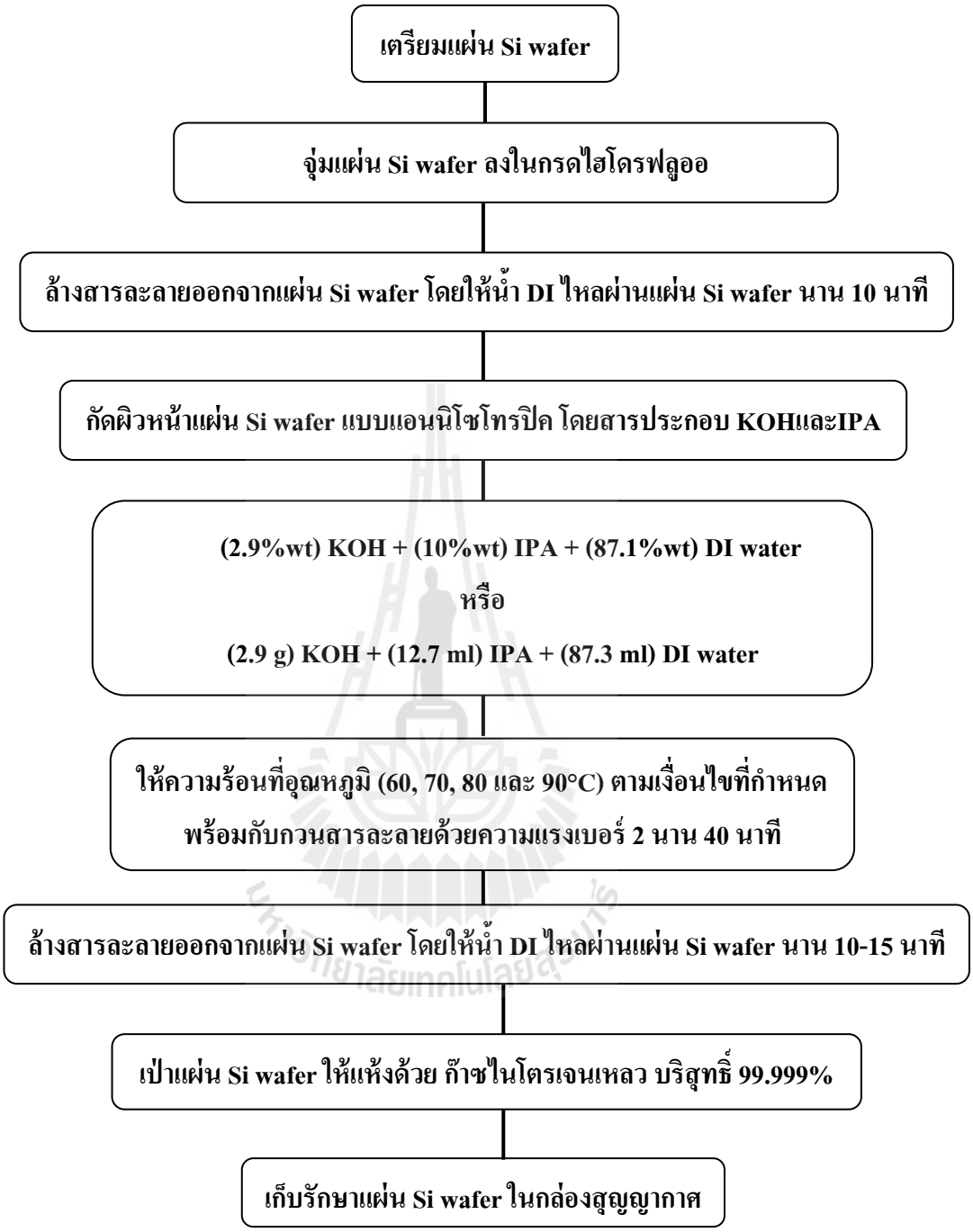
1) การจุ่มด้วยกรดไฮโดรฟลูออริก (Hydrofluoric acid dipped, HF dip) คือ การกำจัดเนทีฟออกไซด์ (Native oxide) ออกจากแผ่นซิลิคอนก่อนที่จะทำการกัดด้วยสารประกอบ KOH และIPA (หลังจากผ่านกระบวนการ RCA clean) (Kern, 1978, 1993)

2) การกัดแผ่นซิลิคอนแบบแอนไอโซทรอปิก ด้วยสารประกอบ KOH

ขั้นตอนของกระบวนการกัดแผ่นซิลิคอนแบบแอนไอโซทรอปิกสามารถนำมาเขียนเป็นแผนภาพ ซึ่งแสดงดังรูปที่ 3.11 โดยมีเงื่อนไขการกัดดังแสดงในตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 เงื่อนไขการกัดแผ่นซิลิคอนด้วย KOH ที่มีการเติม IPA ที่เวลาคงที่ 40 นาที

ชื่อตัวอย่างแผ่นซิลิคอน	อุณหภูมิ (°C)	เวลาในการกัดผิวหน้าแผ่นซิลิคอน	ส่วนประกอบของสารละลาย
K-01	90	40 นาที พร้อมทั้งกวนด้วยแท่งแม่เหล็ก	(2.9%wt) KOH + (10%wt) IPA + (87.1%wt) DI water
K-03	80		
K-04	70		
K-05	60		



รูปที่ 3.11 ขั้นตอนและกระบวนการกัดผิวหน้าซิลิคอนแบบแอนนิโซโทรปิคด้วย KOH

จากผลที่ได้รับหลังทำการกัดผิวหน้าซิลิคอนด้วยสารประกอบ KOH จะพบว่าผิวด้านขัดมันวาวเกิดเป็นผิวด้านทุก ๆตัวอย่างสม่ำเสมอกัน โดยสังเกตได้ด้วยตาเปล่าหลังจากสกัดด้วยสารละลาย KOH กับการผสมของ IPA และน้ำ DI อีกทั้งผิวยังไม่เกิดคราบสีขาว ดังนั้นในขั้นตอนนี้จึงได้ผลข้างต้นเป็นที่น่าพอใจก่อนนำไปศึกษาสมบัติทางโครงสร้างผิวของแผ่นซิลิคอนที่ถูกสกัดด้วยสารละลายดังกล่าว วิธีการส่องกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดด้วยอิเล็กตรอนกำลังไฟฟ้าสูงจะได้กล่าวรายละเอียดในหัวข้อต่อไป

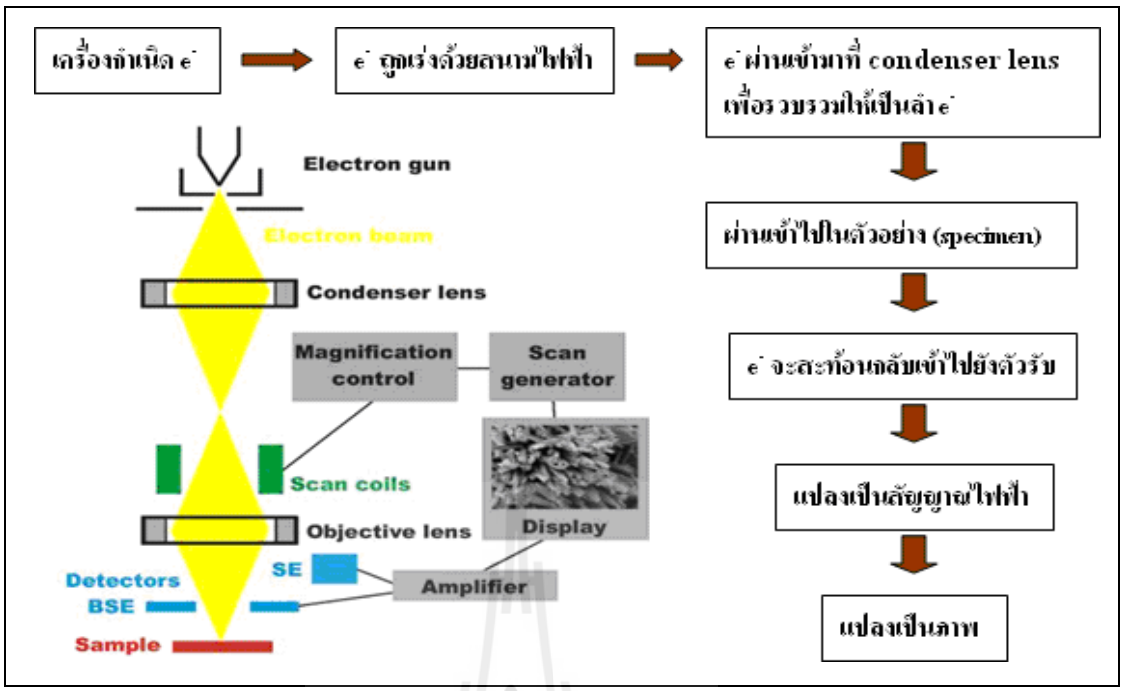
3.6 การวัดคุณสมบัติทางโครงสร้างผิวซิลิคอน

หลังจากทำการกัดผิวหน้าทั้ง 2 ด้านของแผ่นซิลิคอน แล้วก็นำเอาแผ่นซิลิคอนไปตรวจสอบดูถึงลักษณะโครงสร้างพีระมิดที่เกิดขึ้นหลังจากทำการกัดด้วยสารละลาย KOH โดยเครื่องมือที่ใช้ในการส่องดูลักษณะโครงสร้างที่เกิดขึ้นบนผิวของแผ่นซิลิคอน นั้นก็คือ กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SCANNING ELECTRON MICROSCOPE: SEM) รุ่น JSM - 6400 เป็นของบริษัท JEOL

3.6.1 หลักการทำงานของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน (SEM)

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดเป็นเครื่องมือวิทยาศาสตร์ ประเภทกล้องจุลทรรศน์ ที่มีกำลังขยายสูงโดยใช้ลำแสงอิเล็กตรอนฉาย หรือส่องกราดไปบนผิวของตัวอย่างที่ต้องการตรวจสอบให้ได้ข้อมูลของลักษณะพื้นผิวปรากฏเป็นภาพขยายที่มีลักษณะเป็นภาพ 3 มิติ สามารถมองเห็นได้ด้วยตาเปล่า หรืออาจบันทึกภาพที่บนแผ่นฟิล์มได้ ซึ่งมีหลักการทำงานดังรูปที่ 3.12

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

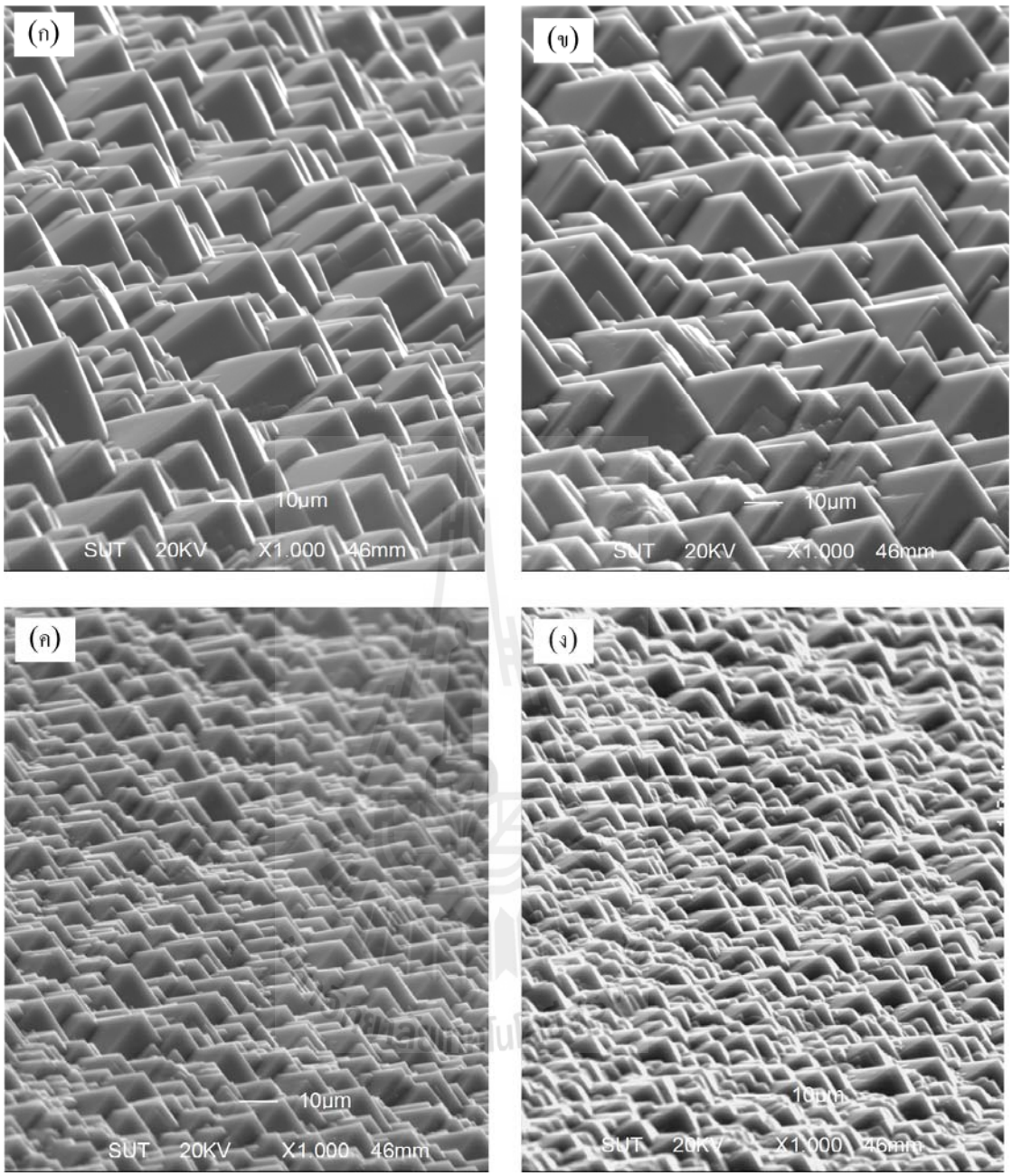


รูปที่ 3.12 หลักการทำงานของกล้อง SCANNING ELECTRON MICROSCOPE (SEM)

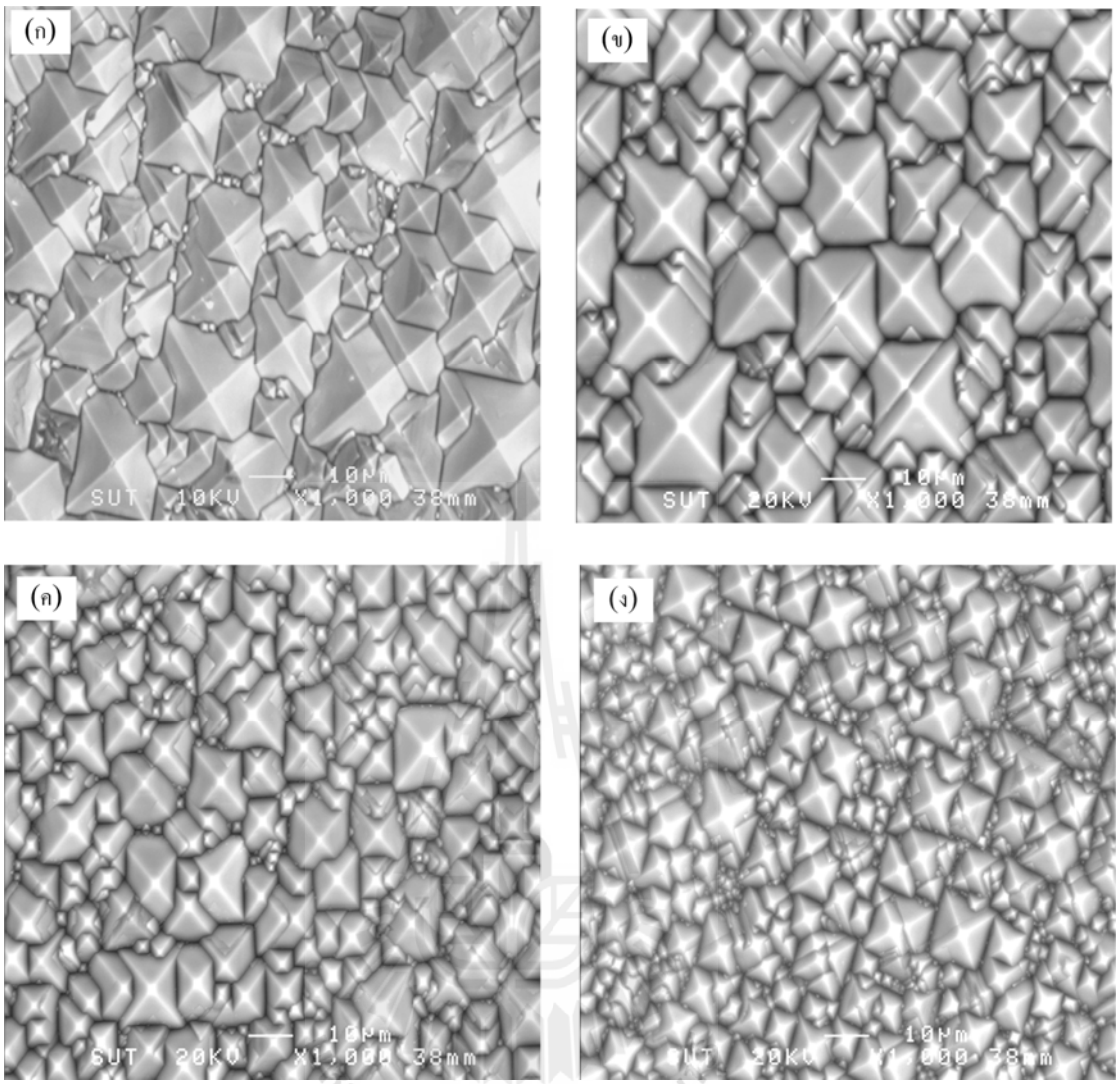
3.6.2 ผลการวัดทางโครงสร้างผิวซิลิคอนด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน

เมื่อนำแผ่นซิลิคอนส่องดูลักษณะ โครงสร้างพีระมิดที่เกิดขึ้น ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน ซึ่งได้ผลการทดสอบแสดงดังรูปที่ 3.13-3.14

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี



รูปที่ 3.13 ลักษณะโครงสร้างพีระมิดแบบสุ่มด้าน side view 70 องศา ที่ทำการกัดด้วย KOH solution (ก) K-01 at 90°C (ข) K-03 at 80°C (ค) K-04 at 70°C (ง) K-05 at 60°C



รูปที่ 3.14 ภาพถ่าย SEM ลักษณะโครงสร้างพีระมิดแบบสุ่มด้าน top view ที่ทำการกัดด้วย KOH solutions (ก) K-01 at 90°C (ข) K-03 at 80°C (ค) K-04 at 70°C (ง) K-05 at 60°C

จากรูปที่ 3.13-3.14 เมื่อนำมาทำการวิเคราะห์หาค่าเฉลี่ยของขนาดพื้นที่ฐานพีระมิดของแต่ละเงื่อนไขและนำมาเปรียบเทียบกัน ทำให้ได้ข้อมูลดังแสดงในตารางที่ 3.2-3.5

ตารางที่ 3.2 แสดงข้อมูลต่าง ๆ ของขนาดพื้นที่ฐานพีระมิด ของ K-01 ที่อุณหภูมิ 90°C

	Width (µm.)	Length (µm.)	Area (μm^2)
Max	20.74	26.67	553.09
Mean	9.62	12.65	146.42
Min	3.70	4.44	16.46
S.D.	4.51	5.83	126.06

ตารางที่ 3.3 แสดงข้อมูลต่าง ๆ ของขนาดพื้นที่ฐานพีระมิด ของ K-03 ที่อุณหภูมิ 80°C

	Width (µm.)	Length (µm.)	Area (μm^2)
Max	19.26	23.70	456.52
Mean	8.53	10.78	111.69
Min	4.44	4.44	19.75
S.D.	3.98	5.20	110.45

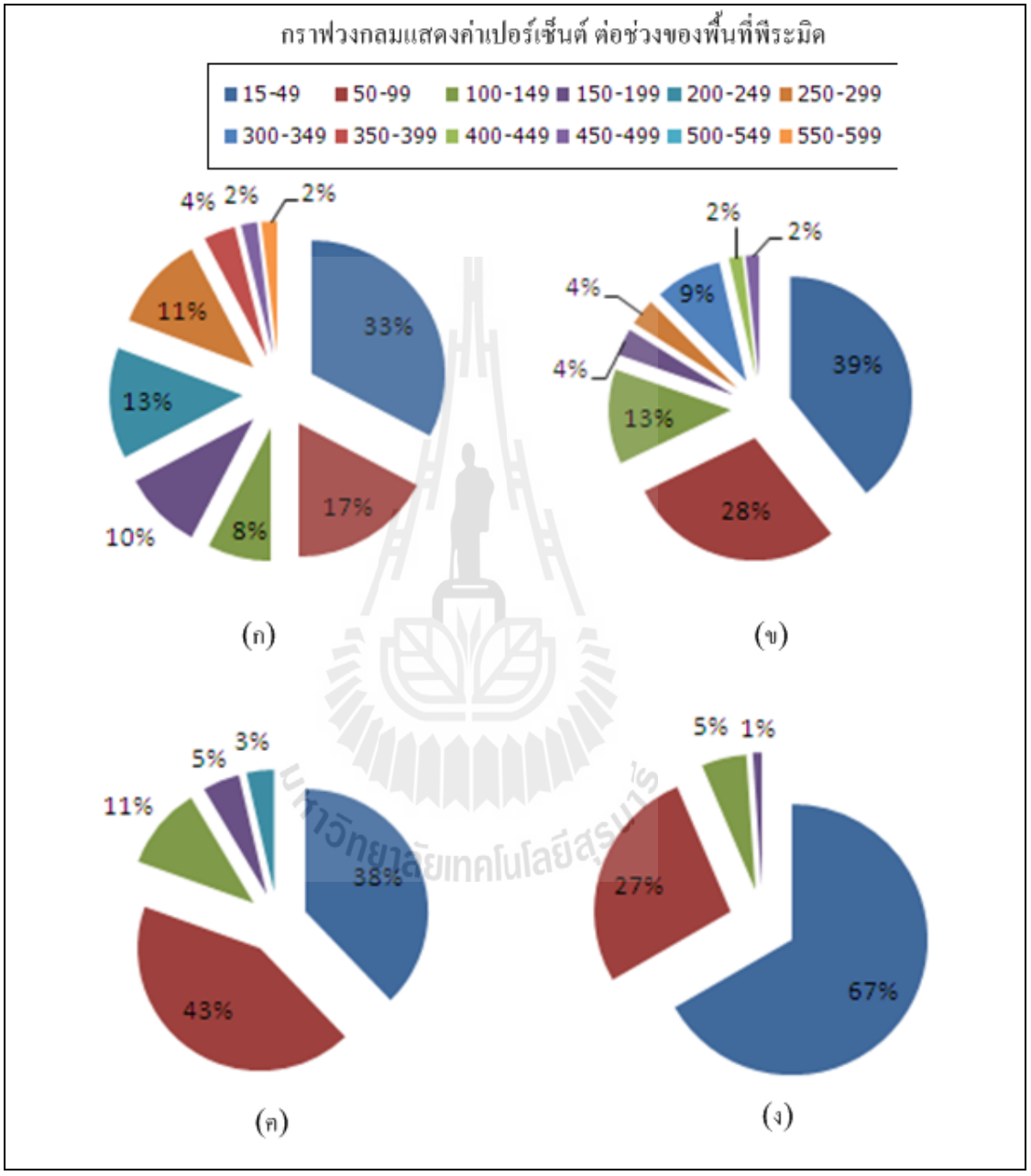
ตารางที่ 3.4 แสดงข้อมูลต่าง ๆ ของขนาดพื้นที่ฐานพีระมิด ของ K-04 ที่อุณหภูมิ 70°C

	Width (µm.)	Length (µm.)	Area (μm^2)
Max	8.89	10.37	79.01
Mean	5.91	7.06	44.37
Min	3.70	3.70	13.72
S.D.	1.52	1.93	21.13

ตารางที่ 3.5 แสดงข้อมูลต่าง ๆ ของขนาดพื้นที่ฐานพีระมิด ของ K-05 ที่อุณหภูมิ 60°C

	Width (µm.)	Length (µm.)	Area (μm^2)
Max	6.67	7.41	49.38
Mean	4.76	5.34	26.65
Min	2.96	2.96	8.78
S.D.	1.14	1.19	11.51

เมื่อนำข้อมูลของตารางที่ 3.2-3.5 มาพลอตกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างช่วงของขนาดพื้นที่ฐานพีระมิด กับจำนวนพีระมิดที่อยู่ในช่วงนั้น ๆ แสดงดังรูปที่ 3.15



รูปที่ 3.15 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างช่วงของขนาดพื้นที่ฐานพีระมิด กับจำนวนพีระมิดที่อยู่ในช่วงนั้น ๆ (ก) K-01 at 90°C (ข) K-03 at 80°C (ค) K-04 at 70°C (ง) K-05 at 60°C

3.6.3 การวิเคราะห์ผลการวัดโครงสร้างผิวซิลิคอน

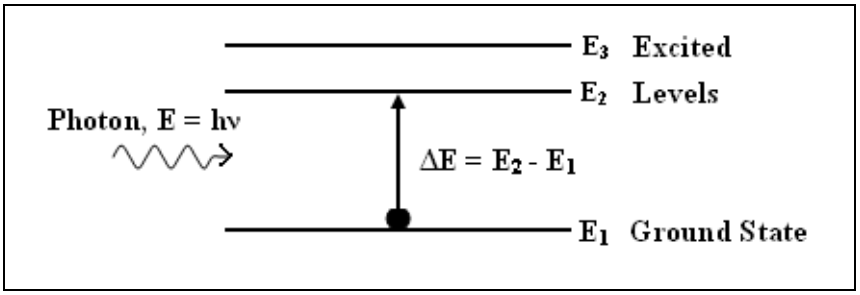
จากการวิเคราะห์ผลในตารางที่ 3.2-3.5 และทำการเปรียบเทียบขนาดพื้นที่ฐานพีระมิดของแผ่นซิลิคอน ทั้ง 4 เงื่อนไข (K-01, K-03, K-04 และ K-05) จะพบว่าขนาดของพีระมิดจะแปรผันตรงกับขนาดของฟองไฮโดรเจน (Hydrogen bubbles) โดยที่อุณหภูมิสูงทำให้เกิดฟองไฮโดรเจนที่มีขนาดใหญ่กว่าที่อุณหภูมิต่ำ สังเกตได้จากขนาดของพีระมิดเฉลี่ย ที่อุณหภูมิสูงจะมีขนาดพีระมิดที่ใหญ่กว่าขนาดของพีระมิดที่อุณหภูมิต่ำกว่า และที่อุณหภูมิการกัดต่ำ ๆ ผิวหน้าของแผ่นซิลิคอนจะมีลวดลายพีระมิดที่มีความสม่ำเสมอ (Uniformity) กว่าที่อุณหภูมิการกัดสูง ๆ ซึ่งดูได้จากค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน (S.D.)

3.7 การวัดคุณสมบัติทางแสงที่ผิวหน้าซิลิคอน

เมื่อนำเอาแผ่นซิลิคอนไปตรวจสอบดูถึงลักษณะโครงสร้างพีระมิดที่เกิดขึ้น ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนแล้ว ต่อมาก็จะนำเอาแผ่นซิลิคอนไปวัดคุณสมบัติทางแสงเพื่อตรวจสอบหาค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง ที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 350-1100 nm (Ultra violet – Near Infrared, UV-NIR IR) ด้วยเครื่อง SPECORD Spectrophotometer รุ่น 250 PLUS Double Beam UV-VIS พร้อมกับการใช้งาน Integrating sphere แบบ Specular excluded โหมด

3.7.1 หลักการทำงานของเครื่อง UV-VIS Spectrophotometer

Ultraviolet-Visible Infrared Spectroscopy เป็นเทคนิคที่ใช้ในการวิเคราะห์เชิงปริมาณของสารอินทรีย์ สารประกอบเชิงซ้อน และสารอนินทรีย์ ที่สามารถดูดกลืนแสงในช่วงความยาวคลื่นแสง โดยอาศัยกระบวนการดูดกลืนและการส่งผ่านแสงในรูปคลื่นแม่เหล็กไฟฟ้าในช่วง Ultraviolet (ความยาวคลื่น 10-380 นาโนเมตร) และช่วง Visible (ความยาวคลื่น 380-700 นาโนเมตร) โดยเมื่อแสงผ่านไปยังตัวอย่าง ตัวอย่างจะมีการดูดกลืนแสงบางส่วนไว้และแสงที่ไม่ดูดกลืนก็จะสามารถผ่านตัวอย่างออกไปได้ เครื่องนี้ใช้หลักการพื้นฐานจากคุณสมบัติในการดูดกลืนแสงของสาร เมื่อโมเลกุลของตัวอย่างถูกฉายด้วยแสงในช่วงรังสียูวีที่มีพลังงานเหมาะสมจำทำให้อิเล็กตรอนภายในอะตอมเกิดการดูดกลืนแสงแล้วเปลี่ยนสถานะไปอยู่ในชั้นที่มีระดับพลังงานสูงกว่า เมื่อทำการวัดปริมาณของแสงที่ผ่านหรือสะท้อนมาจากตัวอย่างเทียบกับแสงจากแหล่งกำเนิดที่ความยาวคลื่นค่าต่าง ๆ ตามกฎของ Beer-Lambert ค่าการดูดกลืนแสง (absorbance) ของสารจะแปรผันกับจำนวนโมเลกุลที่มีการดูดกลืนแสง ดังนั้นเราจึงสามารถระบุชนิดและปริมาณของสารที่มีอยู่ในตัวอย่างได้



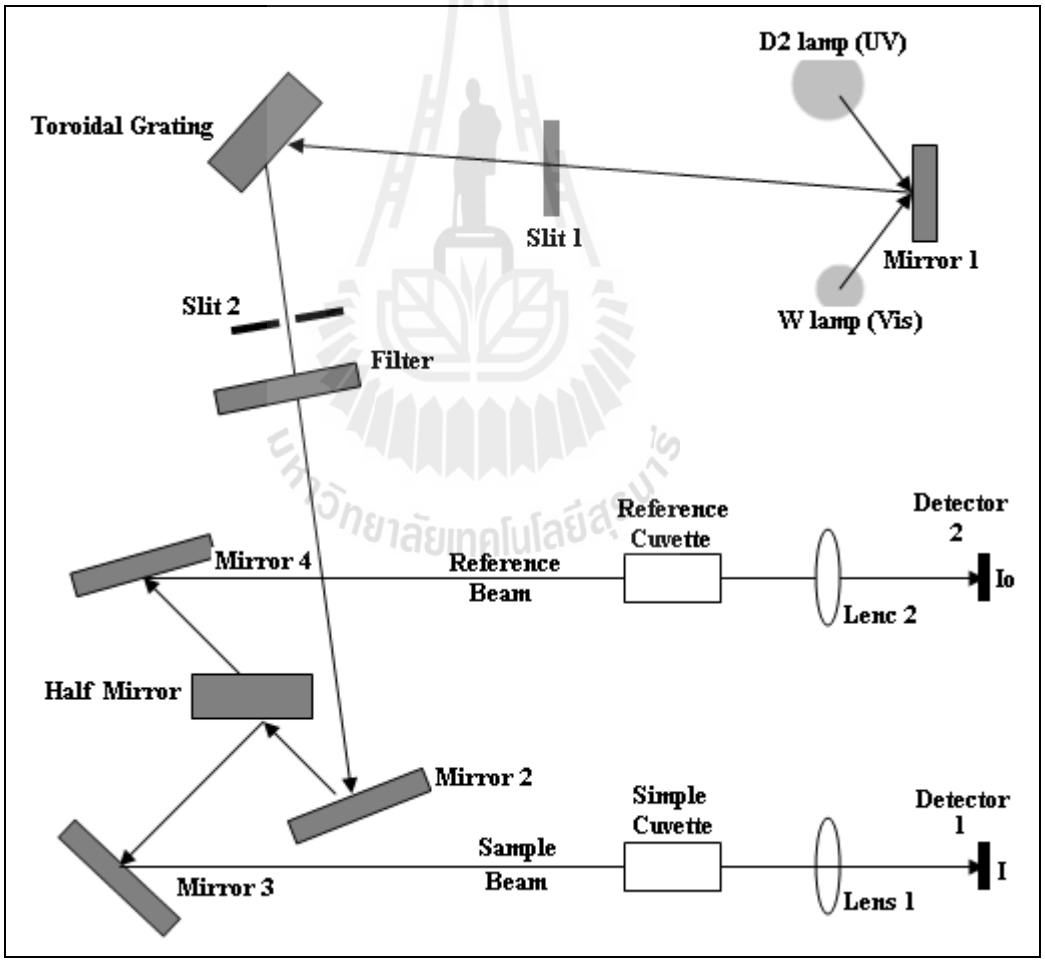
รูปที่ 3.16 การเปลี่ยนสถานะชั้นพลังงานของอิเล็กตรอนเมื่อได้รับพลังงานโฟตอน

เครื่อง UV-VIS Spectrophotometer เป็นเครื่องมือที่นำเทคนิค UV-VIS Spectroscopy มาใช้งาน เครื่องมือนี้ทำหน้าที่ในการตรวจวัดความเข้มแสงที่ผ่านหรือสะท้อนจากตัวอย่างเปรียบเทียบกับความเข้มแสงจากแหล่งกำเนิด เครื่อง UV-VIS Spectrophotometer โดยทั่วไปแล้วจะมีส่วนประกอบหลัก ๆ ได้แก่ แหล่งกำเนิดแสง ชุด grating หรืออาจเรียกว่า monochromatic กระบอกที่บรรจุสารตัวอย่าง และเครื่องตรวจวัดแสง แหล่งกำเนิดแสงจะต้องให้แสงคงที่อย่างต่อเนื่อง ที่นิยมใช้คือ หลอด tungsten halogen ซึ่งให้แสงที่ความยาวคลื่นในช่วง 320-2500 nm สำหรับแหล่งกำเนิดแสงในช่วงยูวีนั้นจะใช้หลอดไฮโดรเจนหรือหลอดดิวทีเรียม ซึ่งให้แสงในช่วงความยาวคลื่น 160-375 nm แต่แสงที่จากแหล่งกำเนิดเหล่านั้นยังมีความยาวคลื่นค่าต่าง ๆดังนั้นจึงต้องใช้ monochromatic ทำหน้าที่แยกลำแสงจากแหล่งกำเนิดแสง โดยแสงจะผ่านเข้าที่entrance slit และจะถูกแยกด้วย grating หรือ prism จากนั้นแสงที่ความยาวคลื่นหนึ่ง ๆ เท่านั้นจะออกจาก monochromatic โดยผ่านทาง entrance slit เพื่อให้แสงที่ผ่านยังตัวอย่างมีความยาวคลื่นค่าเดียวตามที่ต้องการ หลังจากนั้นแสงความยาวคลื่นค่าเดียวจะผ่านไปยังที่เก็บบรรจุ (Cuvette) ทำจาก quartz หรือ fused silica เป็นอุปกรณ์สำหรับใส่ตัวอย่างซึ่งมีรูปร่างต่าง ๆ กันออกไป แต่โดยส่วนใหญ่จะมีลักษณะเป็นกล่องทรงสี่เหลี่ยมผืนผ้าที่มีความกว้างภายใน 1 cm ซึ่งค่านี้จะเป็นค่าระยะทางเดินของแสงที่ผ่านเข้าไปในตัวอย่างตามกฎของ Beer-Lambert ซึ่งปริมาณความเข้มข้นของสารตัวอย่างในสารละลายจะเป็นสัดส่วนโดยตรงกับค่าการดูดซับ (Absorbance) ของสารละลายนั้น ดังสมการ **Absorbance A = contant x path length x concentration** ซึ่งกฎนี้จะเป็นจริงกับแสงที่ความยาวคลื่นเดียว (Monochromatic radiation) ซึ่งก็คือแสงความยาวคลื่นหนึ่ง ๆ เท่านั้น โดยแสงเมื่อผ่านสารตัวอย่างที่อยู่ในกระบอก ความเข้มของแสงที่ปล่อยออกมาจะขึ้นกับความหนาของกระบอก (path length) และความเข้มข้นของสาร (concentration) นั้น แต่จะเกิดการเบี่ยงเบนไปจากกฎที่ความเข้มข้นสูงมาก ๆ

สำหรับเครื่องตรวจวัดที่นิยมใช้ได้แก่ PMT (photomultiplier tube), diode arrays และ CCDs (charge coupled devices) เครื่องจะทำการบันทึกค่าความยาวคลื่นร่วมกับค่ามุมของแต่ละความยาวคลื่นที่เกิดการดูดกลืนแสง โดยเครื่องตรวจวัดที่ใช้มีหลายชนิดไดแก่

1. Photomultiplier tube เป็นเครื่องตรวจวัดที่ไวต่อแสงทั้งในช่วงยูวีและ visible โดยสามารถตรวจวัดได้อย่างรวดเร็ว และตรวจวัดสารที่มีปริมาณต่ำ ๆ ได้ดี ในช่วงความยาวคลื่น 190-900 nm

2. Photodiode array detector เป็นเครื่องตรวจวัดที่สามารถตรวจวัดในทุกความยาวคลื่นของแสงได้ในเวลาเดียวกัน โดยมีราคาถูกและตรวจวัดได้ตั้งแต่ช่วงความยาวคลื่น 190-1100 nm

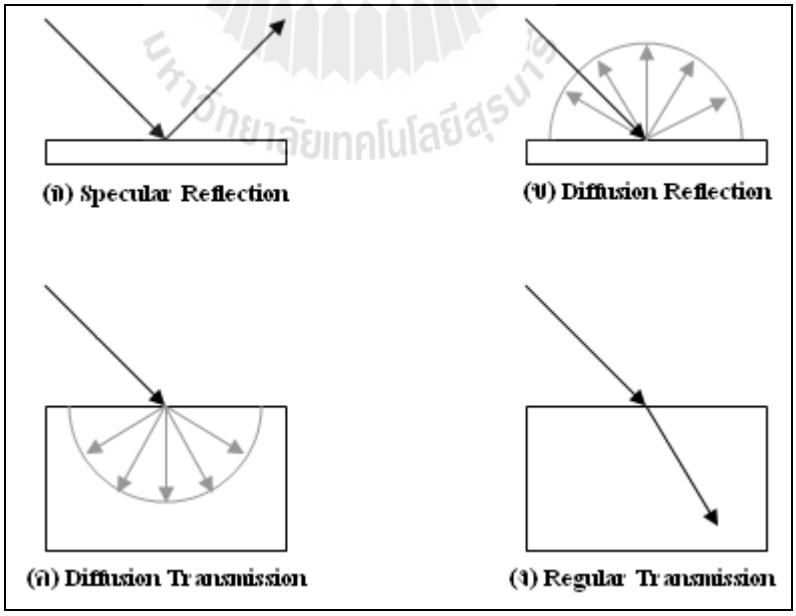


รูปที่ 3.17 ส่วนประกอบของเครื่อง UV-VIS Spectrophotometer ในระบบลำแสงคู่

เครื่อง UV-VIS Spectrophotometer สามารถแบ่งได้เป็น 2 ระบบ คือ แบบลำแสงเดี่ยวและแบบลำแสงคู่ สำหรับเครื่องแบบลำแสงเดี่ยวเป็นเครื่องที่ใช้ลำแสงเดียวจากแหล่งกำเนิดผ่านไปยังตัวอย่าง สำหรับเครื่องแบบลำแสงคู่นั้น แสงจะถูกแยกออกเป็น 2 ลำ ก่อนที่จะไปตกลงบนตัวอย่าง โดยแสงลำหนึ่งจะใช้เป็นลำแสงอ้างอิง ขณะที่อีกลำแสงจะผ่านไปยังตัวอย่าง เครื่องมือที่เป็นแบบลำแสงคู่บางรุ่นจะมีเครื่องตรวจวัด 2 ตัว เพื่อที่จะตรวจวัดแสงอ้างอิงและแสงที่มาจากตัวอย่างได้พร้อมกัน แต่ในบางรุ่นมีเครื่องตรวจวัดเพียงตัวเดียว โดยแสงทั้งสองลำจะผ่านตัว beam chopper ซึ่งทำหน้าที่กักแสงลำหนึ่งไว้ในช่วงระยะเวลาหนึ่งเครื่องตรวจวัดจึงสามารถตรวจวัดความแตกต่างของแสงทั้งสองลำได้

การใช้ Integrating Sphere ร่วมกับ UV-VIS Spectrophotometer

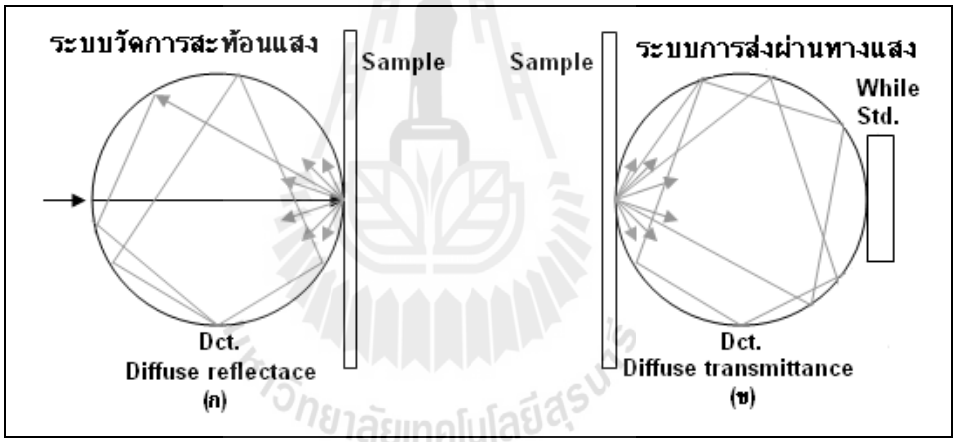
วัสดุที่มีสีและลักษณะพื้นผิวที่แตกต่างกันย่อมเกิดการสะท้อน การดูดกลืน และการส่งผ่านแสงที่แตกต่างกันด้วย ถ้าวัสดุทึบแสงมีพื้นผิวที่เงามัน เมื่อแสงส่องผ่านจะเกิดการสะท้อนแสงกลับที่มีทิศทางเดียวเรียกว่า specular reflection ซึ่งมีมุมสะท้อนเท่ากับมุมตกกระทบเทียบกับเส้นตั้งฉากที่ผิวของวัสดุ แต่ถ้าผิวของวัสดุทึบแสงนี้ไม่เรียบมีผิวขรุขระจะเกิดการกระเจิงของแสงเกิดขึ้นเรียกปรากฏการณ์นี้ว่า diffusion reflection แต่ส่วนวัสดุที่โปร่งแสงจะเรียกว่า diffusion transmission ในกรณีของวัสดุโปร่งแสงใสเช่นกระจกจะเกิดการทะลุผ่านของแสงเรียกว่า regular transmission ลักษณะการส่งผ่านแสงในแบบต่าง ๆ แสดงดังรูปที่ 3.18



รูปที่ 3.18 ลักษณะของแสงที่เกิดขึ้นบนผิววัสดุที่มีลักษณะต่าง ๆ กัน (ก) วัสดุทึบแสงผิวมัน (ข) วัสดุทึบแสงผิวขรุขระ (ค) วัสดุโปร่งแสง (ง) วัสดุโปร่งใส

ลักษณะของแสงสามารถวัดค่าเป็นเปอร์เซ็นต์ของการสะท้อนแสง ที่ส่องผ่านเครื่อง UV-VIS spectrophotometer แต่ผลที่ได้เกิดความคลาดเคลื่อนจากผิวของวัสดุที่ไม่เรียบทำให้เกิดการหักเหและเบี่ยงเบนลำแสงที่ตกลงบนตัวรับแสงในตำแหน่งที่ต่างกัน และเพิ่มจำนวนการหักเหแสงในระบบทำให้สัญญาณที่ได้ไม่ใช่ค่าการสะท้อนแสง หรือการส่งผ่านแสงที่แท้จริงเพียงอย่างเดียว ดังนั้นการใช้ integrating sphere เป็นวิธีที่สามารถหลีกเลี่ยงการสูญเสียของแสงที่หักเห หรือกระเจิงออกไป ในลักษณะนี้เราอาจเรียกว่า Hemispherical reflectance

Integrating sphere เป็นอุปกรณ์ประกอบเพื่อใช้ทำการวัดการสะท้อนแสงหรือส่งผ่านแสงภายในที่มีลักษณะเป็นทรงกลมที่เคลือบด้วยวัสดุสีขาว เพื่อให้เกิดการกระจายของแสงที่ดี ทรงกลมนี้มีช่องเปิดเพื่อให้แสงเดินทางเข้าและออกแสดงดังรูปที่ 3.19 อุปกรณ์ประกอบนี้สามารถใช้ในการวัดการสะท้อนแสง และการทะลุผ่านแสงได้โดยทำหน้าที่รวบรวมแสงที่กระทำต่อวัตถุให้ส่งเข้าชุดตรวจจับสัญญาณ



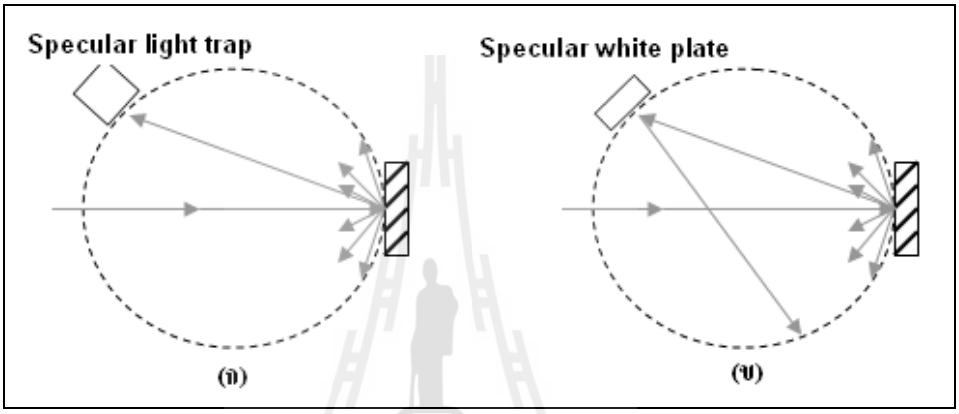
รูปที่ 3.19 (ก) การวัดการสะท้อน (ข) การส่งผ่านแสงด้วย Integrating sphere

การวัดการสะท้อนแสงด้วย Integrating sphere เป็นการวัดการสะท้อนแสงของวัตถุโดยไม่คิดผลของความมันและลักษณะของพื้นผิวเข้ามาเกี่ยวข้อง ค่าการสะท้อนแสงคิดเป็นร้อยละของการสะท้อนแสง (% reflectance) วิธีการใช้ Integrating sphere ในการวัดการสะท้อนของแสงมี 2 วิธี คือ

1. วัดแบบ Specular excluded mode เป็นการวัดแสงสะท้อนแบบกระจายหรือ diffuse เพียงอย่างเดียว ส่วนลำแสงสะท้อนตรงกลับหรือ specular จะถูกแยกออกด้วยชุด specular light trap หรือ gloss trap ซึ่งเป็นช่องสำหรับให้แสงชนิดนี้ออก แสดงดังรูปที่ 3.20 (ก) ถ้าวัสดุมีพื้นผิวมันสูงเช่นกระจกเรียบ แล้วแสงสะท้อนจะเป็นแบบ specular จะออกทางช่องได้ทั้งหมด

แต่ถ้าพื้นผิวมีความมันปานกลาง หรือมีผิวหยาบจะทำให้แสง specular มีมุมสะท้อนโตกว่ามุมตำแหน่งของช่อง ดังนั้นแสง specular เล็กน้อยอาจรวมอยู่อย่างหลีกเลี่ยงไม่ได้

2. วัดแบบ Specular included mode เป็นการวัดการสะท้อนแสงทั้งหมดที่ประกอบด้วยการสะท้อนแบบกระจายหรือ diffuse และสะท้อนแบบตรงหรือ specular ดังนั้นการวัดแบบนี้จึงไม่ต้องมีส่วนของ gloss trap แสดงดังรูปที่ 3.20 (ข) การวัดแบบนี้จะมี่คิดผลของลักษณะผิวมัน หรือผิวหยาบ แต่จะใช้ในการวัด



รูปที่ 3.20 (ก) การวัดแสงสะท้อนแบบ specular excluded mode และ (ข) การวัดแสงสะท้อน specular included mode สีเดียวกระทบ

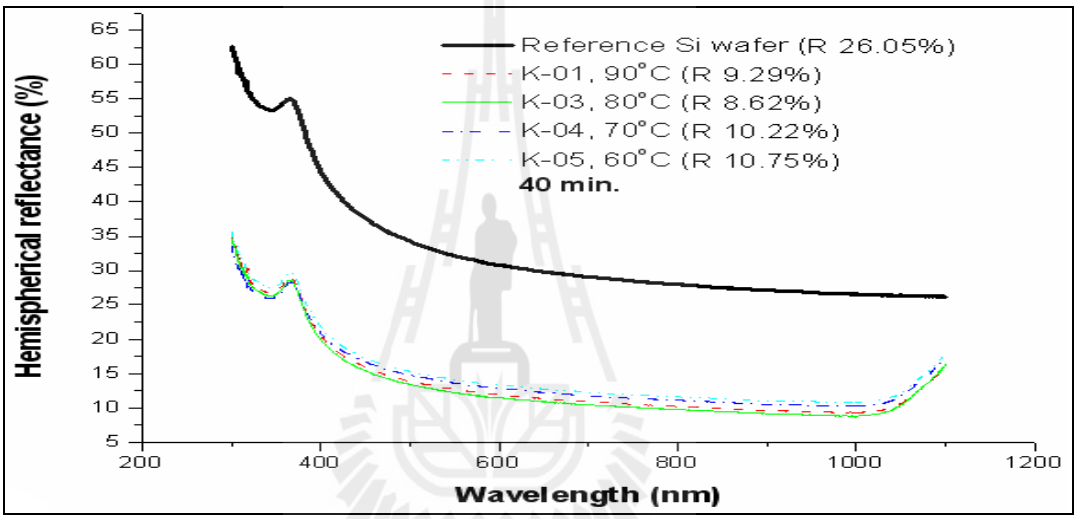
สำหรับระบบวัดการส่งผ่านแสงด้วย Integrating sphere เป็นการวัดค่ามุมการทะลุผ่านของแสงของวัตถุที่โปร่งแสง โดยวัดค่าในรูปของ total transmittance หรือ regular transmittance ซึ่งเป็นแสงที่ส่งผ่านวัตถุออกไปตรง ๆ เท่านั้น การวัดค่าการส่งผ่านแสงนั้นยังสามารถวัดกับวัตถุผิวหยาบด้าน หรือผิวขุ่นมัวได้ด้วยการส่งผ่านแสงแบบกระเจิงหรือ diffuse transmittance

ส่วนการนำ Integrating sphere ร่วมกับเครื่อง UV-VIS spectrophotometer มาใช้สำหรับงานวิจัยนี้เพื่อวักการสะท้อนแสงของแผ่นฐานซิลิคอนที่มีลักษณะทึบแสง ซึ่งแผ่นซิลิคอนนี้ผ่านกระบวนการสกัดด้วยสารละลาย KOH เพื่อวัตถุประสงค์ให้เกิดการสูญเสียของแสงเนื่องจากการสะท้อนออกจากผิวน้อยที่สุด และให้เกิดทางเดินของแสงภายในแผ่นซิลิคอนให้มากที่สุด

3.7.2 ผลการทดสอบคุณสมบัติทางแสง

เมื่อนำแผ่นซิลิคอนมาตรวจสอบหาค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง ที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 350-1100 nm จากผลการวัดค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง (R%) แสดงความสัมพันธ์ในฟังก์ชันของความยาวคลื่นแสดงดังกราฟรูปที่ 3.21

ค่า Weighted reflectance (WR) คือค่าที่ได้จากการคำนวณเทียบกันกับสัดส่วนของการตอบสนอง irradiation ของสเปกตรัมแสง AM 1.5D (ภาคผนวก ก.) โดยทำ normalize ค่าสเปกตรัมการสะท้อนแสงในช่วงความยาว 310 nm ถึง 1100 nm ด้วยสเปกตรัมแสง AM 1.5D



รูปที่ 3.21 กราฟแสดงค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่วัดได้ และความยาวคลื่นแสงของซิลิคอนที่มีกระบวนการกัดภายใต้เงื่อนไขของอุณหภูมิ โดยใช้เวลาคงที่ 40 นาที

จากกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง ที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 350-1100 nm และทำการ normalize กับการเทียบสเปกตรัมที่ AM 1.5D เพื่อคำนวณหา Weighted reflectance ดังแสดงข้อมูลในตารางที่ 3.6

ตารางที่ 3.6 เงื่อนไขการทดสอบคุณสมบัติทางแสง และค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่เงื่อนไขต่าง ๆ

ชื่อตัวอย่าง (แผ่นซิลิคอน)	อุณหภูมิการกัด (°C)	เวลาที่ใช้ในการกัด	พื้นที่ฐานพีระมิด (μm^2)	Weighted reflectance (%R)
Polish Si wafer	-	40 นาที พร้อมกวนด้วยแท่งแม่เหล็ก	-	26.05
K-01	90		146.42	9.29
K-03	80		111.69	8.62
K-04	70		44.37	10.22
K-05	60		26.65	10.75

3.7.3 การวิเคราะห์ผลการทดสอบคุณสมบัติทางแสง

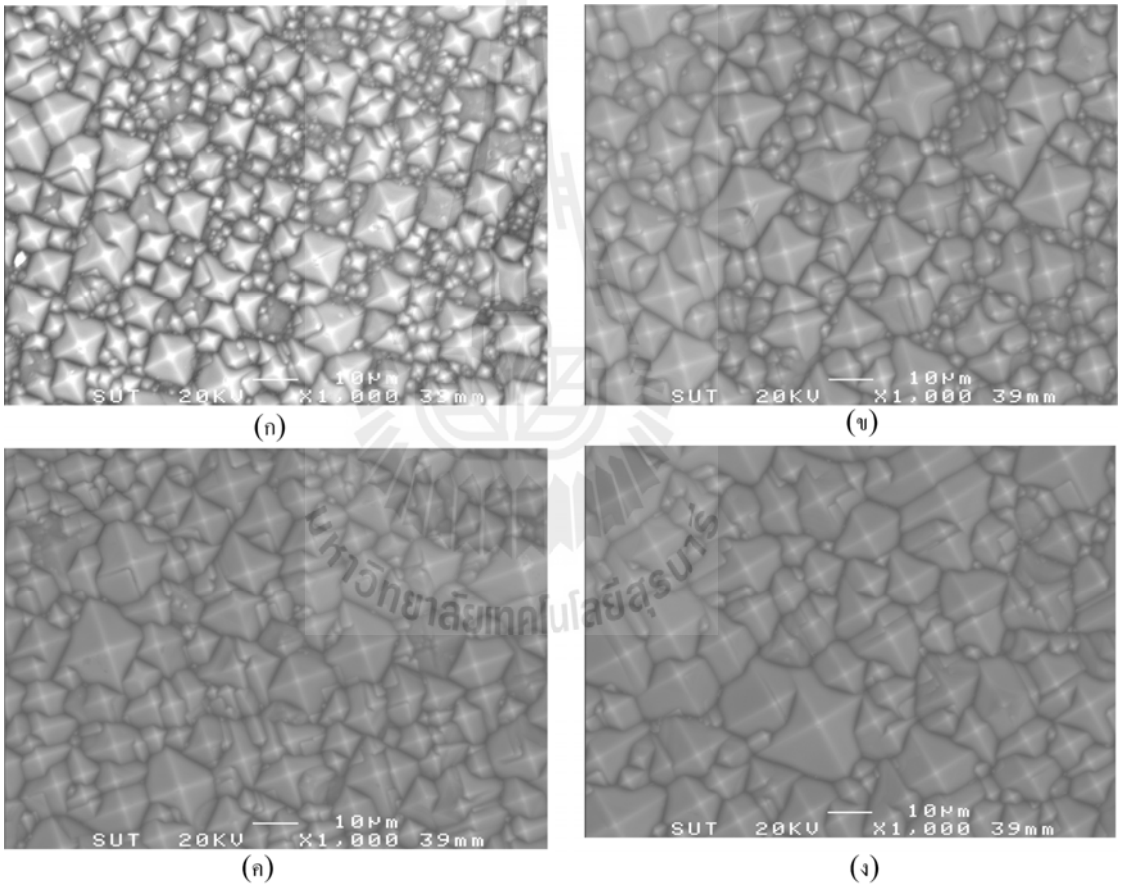
จากตารางที่ 3.6 จะเห็นว่าแผ่นซิลิคอน K-03 ซึ่งมีเงื่อนไขดังตาราง จะให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงต่ำที่สุดมีค่า 14.8% WR ทำให้สามารถดูดกลืนแสงได้มากที่สุด และนอกจากนี้ยังพบว่า ขนาดของพีระมิด (หรือขนาดพื้นที่ฐานพีระมิด) ในแต่ละเงื่อนไขยังมีผลต่อค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงอีกด้วย โดยจะเห็นว่าพีระมิดที่มีขนาดเล็กลง (K-04, K-05) จะทำให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงมีค่าเพิ่มขึ้นอย่างมาก ทำให้มีการดูดกลืนแสงได้น้อย ส่วนพีระมิดที่มีขนาดใหญ่ขึ้น (K-01) จะทำให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงมีค่าเพิ่มขึ้นจากค่าที่ดีที่สุดเพียงเล็กน้อยเท่านั้น

3.8 การหาเงื่อนไขการผลิตที่เหมาะสมเพื่อให้ได้ค่าการสะท้อนแสงต่ำที่สุด

จากการผลิตที่กำหนดเวลาการสกัดคงที่ 40 นาที เราพบว่าอุณหภูมิที่เหมาะสมคือ 80°C เพื่อเกิดการสูญเสียทางแสงน้อยที่สุด และกักแสงที่ผิวมากที่สุด การทดสอบต่อไปได้กำหนดอุณหภูมิคงที่เพื่อหาระยะเวลาสกัดที่ให้การสะท้อนแสงต่ำสุดโดยมีรายละเอียดเงื่อนไขแสดงในตาราง 3.7 หลังจากผ่านกระบวนการสกัดภายใต้เงื่อนไขของเวลาแล้ว ได้นำแผ่นซิลิคอน ไปทำการวัดด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนเพื่อศึกษาผลการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างแสดงดังรูปที่ 3.22 จากผลการถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน เราพบว่าเวลาที่ใช้ในการสกัดเป็นตัวแปรที่มีความสำคัญมากเช่นกัน เมื่อใช้เวลาเพียง 20 นาที การก่อตัวของผิวทรงพีระมิดมีความหนาแน่นน้อยและขนาดเล็กเมื่อเทียบกับตัวอย่างที่ใช้เวลาในการสกัดมากขึ้น เนื่องจากเกิดกลไกการสกัดที่ผิวอย่างต่อเนื่อง

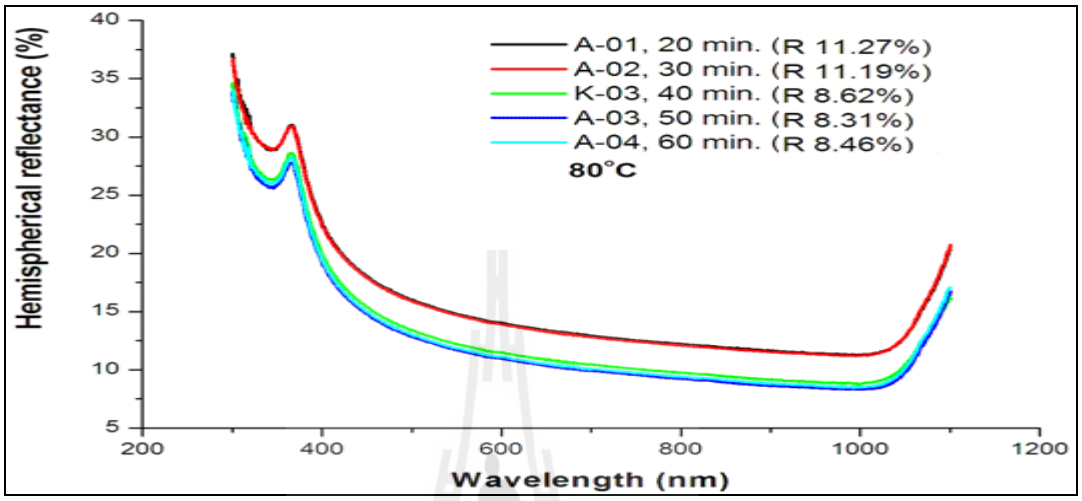
ตารางที่ 3.7 ผลการสะท้อนแสงภายใต้เงื่อนไขของเวลาในกระบวนการผลิต

ชื่อตัวอย่าง (แผ่นซิลิคอน)	เวลาที่ใช้ในการกัด (นาที)	อุณหภูมิการกัด (°C)	Weighted reflectance (%WR)
A-01	20	80°C พร้อมกวนด้วยแท่งแม่เหล็ก	11.27
A-02	30		11.19
A-03	50		8.31
A-04	60		8.46

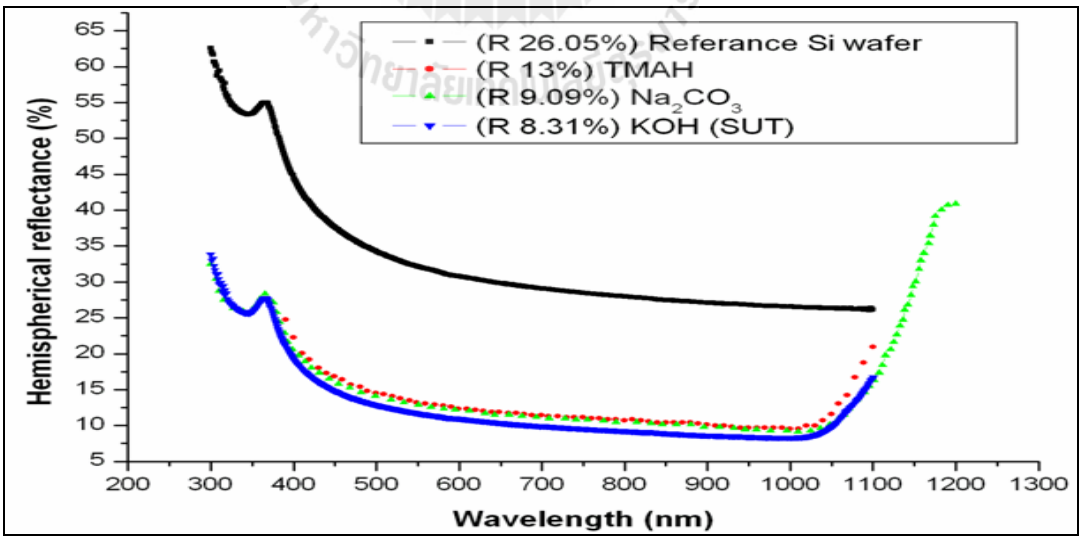


รูปที่ 3.22 ภาพถ่าย SEM ลักษณะโครงสร้างพีระมิดแบบสุ่มด้าน top view ที่ทำการกัดด้วย KOH solutions ที่อุณหภูมิ 80°C (ก) A-01 20 นาที (ข) A-02 30 นาที (ค) A-03 50 นาที (ง) A-04 60 นาที

หลังจากตรวจพบลักษณะโครงสร้างพีระมิดเกิดขึ้นที่ผิวอย่างสม่ำเสมอทั่วแผ่นแล้ว ได้ทำการวัดค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง ที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 350-1100 nm ผลของการวัดค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง แสดงความสัมพันธ์ในฟังก์ชันของความยาวคลื่น แสดงดังรูปที่ 3.23



รูปที่ 3.23 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่วัดได้ และความยาวคลื่นแสง ที่มีกระบวนการกัดผิวซิลิคอน ภายใต้เงื่อนไขของเวลา โดยกำหนดให้อุณหภูมิการกัดคงที่ ที่ 80°C



รูปที่ 3.24 กราฟแสดงการเปรียบเทียบค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงของผลึกเดี่ยวซิลิคอนที่ใช้สารละลาย KOH, TMAH และ Na_2CO_3 solutions

จากการศึกษาพบว่าลักษณะการก่อตัวของผิวพีระมิดที่มีความสัมพันธ์กับเวลานั้นยังมีความสัมพันธ์ต่อค่าการสะท้อนแสงด้วยเช่นกัน เมื่อใช้เวลาในการสกัดเพิ่มมากขึ้นเป็น 50 นาที และ 60 นาที ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง (%R) ลดลงเป็น 14.4% และ 14.6% ตามลำดับในช่วงความคลื่นแสงสั้น 300-400 nm นั้น ค่าการสะท้อนแสงที่ผิวซิลิคอนมีค่าสูง และจะลดลงในช่วง 400-1000 nm และการสะท้อนแสงที่ผิวจะมีค่าสูงมากในช่วงแสง far IR ดังนั้นเงื่อนไขที่เหมาะสมสำหรับการวิจัยนี้คือเมื่อใช้สารละลาย 2.9 %KOH ในน้ำ DI ภายใต้เวลาการกัด 50 นาที สามารถลดการสะท้อนแสงได้จาก 40.7% เป็น 14.4.% รูปที่ 3.24 แสดงผลการเปรียบเทียบของค่าการสะท้อนแสงที่ผิวซิลิคอนในเงื่อนไขสูตรสารละลาย 3 ประเภท คือ 1. KOH solution จากผลของการวิจัยครั้งนี้ 2. TMAH solution จากผลของ Papet, et.al., (2006) 3. Na_2CO solution จากผลของ Vallejo, et.al.,(2007)โดยสูตรสารละลายของงานวิจัยนี้ให้ผลค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงต่ำที่สุดอีกด้วย

3.9 สรุป

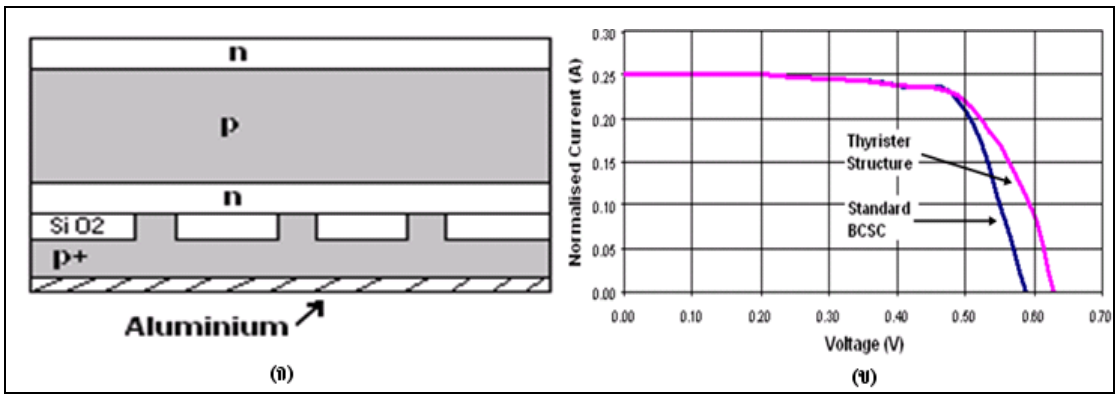
การสร้างกับดักแสงผิวขรุขระลวดลายพีระมิดแบบสุ่ม เพื่อลดการสูญเสียเนื่องจากการสะท้อนกลับของแสง ด้วยวิธีการกัดผิวแบบแอนนิโซโทรปิค บนผลึกเดี่ยวซิลิคอนด้วยสารละลาย KOH/IPA โดยได้ทำการเปลี่ยนเงื่อนไขของอุณหภูมิ และเวลาที่ใช้ในการกัดผิว ซึ่งเงื่อนไขของกระบวนการกัดผิวที่ดีที่สุดคือ 2.9%KOH+10%IPA+DI water ที่อุณหภูมิ 80°C นาน 50 นาที เป็นผลทำให้เกิดลวดลายพีระมิดที่มีขนาด และการกระจายตัวที่เหมาะสม ซึ่งลักษณะทางโครงสร้างนี้นำไปสู่ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงต่ำที่สุด 8.31% หรือ 14.4% WR

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

บทที่ 4
การศึกษาคุณสมบัติ และการสร้างชั้นพาสซิเวชันต้นทุนต่ำ ที่ผิวด้านหลังเซลล์แสงอาทิตย์

4.1 บทนำ

การรวมตัวของพาหะที่ผิวรอยต่อระหว่างสารกึ่งตัวนำกับขั้วโลหะ มีผลต่อค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์ เมื่อมีการรวมตัวของพาหะสูง ค่าประสิทธิภาพจะต่ำลง ซึ่งบริเวณการรวมตัวของพาหะนี้จะเกิดขึ้นระหว่างช่องว่างพลังงาน ดังนั้นการลดผลกระทบดังกล่าวสามารถทำได้โดยใช้วิธีการสร้างชั้นพาสซิเวชันด้านหลังของเซลล์แสงอาทิตย์ ซึ่งเป็นการศึกษาที่สำคัญต่ออุตสาหกรรมการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ วิธีพื้นฐานโดยทั่วไปที่นิยมกันอย่างมากก็คือ การฝังขั้วโลหะ (Standard buried contact solar cells) (Wenham, 1993) และกระบวนการให้ความร้อน (Firing process) แก่ชั้นอลูมิเนียมด้านหลังเพื่อเป็นชั้นสนามไฟฟ้าที่ผิวสัมผัส (Back surface field) แต่วิธีนี้มีข้อเสียคือ ใช้เวลานาน ภายใต้อุณหภูมิสูง ต่อมาได้มีการพัฒนาโดยการนำเอาโครงสร้างของชั้นสนามไฟฟ้าที่ผิวสัมผัสของไทริสเตอร์ (Thyristor) ซึ่งเป็นการฝังขั้วโลหะแบบผสม (Hybrid buried contact solar cells) มาประยุกต์ใช้กับเซลล์แสงอาทิตย์ (Koschier et al, 2000) ซึ่งโครงสร้างนี้สามารถสร้างขึ้นโดยใช้เทคนิคที่ซับซ้อนคือ เทคนิคการสร้างลวดลายด้วยแสง (Photolithography Technique) และเทคนิคเลเซอร์ (Laser Technique) เพื่อทำการเปิดช่อง SiO_2 และเรียกโครงสร้างของชั้นสนามไฟฟ้าที่ผิวสัมผัสนี้ว่า “โครงสร้างไทริสเตอร์โซลาร์เซลล์ (Thyristor structure solar cells) แสดงดังรูปที่ 4.1(ก) และเมื่อนำมาทดสอบคุณสมบัติทางไฟฟ้าเปรียบเทียบกับ ชั้นสนามไฟฟ้าที่ผิวสัมผัส แบบ Standard buried contact พบว่าให้ค่าแรงดันเปิดวงจรเพิ่มขึ้นจากวิธีเดิมประมาณ 30 - 40 mV ดังแสดงในกราฟคุณลักษณะ I-V ตามรูปที่ 4.1(ข)



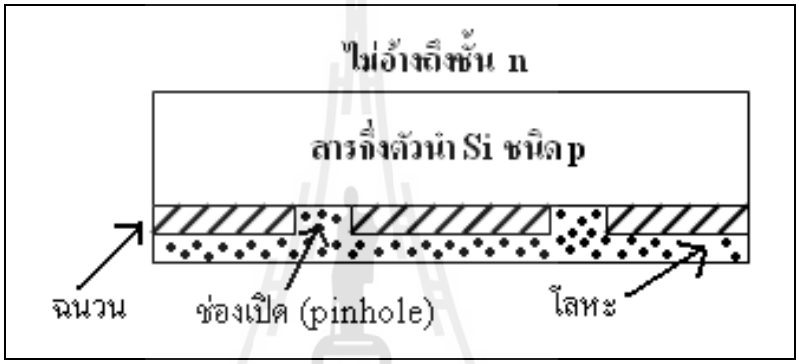
รูปที่ 4.1 (ก) โครงสร้างของเซลล์แสงอาทิตย์แบบไทริสเตอร์ที่มีชั้นสนามไฟฟ้าที่ผิวสัมผัส
(ข) การเปรียบเทียบกราฟคุณลักษณะ I-V ระหว่างเซลล์แสงอาทิตย์แบบไทริสเตอร์
กับเซลล์แสงอาทิตย์แบบฝังขั้วโลหะ (Anita, 2003)

แม้ว่าวิธีนี้จะช่วยเพิ่มค่าแรงดันเปิดวงจรให้สูงขึ้น แต่การสร้างลวดลายด้วยแสงในการเปิดช่องออกไซด์นั้นไม่เหมาะกับอุตสาหกรรมการที่มีการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์เป็นจำนวนมาก ๆ เนื่องจากมีขั้นตอนการทำที่ซับซ้อน และต้นทุนการผลิตสูงนั่นเอง จากนั้นจึงมีการนำเอาโครงสร้างไทริสเตอร์โซลาร์เซลล์นี้มาพัฒนาต่อโดย YiHo, 2003

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาการสร้างชั้นพาสซิเวชันด้านหลังด้วยชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ โดยใช้เทคนิคการเปิดช่องอย่างง่ายด้วยการให้ชั้นอลูมิเนียมทะลุเป็นช่องเล็ก ๆ ผ่านชั้นซิลิคอนไดออกไซด์กว้างเพียงไม่กี่นาโนเมตร และจากนั้นทำการสร้างชั้นอะมอฟัสซิลิคอน (Amorphous silicon : a-Si) เพื่อนำเข้าสู่กระบวนการแลกเปลี่ยนเฟสของอลูมิเนียม และอะมอฟัสซิลิคอน หรือที่เรียกว่ากระบวนการ ALILE (Aluminium Induced Layer Exchange) ดังนั้นแล้วชั้นอะมอฟัสซิลิคอนจะเปลี่ยนเป็นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง (P^+-Si) เพื่อให้เกิดโครงสร้างของโลหะ-ฉนวน-สารกึ่งตัวนำ (MIS; Metal Insulator Semiconductor) วัตถุประสงค์ของการมีโครงสร้าดังกล่าวก็เพื่อสร้างสนามไฟฟ้าด้านหลังที่ผิว เฉพาะพื้นที่เปิดช่องเล็ก ๆ (BSF: Back Surface Field) เพื่อลดค่าความเร็วในการรวมตัวของพาหะที่ผิวด้านหลัง (S_{eff}) และการศึกษานี้ยังได้เน้นศึกษากลไกการเกิดอลูมิเนียมทะลุเป็นช่องเล็ก ๆ บนแผ่นฐานรองซิลิคอนที่มีโครงสร้างผิวพีระมิดขนาดรูปทรงไม่สม่ำเสมอ (Random pyramid texturing surface) ภายใต้อุณหภูมิที่ต่ำกว่าอุณหภูมิยูเทคติค (Eutectic) 577°C ตั้งแต่ 500-550°C อีกทั้งได้มีการวิเคราะห์ทางไฟฟ้าเพื่อศึกษากระบวนการ ALILE เหมาะสมภายใต้เงื่อนไขของค่าอัตราส่วนความหนาระหว่างชั้นอลูมิเนียม และชั้นอะมอฟัสซิลิคอน ดังจะกล่าวรายละเอียดทั้งหมดในหัวข้อต่าง ๆ ภายในบทนี้ต่อไป

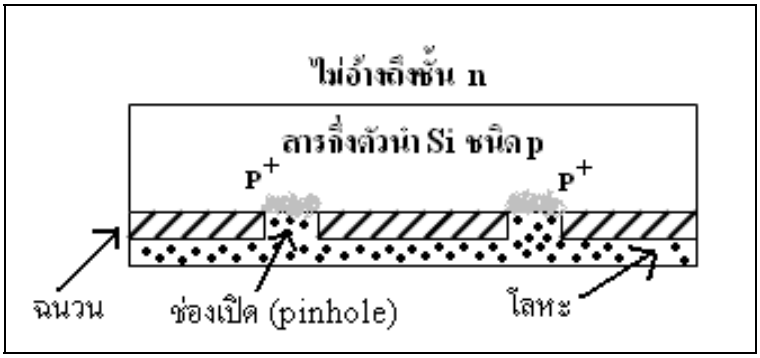
4.2 หลักการของชั้นพาสซิเวชันที่สร้างด้วยวิธี ALILE

การสร้างช่องเปิดเล็ก ๆ ขึ้นที่ชั้นซิลิคอนไดออกไซด์เพื่อสร้างรอยสัมผัสด้านหลังระหว่างโลหะ กับแผ่นฐานชนิดพี (0.5-10 Ω.cm) นั้นทำให้ศักยภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์นั้นสูงขึ้น (Green, 1978; Godfrey, 1979) รูปที่ 4.2 แสดงโครงสร้างของโลหะ-ฉนวน-สารกึ่งตัวนำของช่องเปิดเล็ก ๆ ในชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ ซึ่งช่องเปิดเล็ก ๆ มีพฤติกรรมเหมือนไดโอดชนิดซอตท์กี (Schottky diode) ตัวหนึ่ง กระแสอิ่มตัวที่ได้จะขึ้นอยู่กับพื้นที่ของช่องเปิด และคุณสมบัติต่าง ๆ ของรอยสัมผัสระหว่างสารกึ่งตัวนำกับโลหะ



รูปที่ 4.2 โครงสร้างของโลหะ-ฉนวน-สารกึ่งตัวนำของช่องเปิดในชั้นซิลิคอนไดออกไซด์

การสร้างชั้นสนามไฟฟ้าบริสุทธิ์ (Intrinsic field) ที่เหมาะสมด้านหลังของชั้นพาสซิเวชันในช่องเปิดจำกัดนั้นส่งผลให้ทั้งค่าความเร็วของการรวมตัวพาหะข้างน้อย และค่าความต้านทานอนุกรม (R_S) นั้นมีค่าลดลง ซึ่งเป็นส่วนที่สำคัญที่ทำให้เซลล์แสงอาทิตย์ให้ประสิทธิภาพสูงถึง 25% (Green, 2009; Claudio, 2008) แสดงโครงสร้างของชั้นพาสซิเวชันด้านหลังที่ประกอบด้วยช่องเปิดของชั้นบาง ๆ ซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง (P^+-Si) ดังรูปที่ 4.3

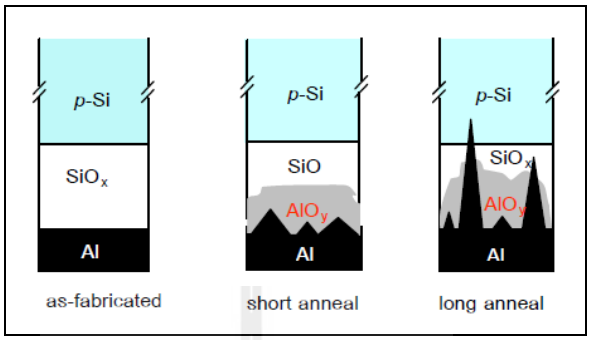


รูปที่ 4.3 โครงสร้างของชั้นพาสซิเวชันด้านหลังกับบริเวณเล็ก ๆ ของซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง (p^+-Si) ในช่องเปิดของชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ (ทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์, 2554)

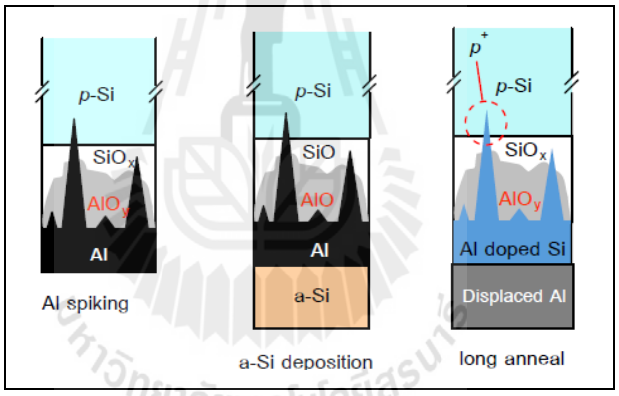
การสร้างช่องเปิดของรอยสัมผัสเพื่อสร้างชั้นพาสซิวชันให้แก่ เซลล์แสงอาทิตย์นี้มีหลายวิธี เช่นการทำร่องเล็กด้วยการใช้แสงเลเซอร์ (Green, 2009) ด้วยการใช้เข็มเล็ก ๆ และการพึ่งพาเทคโนโลยีสร้างลวดลายด้วย แสงหรือโฟโตลิโทรกราฟฟี (Claudio, 2008) ในสองวิธีแรกจะทำให้แผ่นฐานเกิด ความเสียหายง่าย ส่วนเทคนิคโฟโตลิโทรกราฟฟีมีข้อเสียคือใน กระบวนการมีหลายขั้นตอน ซับซ้อน และไม่เหมาะกับการผลิตใน อุตสาหกรรมเซลล์แสงอาทิตย์ อย่างไรก็ตามไม่นานมานี้ได้มีงานวิจัยได้ นำเสนอเทคนิคการสร้างชั้นพาสซิเวชันด้านหลังต้นทุนต่ำ โดยอาศัยเทคนิคการทะลุของอลูมิเนียมลงชั้นซิลิคอนไดออกไซด์บนแผ่นฐานซิลิคอนเรียบ และการ แลกเปลี่ยนเฟสระหว่างอลูมิเนียมและชั้นอะมอฟัสซิลิคอนเป็นผลให้ค่าแรงดันเปิดวงจรเพิ่มขึ้น (Anita, 2007)

อย่างไรก็ตามวิธีข้างต้นยังไม่ได้มีการศึกษากันอย่างกว้างขวาง ซึ่งความรู้และความเข้าใจยังถูกจำกัด ดังนั้นการศึกษานี้ได้สนใจ ลักษณะของการทะลุอลูมิเนียมในชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ภายใต้อุณหภูมิตั้งแต่ 500- 550°C และใช้แผ่นฐานซิลิคอนที่มีผิวรูปทรงพีระมิดทั่วแผ่นแต่ขนาดพีระมิดไม่สม่ำเสมอกัน ลักษณะผิวขรุขระนี้ผลิตขึ้นนี้ใช้วิธีสกัดผิว แบบ แอนนิโซโทรปิค (Anisotropic) ในส่วนผสมเคมีที่เหมาะสมเพื่อให้ได้สัมประสิทธิ์การ สะท้อนแสงมีค่าต่ำ (กิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์, 2553) การก่อตัวของ อลูมิเนียมที่ทะลุลงชั้นฉนวนออกไซด์ได้ ศึกษาจากการวัดด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนส่องกราดแบบปล่อย สนามไฟฟ้านั้นยังได้ศึกษากระบวนการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างอลูมิเนียมกับอะมอฟัสซิลิคอนภายใต้การอบนานที่อุณหภูมิต่ำประมาณ 500°C ที่เรียกว่า กระบวนการ ALILE ซึ่งเป็น กระบวนการสำคัญเพื่อจะได้พื้นที่เล็ก ๆ ของซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง (p^+-Si) กลไกการเกิดส่วนซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง (p^+-Si) นั้นเกี่ยวข้องกับการแทรกซึมของเฟสอลูมิเนียมเข้าสู่อะมอฟัส และแลกเปลี่ยนชั้นเฟสกันขึ้นทำให้ส่วนของอลูมิเนียมเปลี่ยนเป็นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง (p^+-Si) แสดง ไดอะแกรมของขั้นตอนการเกิด

ช่องเปิดของอลูมิเนียม (Al spiking) และขั้นตอนการ แลกเปลี่ยนเฟสระหว่างอลูมิเนียมกับอะมอฟัสซิลิคอนในรูปที่ 4.4 และ 4.5 ตามลำดับ



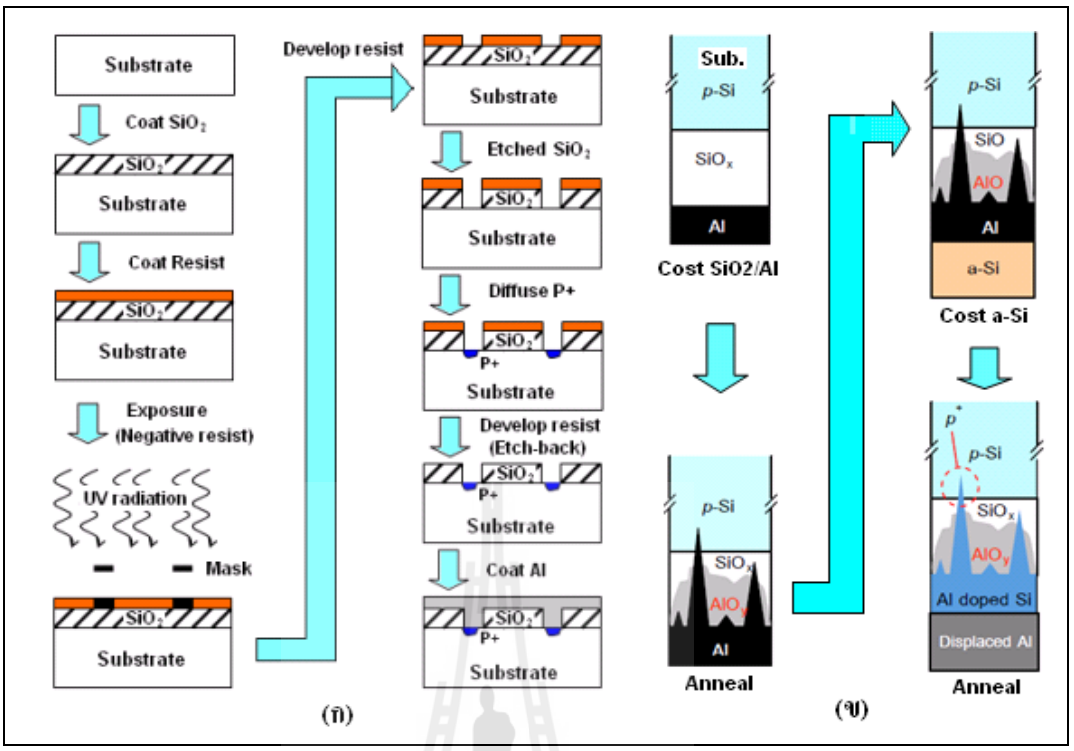
รูปที่ 4.4 ไดอะแกรมของขั้นตอนการเกิดช่องเปิด Al spiking ในชั้นซิลิคอนไดออกไซด์



รูปที่ 4.5 ไดอะแกรมของการเกิดชั้นแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างอลูมิเนียมกับอะมอฟัสซิลิคอน

4.2.1 ความแตกต่างระหว่างเทคนิคโฟโตลิโทรกราฟฟิกกับเทคนิค ALILE

การผลิตชั้นพาสซิเวชันด้วยวิธี ALILE นั้นถือได้ว่าเป็นวิธีที่มีต้นทุนการผลิตต่ำ และมีขบวนการผลิตที่ง่าย ไม่ซับซ้อนเหมือนวิธีการโฟโตลิโทรกราฟฟี ดังนั้นจึงสามารถช่วยลดความผิดพลาดในการผลิตให้น้อยลงอีกด้วย อีกทั้งเครื่องมือที่ใช้ในการผลิตชั้นพาสซิเวชันด้วยวิธี ALILE ยังเป็นเครื่องมือที่หาใช้ได้ง่าย และมีราคาถูก ความแตกต่างระหว่างเทคนิคโฟโตลิโทรกราฟฟี กับเทคนิค ALILE แสดงดังรูปที่ 4.6



รูปที่ 4.6 (ก) เทคนิคโฟโตลิโทรกราฟฟี (ข) เทคนิค ALILE

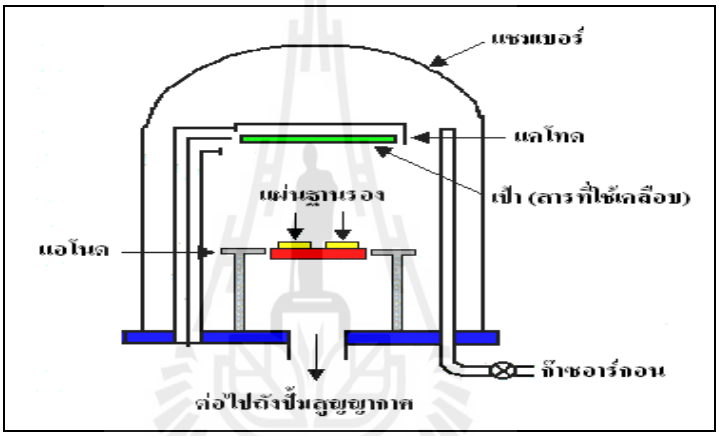
4.3 การผลิตชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ อลูมิเนียม และอะมอฟัสซิลิคอน สำหรับการทำชั้นพาสซิเวชัน

การผลิตชั้นฟิล์มลงบนแผ่นซิลิคอนนั้นมีด้วยกันหลายวิธีเช่น วิธีสปัตเตอร์ริง วิธีการสร้างชั้นสารจากไอสารเคมี (Chemical Vapor Deposition : CVD) วิธีอีพิแทกซี (Epitaxy) วิธีการฉาบไอระเหย (Evaporation) สปินออน (Spin on) เป็นต้น แต่ในงานวิจัยนี้ผู้วิจัยได้ใช้วิธีการสปัตเตอร์ริงเพื่อทำการผลิตชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ และชั้นอลูมิเนียม ลงบนแผ่นฐานซิลิคอน การที่ผู้วิจัยเลือกใช้วิธีการสปัตเตอร์ริง ก็เนื่องมาจากเป็นเครื่องมือที่สามารถควบคุมการเติบโตของฟิล์มได้ดี และสามารถปลูกฟิล์มสารกึ่งตัวนำ และโลหะได้

4.3.1 หลักการทำงานของเครื่องสปัตเตอร์

สปัตเตอริงเป็นเทคนิคการเคลือบฟิล์มบางชนิดหนึ่ง ซึ่งอาจเป็นโลหะ สารกึ่งตัวนำ หรือฉนวนก็ได้ หลักการของกระบวนการสปัตเตอริง (แบบดีซี ซึ่งเป็นแบบที่ง่ายที่สุด) แสดงดังในรูปที่ 4.7 ในระบบนี้แผ่นฐานรองจะวางอยู่บนแอโนดซึ่งมีอุปกรณ์ทำความร้อนอยู่ข้างใต้เพื่อใช้เพิ่มอุณหภูมิให้แก่แผ่นฐานในขณะเคลือบชั้นฟิล์ม (อุณหภูมิประมาณ 150 - 250°C) และทางขั้วแคโทดจะมีเป้า ซึ่งเป็นวัสดุที่จะทำการเคลือบหรือฝากลงบนแผ่นฐานที่วางอยู่ เมื่อทำการดูดอากาศออก

จากแชมเบอร์ (หรือ Belljar) จนได้ความดันต่ำเท่าที่ต้องการ(Background pressure อยู่ในช่วง 10^{-5}-10^{-6} Torr) จากนั้นจะทำการป้อนแรงดันค่าสูงให้ระหว่างขั้วแอโนด – แคโทด และปรับความดันของก๊าซเฉื่อย (มักใช้ Ar เนื่องจากเป็นธาตุที่มีน้ำหนักอะตอมค่อนข้างมาก จึงเหมาะกับการใช้ระดมยิงเป้า) ที่จะเข้ามาในระบบให้มีขนาดตามต้องการ (อยู่ในช่วง 0.02 – 0.2 Torr) หลังจานั้นอาร์กอนจะแตกตัวเป็นไอออนอันเนื่องจากสนามไฟฟ้าค่าสูงที่ใช้ทำเป้า จึงทำให้อะตอมหรือกลุ่มอะตอมของวัสดุดังกล่าวหลุดจากผิวหน้าเป้ามาฝากหรือเคลือบลงบนแผ่นฐานรอง เนื่องจากในขณะที่ทำการปลูกฟิล์มความดันภายในแชมเบอร์มีค่าต่ำ ดังนั้นเมื่ออะตอมของวัสดุหลุดจากผิวหน้าเป้าแล้วจะมีโอกาสชนกันเพียงเล็กน้อยหรือไม่มีเลยก่อนที่จะฝากลงบนผิวหน้าฐานรอง



รูปที่ 4.7 ระบบเครื่องมือสปัตเตอร์ริง

เครื่องสปัตเตอร์แบ่งออกเป็น 2 ชนิดหลัก ๆ คือ

1) ดีซี สปัตเตอร์ (DC Sputter) เป็นเครื่องสปัตเตอร์ที่ใช้ไฟฟ้ากระแสตรง เหมาะกับการผลิตฟิล์มบางที่เป็นแบบตัวนำ

2) อาร์เอฟ สปัตเตอร์ (RF Sputtering) เป็นเครื่องสปัตเตอร์ที่ใช้ไฟฟ้ากระแสสับความถี่ 13.56 เมกกะเฮิร์ต เหมาะกับการผลิตฟิล์มที่เป็นทั้งแบบตัวนำ และฉนวน หรือ สารประกอบ โดยเทคนิคดังกล่าวเรียกว่า “co-sputtering”

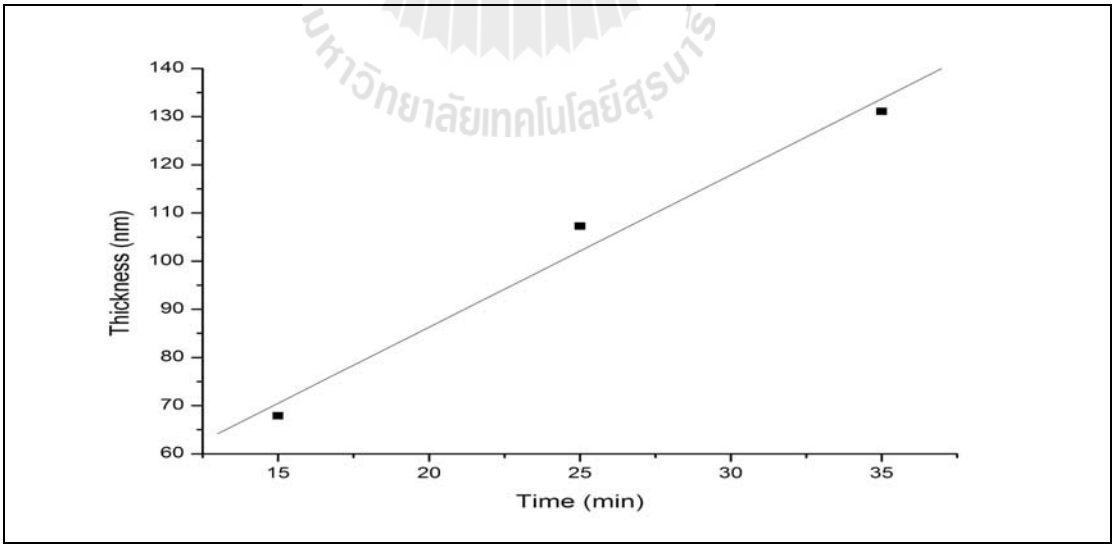
4.3.2 การผลิตชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ (SiO_2) และการหาเงื่อนไขอัตราการเติบโต (Growth rate)

การผลิตชั้นซิลิคอนไดออกไซด์จะใช้วิธีการ อาร์เอฟ สปัตเตอร์ เนื่องจากว่าซิลิคอนไดออกไซด์คือวัสดุที่เป็นฉนวน และต้องใช้ก๊าซออกซิเจน (O_2) เป็นก๊าซรีแอกทีฟ (Reactive) โดยมีเงื่อนไขการสปัตเตอร์ริงดังตารางที่ 4.1

ตารางที่ 4.1 แสดงเงื่อนไขการสปัตเตอร์ริงซิลิคอนไดออกไซด์

Sputter	Target	RF Cleaning		RF Sputtering	
		Pressure (mba)	Condition	Pressure(mba)	Condition
SiO_2	Si(Undoped)	OP.=$2.5x10^{-3}$	O_2-Plasma clean	OP.=$5.4x10^{-3}$	Ar=5.5 sccm
		BP.=$1.3x10^{-5}$	P=70 W	BP.=$8.0x10^{-6}$	O_2=2.1 sccm
			O_2=9.5 sccm	P_{Ar}=$5.2x10^{-3}$	P=100 W
			DC-Bias=-270 V	P_{O2}=$4.1x10^{-4}$	Varies time
			10 min	P_{total}=$5.6x10^{-3}$	15 ,25, 35 min

เมื่อทำการสปัตเตอร์ริงตามเงื่อนไขต่าง ๆ แล้ว นำแผ่นฐานซิลิคอนมาทำการตรวจวัดหาค่าดัชนีการหักเหแสง (Refractive index) เพื่อตรวจดูว่าชั้นฟิล์มที่ได้มานั้นเป็นซิลิคอนไดออกไซด์หรือไม่ โดยค่าดัชนีการหักเหแสงของซิลิคอนไดออกไซด์นั้นมีค่าประมาณ 1.46-1.47 และทำการตรวจวัดค่าความหนาชั้นฟิล์ม ด้วยเครื่อง เอลลิปโซมิเตอร์ (Ellipsometer) ซึ่งให้ผลดังตารางที่ 4.2 และจากค่าความหนาชั้นฟิล์มที่เวลาต่าง ๆ สามารถนำมาแสดงในกราฟ เพื่อหาค่าอัตราการเติบโตเฉลี่ยของฟิล์มได้ ดังแสดงในรูปที่ 4.8



รูปที่ 4.8 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาฟิล์มซิลิคอนไดออกไซด์ กับเวลา

ตารางที่ 4.2 แสดงข้อมูลค่าดัชนีการหักเหแสง และค่าความหนาชั้นฟิล์มซิลิคอนไดออกไซด์ที่เวลา ต่าง ๆ

เวลาในการสปัตเตอร์ริง	15 นาที	25 นาที	35 นาที
ค่าดัชนีการหักเหแสง	1.47	1.46	1.47
ความหนาฟิล์ม (nm)	67.89	107.30	131.10
อัตราการเติบโตของฟิล์มเฉลี่ย (nm/min)	3.25		

จากข้อมูลในตารางที่ 4.2 จะเห็นว่าค่าดัชนีหักเหแสงอยู่ในช่วง 1.46-1.47 แสดงว่าฟิล์มที่ได้จากการสปัตเตอร์ริง มีคุณสมบัติเป็นซิลิคอนไดออกไซด์ที่ดี ค่าความหนาฟิล์มที่ได้จากการสปัตเตอร์ริงที่ระยะเวลาต่าง ๆ เมื่อนำมาคำนวณหาค่าอัตราการเติบโตเฉลี่ยของฟิล์มพบว่าอัตราการเติบโต (Growth rate) ของฟิล์มมีค่า 3.25 นาโนเมตรเมื่อเวลาผ่านไป 1 นาที

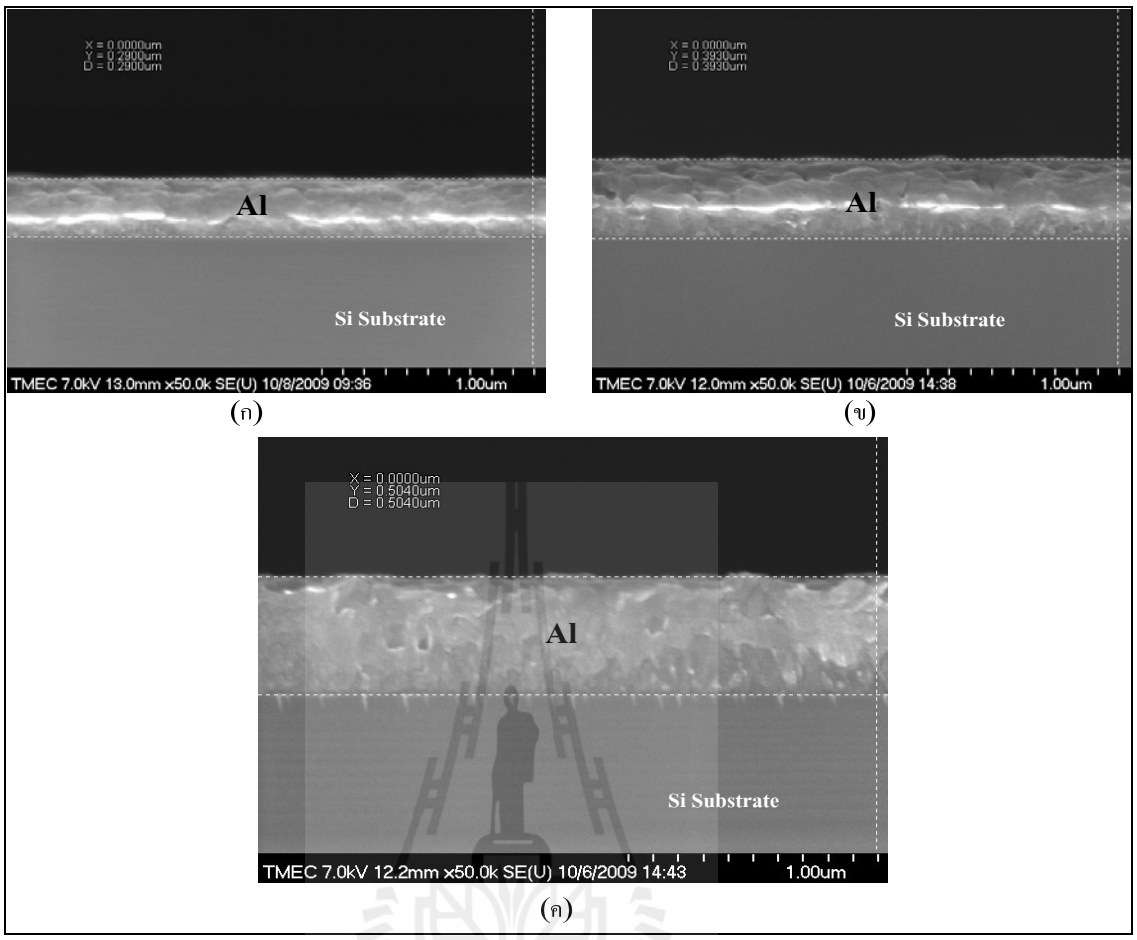
4.3.3 การผลิตชั้นอลูมิเนียม (Al) และการหาเงื่อนไขอัตราการเติบโตของฟิล์ม

การผลิตชั้นอลูมิเนียม (Al) จะใช้วิธีการ ดีซี สปัตเตอร์ เนื่องจากว่าอลูมิเนียม (Al) คือวัสดุที่เป็นโลหะ (ตัวนำไฟฟ้า) โดยมีเงื่อนไขการสปัตเตอร์ริง (เปลี่ยนแปลงเวลา) ดังตารางที่ 4.3

ตารางที่ 4.3 แสดงเงื่อนไขการสปัตเตอร์ริงอลูมิเนียม

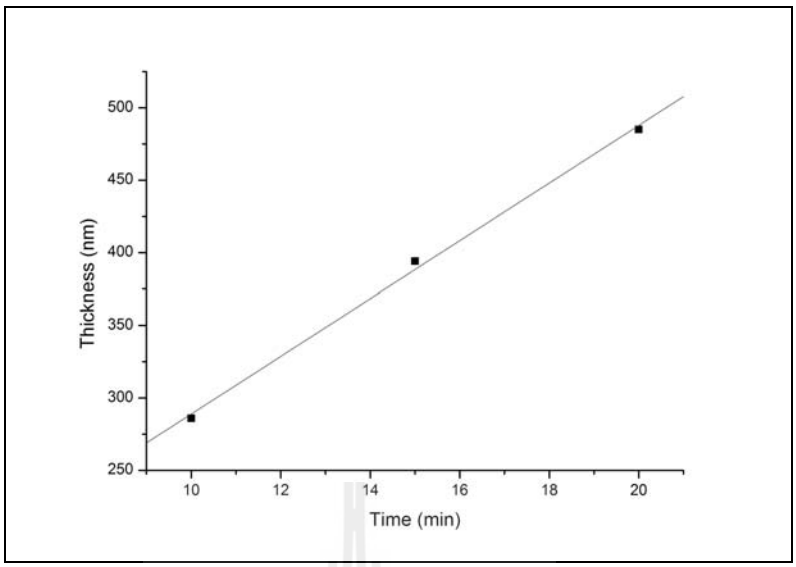
Sputter	Target	DC Sputtering	
Al	Al	Pressure (mba)	Condition
		OP.=2.5×10^{-3}	Air flow (Ar)=4.2 sccm
		BP.=1.3×10^{-5}	Current sputtering 0.2 A
			Varies time 10 min, 15 min, 20 min

เมื่อทำการสปัตเตอร์ริงตามเงื่อนไขต่าง ๆ แล้ว นำแผ่นฐานซิลิคอนมาทำการตรวจวัดหาค่าความหนาชั้นฟิล์ม ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกน (Field Emission Scanning Electron Microscope : FE-SEM) รุ่น S - 4700 บริษัท Hitachi คือกล้องจุลทรรศน์ที่ใช้อิเล็กตรอนแทนแสงในการสร้างภาพขยายของวัตถุ มีกำลังขยายมากกว่ากล้องจุลทรรศน์ที่ใช้แสงมาก จึงมีการนำไปประยุกต์ใช้ในการถ่ายภาพที่ต้องการรายละเอียด และกำลังขยายสูง ทำให้ได้ภาพความหนาชั้นชั้นฟิล์มดังรูปที่ 4.9



รูปที่ 4.9 ภาพถ่ายตัดขวางจากกล้อง FE-SEM แสดงชั้นความหนาของฟิล์มอลูมิเนียมบนแผ่นฐานซิลิคอน (ก) สปัตเตอร์ริง 10 นาที (ข) สปัตเตอร์ริง 15 นาที (ค) สปัตเตอร์ริง 20 นาที

จากภาพถ่ายตัดขวางที่ได้จากกล้อง FE-SEM การวัดค่าความหนาในแต่ละเงื่อนไขจะทำการวัดทั้งหมด 3 ครั้ง โดยค่าความหาที่แสดงในตารางจะเป็นค่าที่ทำการเฉลี่ยมาแล้ว ซึ่งจะได้ข้อมูลดังตารางที่ 4.4 และจากค่าความหนาชั้นฟิล์มที่เวลาต่าง ๆ สามารถนำมาพลอตกราฟ เพื่อหาค่าอัตราการเติบโตเฉลี่ยของฟิล์มได้ ดังแสดงในรูปที่ 4.10



รูปที่ 4.10 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาฟิล์มอลูมิเนียม กับเวลา

ตารางที่ 4.4 แสดงข้อมูลค่าความหนาชั้นฟิล์มอลูมิเนียมที่เวลาต่าง ๆ

เวลาในการสปัตเตอร์ริง	10 นาที	15 นาที	20 นาที
ความหนาฟิล์ม (nm)	286	394	485
อัตราการเติบโตของฟิล์มเฉลี่ย (nm/min)	26.00		

ค่าความหนาฟิล์มที่ได้จากการสปัตเตอร์ริงระยะเวลาต่าง ๆ เมื่อนำมาคำนวณหาค่าอัตราการเติบโตเฉลี่ยของฟิล์มมีค่าเท่ากับ 26 นาโนเมตรเมื่อเวลาผ่านไป 1 นาที

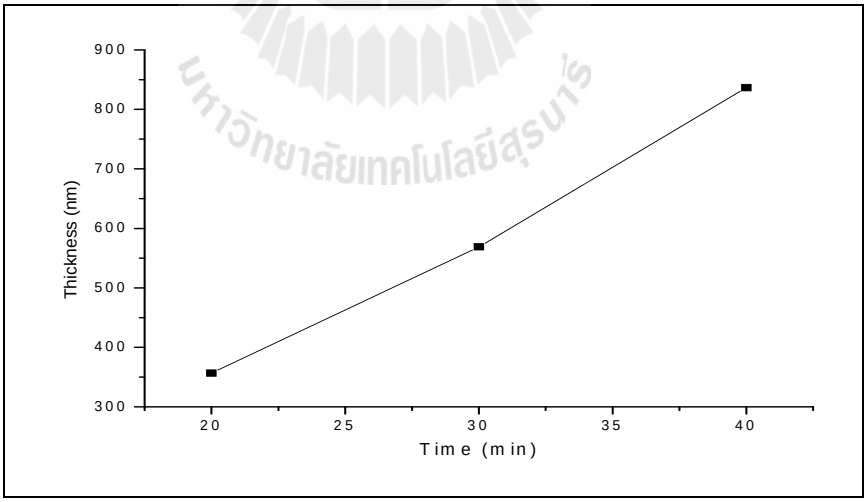
4.3.4 การผลิตชั้นอะมอฟัสซิลิคอน (a-Si) และการหาเงื่อนไขอัตราการเติบโต (Growth rate)

การผลิตชั้นอะมอฟัสซิลิคอนจะใช้วิธีการ อาร์เอฟ สปัตเตอร์ เนื่องจากว่าอะมอฟัสซิลิคอนคือวัสดุสารกึ่งตัวนำ โดยมีเงื่อนไขการสปัตเตอร์ริงดังตารางที่ 4.5

ตารางที่ 4.5 แสดงเงื่อนไขการสปัตเตอร์ริงอะมอฟัสซิลิคอน

Sputter	Target	RF Cleaning		RF Sputtering	
a-Si	Si(undoped)	Pressure (mba)	Condition	Pressure(mba)	Condition
		OP.=$2.8x10^{-3}$	Ar-Plasma clean	OP.=$3.2x10^{-3}$	Ar=10.2 sccm
		BP.=$8.5x10^{-6}$	P=75 W	BP.=$8.0x10^{-6}$	P=150W
			O_2=9.8 sccm		Varies time
			DC-Bias=-180 V		20 ,30, 40
			5 min		min

เมื่อทำการสปัตเตอร์ริงตามเงื่อนไขต่าง ๆ แล้ว นำแผ่นฐานซิลิคอนมาทำการตรวจวัดหาค่าดัชนีการหักเหแสง (Refractive index) เพื่อตรวจดูว่าชั้นฟิล์มที่ได้มานั้นเป็นอะมอฟัสซิลิคอนหรือไม่ โดยค่าดัชนีการหักเหแสงของอะมอฟัสซิลิคอนนั้นมีค่าประมาณ 4.05-4.10 และทำการตรวจวัดค่าความหนาชั้นฟิล์ม ด้วยเครื่อง เอลลิปโซมิเตอร์ (Ellipsometer) ซึ่งให้ผลดังตารางที่ 4.6 และจากค่าความหนาชั้นฟิล์มที่เวลาต่าง ๆ สามารถนำมาแสดงในกราฟ เพื่อหาค่าอัตราการเติบโตเฉลี่ยของฟิล์มได้ ดังแสดงในรูปที่ 4.11



รูปที่ 4.11 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาฟิล์มอะมอฟัสซิลิคอน กับเวลา

ตารางที่ 4.6 ข้อมูลค่าดัชนีการหักเหแสงและค่าความหนาชั้นฟิล์มอะมอฟัสซิลิคอนที่เวลาต่าง ๆ

เวลาในการสปัตเตอร์ริง	20 นาที	30 นาที	40 นาที
ค่าดัชนีการหักเหแสง	4.08	4.10	4.03
ความหนาฟิล์ม (nm)	356.56	568.83	836.656
อัตราการเติบโตของฟิล์มเฉลี่ย (nm/min)	21.556		

จากข้อมูลในตารางที่ 4.6 จะเห็นว่าค่าดัชนีหักเหแสงอยู่ในช่วง 4.05-4.10 แสดงว่าฟิล์มที่ได้จากการสปัตเตอร์ริง เป็นอะมอฟัสซิลิคอนจริง และค่าความหนาฟิล์มที่ได้จากการสปัตเตอร์ริงที่ระยะเวลาต่าง ๆ เมื่อนำมาคำนวณหาค่าอัตราการเติบโตเฉลี่ยของฟิล์มมีค่าเท่ากับ 21.556 นาโนเมตรเมื่อเวลาผ่านไป 1 นาที

4.4 การศึกษาการสร้างช่องเปิดอลูมิเนียม ด้วยวิธีการอลูมิเนียมอินดิวส์

การศึกษาสร้างช่องเปิดอลูมิเนียมด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวส์นั้นได้กำหนดเงื่อนไขการศึกษาที่เกี่ยวกับผลของอุณหภูมิที่ใช้ในการอบ ที่แตกต่างกัน โดยมีเงื่อนไขดังแสดงในตารางที่ 4.7

ตารางที่ 4.7 แสดงเงื่อนไขการสร้างช่องเปิดอลูมิเนียมด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวส์ภายใต้อุณหภูมิการอบที่แตกต่างกัน

Sample ID	Thickness of Al/SiO_2 (nm)	Heat treatment for APC formation	
		T(°C)	Condition
AIC-Ref	250/100	520	N_2 100 sccm, 12 hr.
AIC-500		500	
AIC-520		520	
AIC-550		550	

4.4.1 ขั้นตอนและวิธีการสร้างช่องเปิดอลูมิเนียมด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวส์

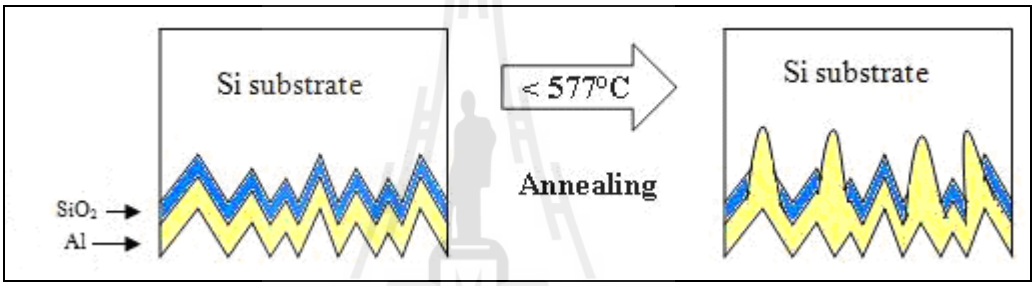
ขั้นตอน และวิธีการสร้างช่องเปิดอลูมิเนียมด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวส์นั้นมีดังนี้

1) นำแผ่นซิลิคอนชนิดพี ระนาบ (100) ความต้านทานไฟฟ้าประมาณ 1 Ω.cm หนา 300 μm ใช้เป็นแผ่นฐาน ที่ผ่านกระบวนการสกัดผิวหน้าลวดลายพีระมิดแบบสุ่มด้วยสารละลาย 2.9%KOH + 10%IPA เป็นเวลา 50 นาที ภายใต้อุณหภูมิ 80°C ที่ให้ค่าสัมประสิทธิการ

สะท้อนแสงต่ำประมาณ 8.3% (กิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์, 2553) มาทำการปลูกฟิล์มซิลิคอนไดออกไซด์ ที่มีความหนา 100 นาโนเมตร ด้วยวิธีการสปัตเตอร์ริงแบบอาร์เอฟ (เนื่องจากเป็นฟิล์มฉนวน)

2) หลังจากทำการปลูกฟิล์มซิลิคอนไดออกไซด์ที่มีความหนา 100 นาโนเมตร เรียบร้อยแล้ว ก็นำมาทำการปลูกฟิล์มอลูมิเนียมให้มีความหนาประมาณ 250 นาโนเมตรต่อด้วยวิธีการสปัตเตอร์ริงแบบดีซี (เนื่องจากเป็นฟิล์มโลหะ)

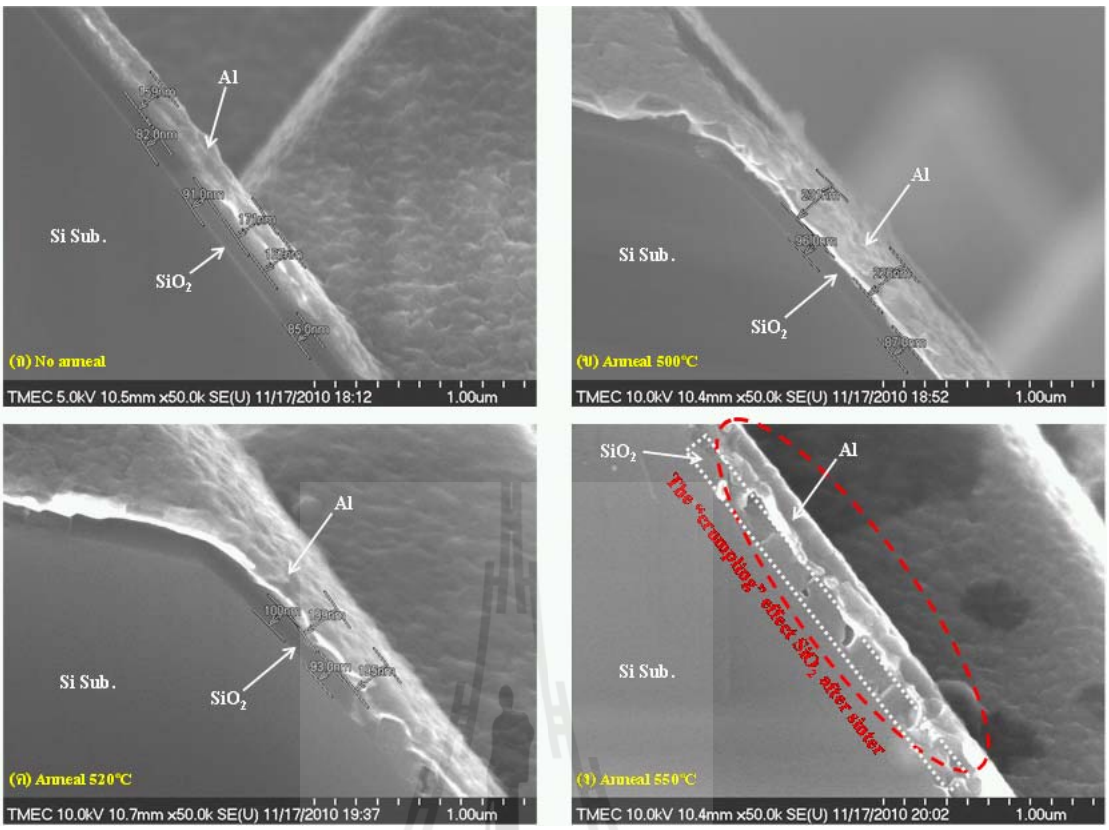
3) เมื่อทำการปลูกฟิล์มบางทั้งสองชั้นเรียบร้อยแล้ว ให้นำชิ้นงานมาทำการอบด้วยเตาอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ ภายใต้การไหลของแก๊สไนโตรเจนบริสุทธิ์ที่ 100 SCCM. เป็นเวลา 12 ชั่วโมง ดังแสดงในตารางที่ 4.7 และรูปที่ 4.12



รูปที่ 4.12 การสร้างช่องเปิดอลูมิเนียมด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวส์

4.4.2 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างของช่องเปิดอลูมิเนียมที่สร้างด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวส์

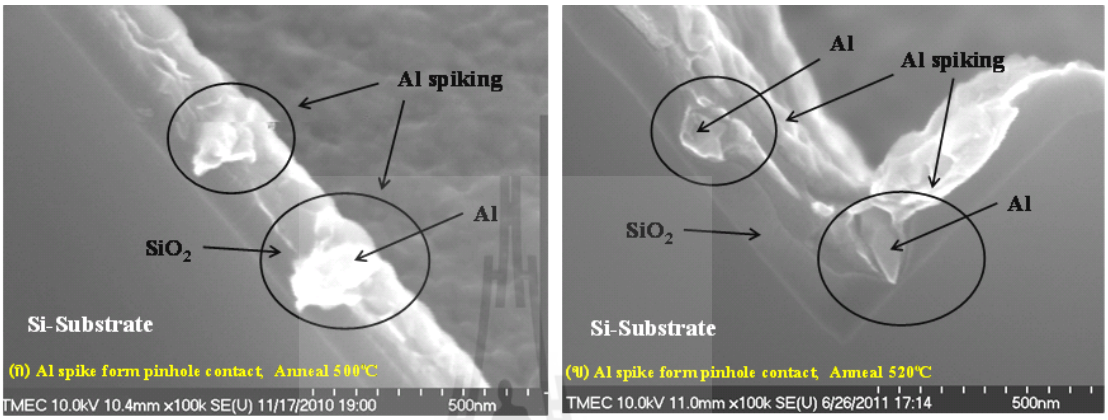
การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างของช่องเปิดอลูมิเนียมภายใต้เงื่อนไขของอุณหภูมิการอบที่แตกต่างกันนั้นทำได้โดยการถ่ายภาพจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนกำลังขยายสูง เพื่อศึกษาผลการแทรกซึมของอลูมิเนียมที่เกิดจากการหลอมละลายของฟิล์มอลูมิเนียมจนเกิดการทะลุผ่านชั้นของซิลิคอนไดออกไซด์ และการก่อตัวเกิดเป็นช่องเปิดอลูมิเนียมเล็ก ๆ ขึ้นภายใต้ผลของอุณหภูมิที่ไม่เกินค่าอุณหภูมิหลอมเหลว คือมากกว่า 480°C แต่น้อยกว่า 577°C (Eutectic temperature) ผลของช่องเปิดอลูมิเนียมที่เกิดขึ้นภายใต้เงื่อนไขการอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ แสดงในรูปที่ 4.13



รูปที่ 4.13 ภาพตัดขวางจาก FE-SEM ของชั้นฟิล์ม Al/SiO_2/Si ฐานรอง ภายใต้เงื่อนไขการอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ (ก) ไม่อบความร้อน (ข) อบที่ความร้อน 500°C (ค) อบที่ความร้อน 520°C (ง) อบที่ความร้อน 550°C

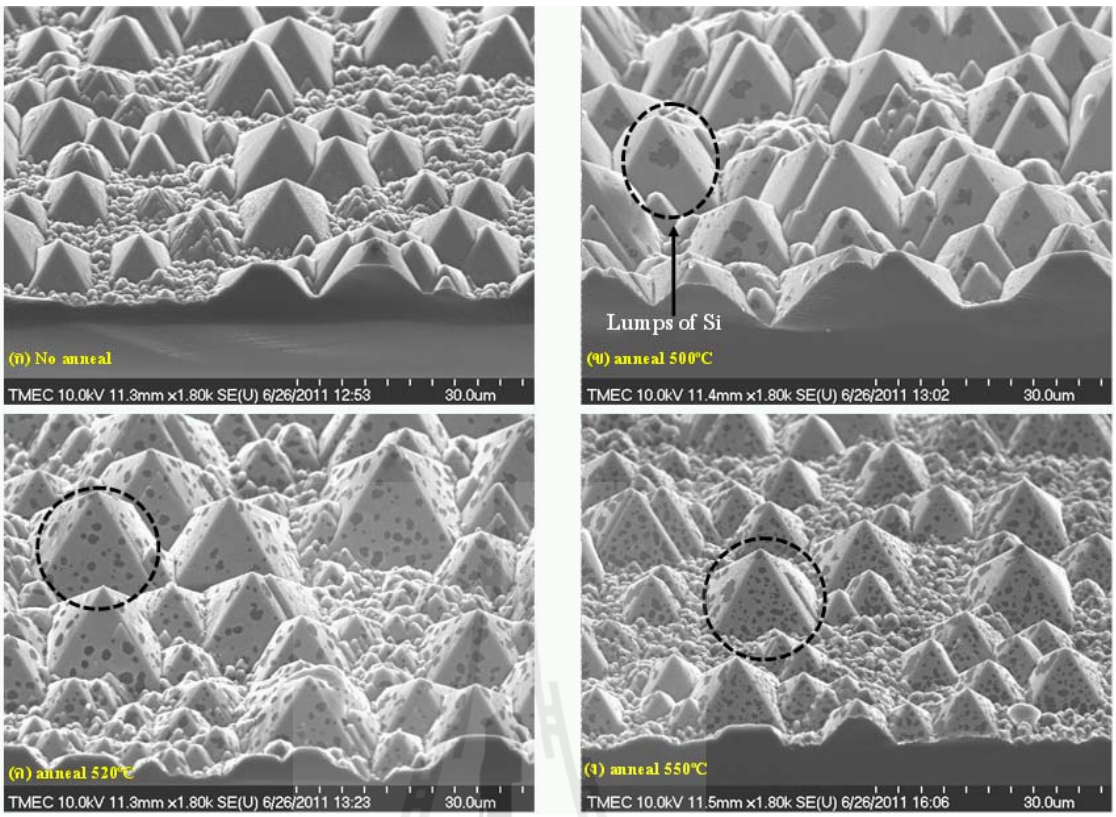
รูปที่ 4.13 (ก) แสดงภาพตัดขวางจากกล้องกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนกำลังขยายสูง ของชั้นฟิล์มอลูเนียม/ซิลิคอนไดออกไซด์/ซิลิคอนแผ่นฐาน ที่ยังไม่ผ่านกระบวนการอบให้ความร้อน ซึ่งไม่สามารถพบเห็นการทะลุของอลูมิเนียมเกิดขึ้นเลย และเมื่อทำการอบตัวอย่างที่อุณหภูมิ 500°C ดังรูปที่ 4.13 (ข) จะสามารถสังเกตเห็นว่าชั้นของอลูมิเนียมนั้นขยายตัวขึ้นเล็กน้อย และเริ่มสังเกตเห็นการแทงทะลุของอลูมิเนียม หรือที่เรียกว่าอลูมิเนียมสไปร์ (Al Spiking) เกิดขึ้น ซึ่งมีช่องเปิดแคบ ๆ กว้างประมาณ 100 nm. โดยสังเกตได้จากภาพภาพตัดขวางของกล้องกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนกำลังขยายสูงในรูปที่ 4.14 (ก) เมื่อทำการอบตัวอย่างที่อุณหภูมิ 520°C ในรูปที่ 4.13 (ค) เราได้พบบริเวณช่องเปิดของอลูมิเนียมจะกว้างขึ้นขนาดกว่า 1 µm. แสดงดังแสดงดังรูป 4.14 (ข) และเมื่อสังเกตจะพบกลุ่มก้อนซิลิคอนเล็ก ๆ (Si clusters) เกิดขึ้นภายในบริเวณอลูมิเนียมที่ทะลุลงชั้นซิลิคอนไดออกไซด์จนเกิดรอยสัมผัสระหว่างอลูมิเนียมกับผิวของซิลิคอนแผ่นฐาน จนอาจเป็นเหตุให้เกิดการแลกเปลี่ยนเฟสของอลูมิเนียมกับซิลิคอนแผ่นฐาน

โดยแสดงในรูปที่ 4.13 (ค) ในกรณีที่ทำการอบตัวอย่างที่อุณหภูมิ 550°C ในรูปที่ 4.13 (ง) พบการละลายปะปนกันระหว่างชั้นอลูมิเนียมกับซิลิคอนไดออกไซด์ จนไม่สามารถแยกชั้น หรือเฟสให้เห็นได้ เป็นผลทำให้ที่อุณหภูมิการอบนี้ไม่เกิดการเปิดช่องด้วยอลูมิเนียมเนื่องจากอุณหภูมิที่ใช้เป็นอุณหภูมิสูงเข้าใกล้อุณหภูมิยูเทคทิค (Eutectic, 577°C)



รูปที่ 4.14 ภาพตัดขวางจาก FE-SEM แสดงช่องเปิดที่เกิดจากการแทงทะลุของอลูมิเนียมที่อุณหภูมิการอบ (ก) อุณหภูมิ 500°C (ข) อุณหภูมิ 520°C

จากผลของอุณหภูมิที่ใช้ในการอบเพื่อสร้างช่องเปิดอลูมิเนียมเป็นผลทำให้เกิดกลุ่มก้อนซิลิคอนเล็ก ๆ และเห็นได้ชัดเจนที่ผิวบนของอลูมิเนียม สังเกตได้จากภาพถ่ายในรูปที่ 4.15 การเกิดกลุ่มก้อนซิลิคอนเล็ก ๆ มากมายที่ผิวอลูมิเนียมนอกสุดนี้เนื่องมาจากการกลับเฟสของอลูมิเนียม และซิลิคอน ที่อุณหภูมิสูงถึง 550°C ซึ่งเข้าใกล้จุดอุณหภูมิยูเทคทิค (Eutectic) 577°C



รูปที่ 4.15 ภาพตัดขวางจาก FE-SEM แสดงการกลับเฟสของอลูมิเนียม และซิลิคอนที่ผิวตัวอย่างที่เป็นผลมาจากการอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ

4.5 การศึกษาการสร้างชั้นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง ด้วยวิธีการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน กับอลูมิเนียม

ในการสร้างชั้นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูงด้วยวิธีการแลกเปลี่ยนชั้นเฟสกันระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียมนั้นถือเป็นขั้นตอนที่สำคัญ และเป็นขั้นตอนสุดท้ายในการสร้างชั้นพาสซิเวชันที่ผิวด้านหลังอีกด้วย โดยในหัวข้อนี้จะกล่าวถึงรายละเอียดของกระบวนการสร้างชั้นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูงด้วยวิธีการแลกเปลี่ยนชั้นเฟสโดยมีเงื่อนไขดังตารางที่ 4.8 (อัตราส่วนความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน กับอลูมิเนียมที่แตกต่างกัน) รวมถึงการศึกษาและวิเคราะห์ผลการแลกเปลี่ยนชั้นฟิล์มด้วยเครื่องมือวิเคราะห์ต่าง ๆ อย่างละเอียด ยกตัวอย่างเช่น FE-SEM 4-point probe และ AES เป็นต้น ดังจะกล่าวในหัวข้อย่อยต่อไป

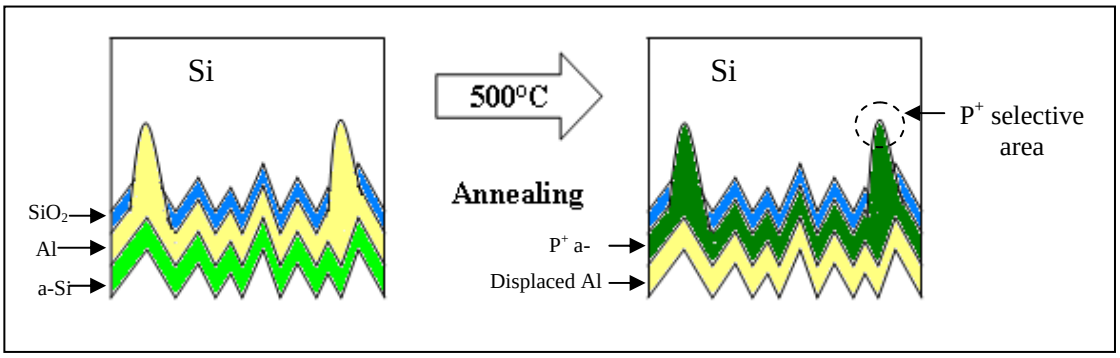
ตารางที่ 4.8 แสดงเงื่อนไขการสร้างชั้นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูงภายใต้อัตราส่วนความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับ อลูมิเนียมที่แตกต่างกัน

Sample ID	Thickness ratio between a-Si : Al (nm)	Temperature of Annealing for Al pinhole (AIC)	Thickness of Al/SiO_2 (nm)	Heat treatment for ALILE formation	
				T(°C)	Condition
ALILE-0.2:1	0.2 : 1	520°C	250/100	500°C	N_2 100 sccm, 10 hr.
ALILE-0.5:1	0.5 : 1				
ALILE-1:1	1 : 1				
ALILE-2:1	2 : 1				
ALILE-3:1	3 : 1				

4.5.1 ขั้นตอนการสร้างชั้นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูงด้วยวิธีการแลกเปลี่ยนชั้นเฟส

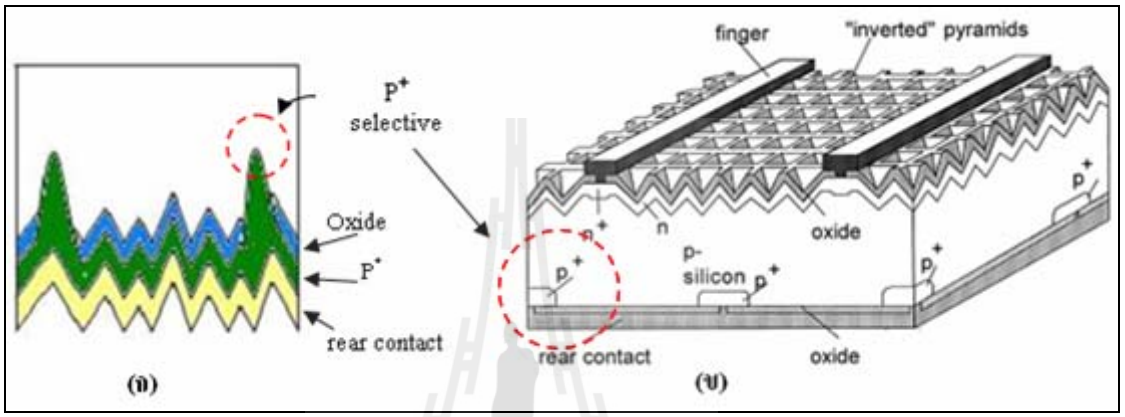
การสร้างชั้นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูงด้วยวิธีการแลกเปลี่ยนชั้นเฟสกันระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียมนั้นมีขั้นตอนดังนี้

หลังจากทำการเปิดช่องซิลิคอนไดออกไซด์ด้วยเทคนิคอลูมิเนียมอินดิวส์แล้ว ก็นำแผ่นซิลิคอนมาปลูกฟิล์มอะมอร์ฟัสซิลิคอน แล้วทำการอบ ที่อุณหภูมิ 500°C ทำให้เกิดการแลกเปลี่ยนชั้นกันระหว่างชั้นอลูมิเนียม กับชั้นอะมอร์ฟัสซิลิคอน ทำให้ชั้นตรงกลางระหว่างชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ กับชั้นอลูมิเนียม กลายเป็นอะตอมสารเจือเข้มข้น (p^+-Si) แสดงดังรูปที่ 4.16 การผลิตชั้นอะตอมสารเจือเข้มข้น ด้วยวิธีพาสซิเวชันในบางบริเวณ ด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวซ์



รูปที่ 4.16 การผลิตชั้นอะตอมสารเจือเข้มข้น ด้วยวิธีพาสซิเวชันแบบเลือก ด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวซ์

จากโครงสร้างพาสซิเวชันโดยวิธีอลูมิเนียมอินดิวซ์ เราจะได้ชั้นพีที่มีอะตอมสารเจือเข้มข้นแบบเลือกพื้นที่ (p^+ - selective area) เพื่อเป็นชั้นพาสซิเวชันที่ผิวด้านล่าง (Rear passivation) โดยไม่ใช้วิธีการสร้างลวดลายด้วยแสง ซึ่งเมื่อนำมาเปรียบเทียบกับโครงสร้างแบบ PERL เซลล์ (Passivated Emitter & Rear Locally-diffused cell) ที่ใช้วิธีการสร้างลวดลายด้วยแสงในการทำชั้นพาสซิเวชัน จะเห็นว่ามีลักษณะโครงสร้างที่คล้ายกันโดยแสดงดังรูปที่ 4.17



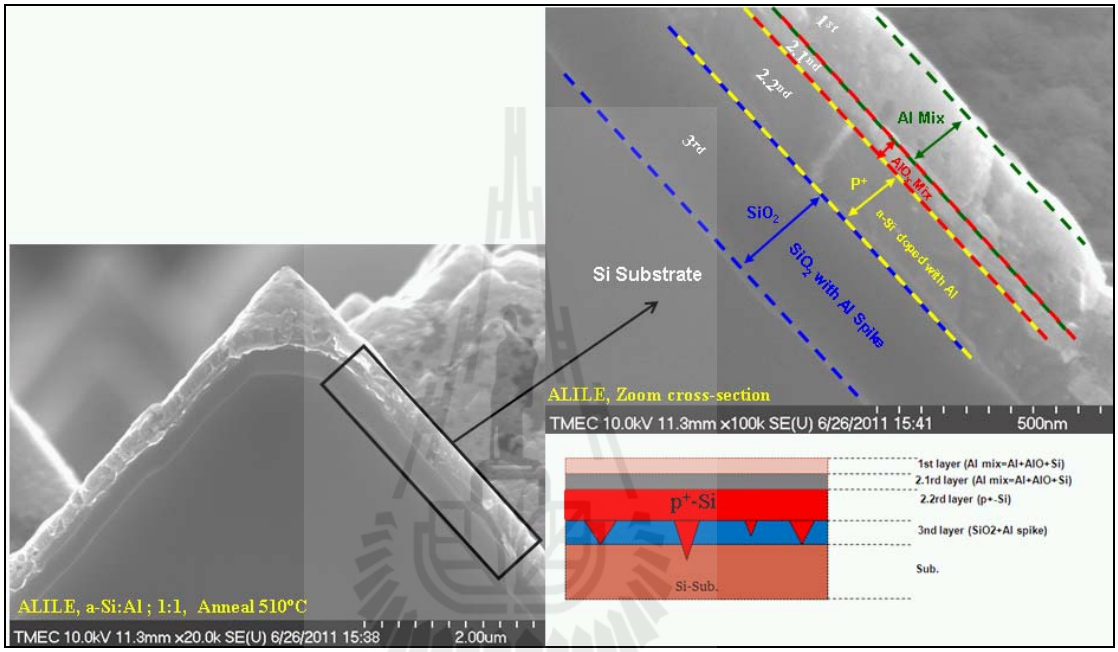
รูปที่ 4.17 (ก) การผลิตชั้นพาสซิเวชันแบบเลือก ด้วยวิธีอลูมิเนียมอินดิวซ์ (ข) การผลิตชั้นพาสซิเวชันแบบเลือก ด้วยวิธีวิธีการสร้างลวดลายด้วยแสง

4.5.2 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างของชั้นพาสซิเวชันที่ผลิตด้วยวิธีการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียม (ALILE)

การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างของชั้นพาสซิเวชันที่ผลิตด้วยวิธีการแลกเปลี่ยนเฟสนั้น วัตถุประสงค์ส่วนหนึ่งก็คือเพื่อทำการตรวจสอบว่าการผลิตชั้นพาสซิเวชันที่ผลิตด้วยวิธีนี้เกิดการแลกเปลี่ยนชั้นเฟสกันจริง และเกิดการการก่อตัวของชั้นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูงขึ้นจริงตามที่ได้สมมุติฐาน หรือศึกษาไว้ก่อนหน้า และอีกวัตถุประสงค์หนึ่งก็เพื่อทำการศึกษาหาเงื่อนไขของการผลิตที่ดีที่สุด หรือปัญหาที่เกิดขึ้นเพื่อนำไปแก้ไขปรับปรุงต่อไป โดยในการวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างนี้จะแบ่งการวิเคราะห์ออกเป็น 3 ส่วนตามประเภทของเครื่องมือวัด ซึ่งเครื่องมีวัดแต่ละประเภทก็จะให้ประโยชน์ในการศึกษาที่แตกต่างกันไป ดังจะกล่าวในหัวข้อย่อยต่อไป

- **การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนกำลังขยายสูง (FE-SEM)**

ในการวิเคราะห์ผลด้วยภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนกำลังขยายสูง (FE-SEM) นั้น ได้ทำการเลือกตัวอย่างที่มีอัตราส่วนความหนาของอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียมเป็น 1 ต่อ 1 แสดงดังรูปที่ 4.18



รูปที่ 4.18 ภาพตัดขวางจาก FE-SEM แสดงการแลกเปลี่ยนชั้นเฟสระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียมที่ผลิตด้วยวิธี ALILE

ผลจากภาพถ่ายกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนกำลังขยายสูง (FE-SEM) นั้น พบชั้นฟิล์มทั้งหมด 3 ชั้นใหญ่ ๆ ซึ่งประกอบไปด้วยฟิล์มชั้นแรก คือชั้นของอลูมิเนียมผสม ซึ่งเกิดจากชั้นแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียมเมื่อได้รับความร้อน จึงเป็นผลทำให้เกิดการกลับเฟส (แลกเปลี่ยนเฟส) กันกลายเป็นอลูมิเนียมที่มีเฟสของอะมอฟัสซิลิคอนผสมอยู่ แต่มีความเข้มข้นของเฟสอลูมิเนียมที่มากกว่า ซึ่งปรากฏการณ์ในลักษณะนี้สอดคล้องกับผลของ Anita Wing Yi Ho, 2003 สำหรับชั้นที่ 2 คือชั้นของซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง (P^+-Si) ซึ่งเกิดจากการที่ a-Si ถูกโดปด้วยอะตอมสารเจือของธาตุหมู่ 3 คือ Al ขณะที่เกิดการกลับ (แลกเปลี่ยนเฟส) เฟสกัน จนกลายเป็นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูงเนื่องจากมีเฟสของซิลิคอนที่สูงกว่า และชั้นสุดท้ายชั้นที่ 3 คือชั้นของซิลิคอนไดออกไซด์ที่มีการแทรกซึม หรือที่เรียกว่า “Spike” ของอลูมิเนียม

ทำให้เกิดเป็นช่องเปิดอลูมิเนียมขึ้นนั้นเอง จากผลที่พบจากภาพถ่ายนี้สามารถสนับสนุนผลการเกิดการแลกเปลี่ยนเฟสได้เป็นอย่างดี

- **หลักการของเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน (X-Ray Diffraction; XRD)**

เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์สมบัติของวัสดุ โดยอาศัยหลักการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ โดยสามารถทำการวิเคราะห์ ได้ทั้งสารประกอบที่มีอยู่ในสารตัวอย่าง และนำมาใช้ศึกษารายละเอียดเกี่ยวกับโครงสร้างผลึกของสารตัวอย่างได้อีกด้วย ในผลึกของตัวอย่างแต่ละชนิดจะมีขนาดของยูนิตเซลล์ที่ไม่เท่ากัน ทำให้รูปแบบของการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ ที่ออกมาไม่เท่ากัน ทำให้เราสามารถหาความสัมพันธ์ของสารประกอบต่าง ๆ กับรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ได้ ซึ่งจะทำให้เราทราบว่า ในตัวอย่างนั้น ๆ มีสารประกอบอะไรอยู่บ้าง

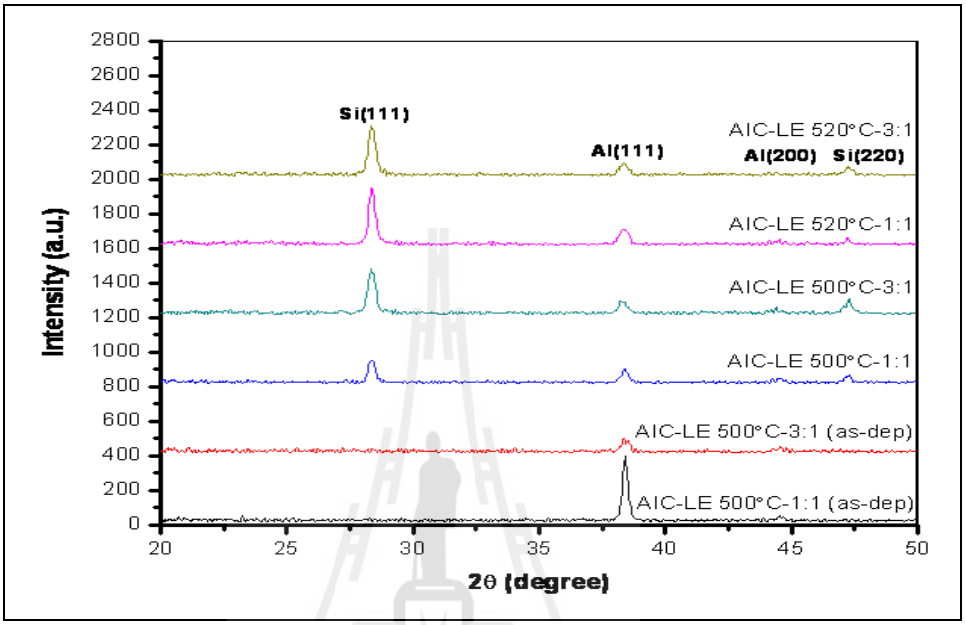
นอกจากนี้ผลการวิเคราะห์ของการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ จะสามารถหาองค์ประกอบของตัวอย่างได้แล้วนั้น ยังสามารถคำนวณหาปริมาณขององค์ประกอบต่าง ๆ ที่อยู่ในตัวอย่าง คำนวณหาขนาดอนุภาคของแต่ละยูนิตเซลล์ ความเครียดของตัวอย่าง ค่าความเป็นผลึกของตัวอย่างได้อีกด้วย นอกจากนี้ยังสามารถทำการวิเคราะห์องค์ประกอบของฟิล์มบาง และคำนวณค่าความหนาของชั้น
ฟิล์มบางได้อีกด้วย

เครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน เป็นเครื่องมือวิเคราะห์เลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ในผลึกของตัวอย่าง โดยอาศัยหลักการของ Bragg's law ในการคำนวณค่าการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ ที่ยิงผ่านชั้นผลึก ที่อยู่ในตัวอย่าง โดยจะใช้ Detector รับความเข้มของรังสีเอกซ์ ที่เกิดจากการเลี้ยวเบนในมุมต่าง ๆ ของการทดสอบ

- **การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างด้วยเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน (X-Ray Diffraction; XRD)**

หลังจากการอบจนเกิดการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่าง a-Si กับ Al เราได้ทำการศึกษาคุณภาพของผลึก p^+ Si ที่มีเงื่อนไขของอัตราส่วนความหนาของ a-Si ต่อ Al ในค่า 0.2:1 0.5:1 1:1 2:1 และ 3:1 โดยใช้เทคนิค X-ray diffraction (XRD) โดยเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชัน (XRD) ที่ใช้ในงานวิจัยนี้ เป็นเครื่องยี่ห้อ Rigaku รุ่น TTRAX III ที่อยู่ในหน่วยงานเอ็มเทค (MTEC) โดยเป็นเครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์ลักษณะเฉพาะของวัสดุโดยไม่ทำลายสารตัวอย่าง (Non-destructive method) โดยใช้หลักการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ที่ตกกระทบหน้าผลึก ของสารตัวอย่างที่มุมต่าง ๆกัน ผลการวิเคราะห์ที่ได้จะถูกนำไปเปรียบเทียบกับฐานข้อมูลมาตรฐาน เพื่อระบุวัฏภาคองค์ประกอบของสารตัวอย่างนั้นว่าคืออะไร ซึ่งเครื่องเอกซเรย์ดิฟแฟรกชันส่วนใหญ่สามารถนำมาใช้ในการวิเคราะห์หาขนาดของผลึก เฟสในฟิล์มบาง และปริมาณของเฟสตัวอย่าง เป็นต้นโดย

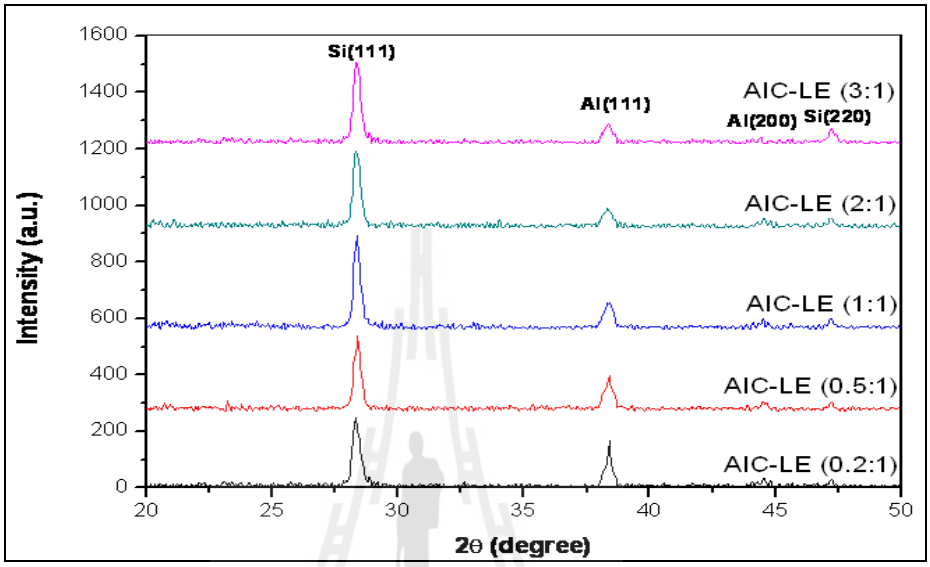
ในงานวิจัยนี้ได้ใช้ประโยชน์จากเครื่องมือวัดชนิดนี้ในการวิเคราะห์หาทั้งเฟสในฟิล์มบาง และขนาดผลึก ของชิ้นตัวอย่าง ALILE-3:1 ที่ AIC-500°C และ AIC520°C และตัวอย่าง ALILE-1:1 ที่ AIC-500°C และ AIC520°C ซึ่งได้ผลดังรูปที่ 4.19



รูปที่ 4.19 กราฟ XRD ของ ALILE-3:1 เปรียบเทียบกับ ALILE-1:1 ที่เงื่อนไขต่าง ๆ

จากรูปที่ 4.19 เมื่อทำการวิเคราะห์กราฟ XRD ที่เกิดขึ้นสำหรับตัวอย่างแรกที่ไม่ทำการอบโดยใช้สัญญาลักษณ์ว่า “as-dep” AIC-LE 500°C-3:1 (as-dep) จะพบเฉพาะยอดสเปคตัมของอลูมิเนียมเท่านั้น เนื่องจากเป็นอะมอฟัสซิลิคอน ทำให้ไม่พบความเป็นผลึกของซิลิคอน เป็นผลทำให้เครื่อง XRD ไม่สามารถตรวจจับความเป็นผลึกของซิลิคอนได้ จึงทำให้ไม่พบยอดสเปคตัมของซิลิคอนในกราฟ สำหรับตัวอย่าง AIC-LE 500°C-1:1 (as-dep) จากกราฟจะพบยอดสเปคตัมอะลูมิเนียมที่สูงกว่าพีคอลูมิเนียม (Al Peak) ของตัวอย่าง AIC-LE 500°C-3:1 (as-dep) เนื่องจากอะมอฟัสซิลิคอนที่เป็นฟิล์มชั้นบนสุด มีความหนาเท่า ๆ กับความหนาของ Al (หนาน้อยกว่า ตัวอย่าง AIC-LE 500°C-3:1 (as-dep)) และสำหรับในส่วนของตัวอย่าง AIC-LE ที่อุณหภูมิการอบ 500°C และ 520°C จากกราฟจะพบทั้งยอดสเปคตัมของซิลิคอน (Si Peak) และยอดสเปคตัมของอลูมิเนียม เนื่องจากอะมอฟัสซิลิคอน หลังได้รับการอบที่อุณหภูมิ 510°C เป็นเวลานาน 12 ชั่วโมง เมื่อทำการแลกเปลี่ยนเฟสแล้ว จะทำให้ซิลิคอนโครงสร้างอะมอฟัสเปลี่ยนเป็นผลึก เมื่อทำการเปรียบเทียบผลระหว่างตัวอย่าง AIC-LE ที่อุณหภูมิการอบ 500°C กับ 520°C จะพบว่าที่ AIC-LE 520°C จะมีขนาด

ของยอดสเปคตัมของซิลิคอน ที่สูงกว่า AIC-LE 500°C เนื่องจากผลของอุณหภูมิการอบในการสร้าง Al spike ที่สูงขึ้น จึงเป็นผลทำให้ขนาดของผลึก (grain size) ของซิลิคอนมีขนาดใหญ่ขึ้น หรือมีความเป็นผลึกมากกว่านั่นเอง

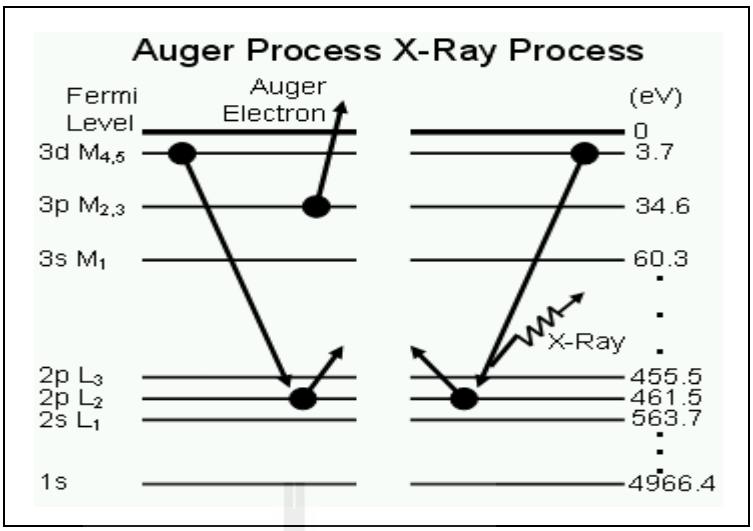


รูปที่ 4.20 กราฟ XRD ของ ALILE (AIC-520°C) ที่เงื่อนไขของอัตราส่วนความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน กับอลูมิเนียมค่าต่าง ๆ

เมื่อนำกราฟ XRD รูปที่ 4.20 มาวิเคราะห์จะพบว่า AIC-LE 520°C-0.2:1 จะพบยอดสเปคตัมของอลูมิเนียม (Al Peak) ที่สูงที่สุด เนื่องจากชั้น อะมอฟัสซิลิคอนมีความบางกว่าชั้นอลูมิเนียมมาก ดังนั้นเมื่อทำการแลกเปลี่ยนชั้นเฟสกัน จึงส่งผลทำให้อลูมิเนียมเกิดการ เปลี่ยนเฟสขึ้นสู่ผิวหน้าด้านบน (surface) ได้มาก แต่สำหรับ AIC-LE 520°C-3:1 จะให้ยอดสเปคตัมของอลูมิเนียม (Al Peak) ที่ต่ำที่สุด เนื่องจากชั้นอะมอฟัสซิลิคอนมีความหนากว่าชั้นอลูมิเนียมมากถึง 3 เท่า ดังนั้นเมื่อทำการแลกเปลี่ยนชั้นเฟสกัน จึงส่งผลทำให้อลูมิเนียมเกิดการเปลี่ยนเฟสขึ้นสู่ ผิวหน้าด้านบน (surface) ได้น้อยลง

- **หลักการของเครื่อง Auger Electron Spectroscopy (AES)**

เทคนิค Auger Electron Spectroscopy เป็นเทคนิคที่ใช้ในการตรวจสอบ และศึกษาพื้นผิวของวัสดุเป็นหลัก โดยการวัด และวิเคราะห์พลังงาน และสมบัติอื่น ๆ ของ Auger electron ในสุญญากาศ การปลดปล่อย Auger electron ออกจากอะตอมนั้นเป็นกระบวนการที่เกี่ยวข้องกับสามระดับพลังงานในอะตอม



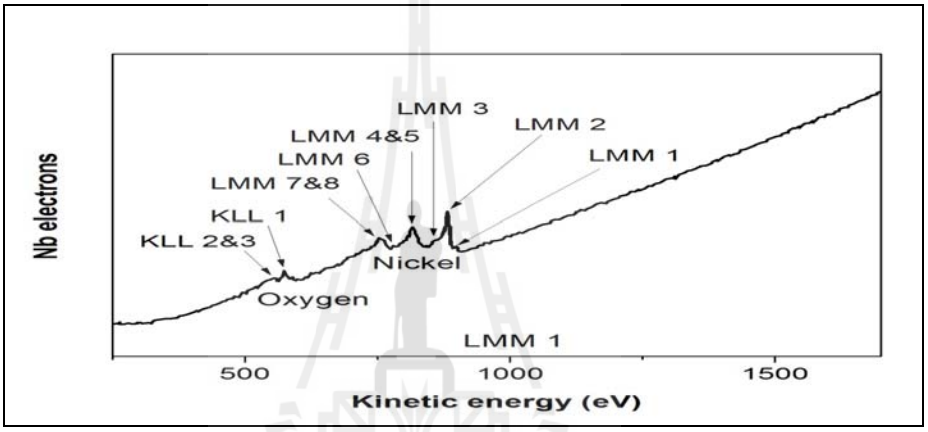
รูปที่ 4.21 ขั้นตอนการเกิด Auger effect ก่อนและหลังจากการกระตุ้นด้วยอิเล็กตรอนพลังงานสูงจากภายนอก

ปรากฏการณ์ Auger effect หรือ Auger emission เริ่มจากการกระตุ้นอะตอมด้วยแสง หรืออิเล็กตรอนพลังงานสูงเพียงพอที่จะทำให้อะตอมเกิดการ ionization ทำให้มีสถานะพลังงานว่าง (โฮล) เกิดขึ้นในอะตอมเนื่องจากการสูญเสียอิเล็กตรอน ภายหลังจากเกิดโฮลในอะตอม อะตอมจะปรับตัวคืนจากการกระตุ้น โดยย้ายอิเล็กตรอนจากวงนอกเข้ามาแทนสถานะว่างและคายพลังงานเนื่องจากการผ่อนคลายให้กับอิเล็กตรอนตัวอื่น ๆ ในอะตอม โดยทั่วไปแล้วพลังงานนี้มีค่าเพียงพอที่จะปลดปล่อยอิเล็กตรอนในระดับพลังงานตื้น อะตอมจึงเกิด ionization ได้อีกครั้งหนึ่ง อิเล็กตรอนที่ปล่อยออกมานอกอะตอมในครั้งนี้จะเรียกว่า Auger electron อย่างไรก็ตามอะตอมสามารถเปล่งแสง X-ray fluorescence แทนการสร้าง Auger electron หากว่าพลังงานที่คายออกมาถูกเปลี่ยนเป็นโฟตอน ซึ่งมีโอกาสเกิดขึ้นได้มากในธาตุที่มีเลขอะตอมสูง และมีสถานะว่างแรกเริ่มในระดับพลังงานที่ลึกกว่า 10 keV

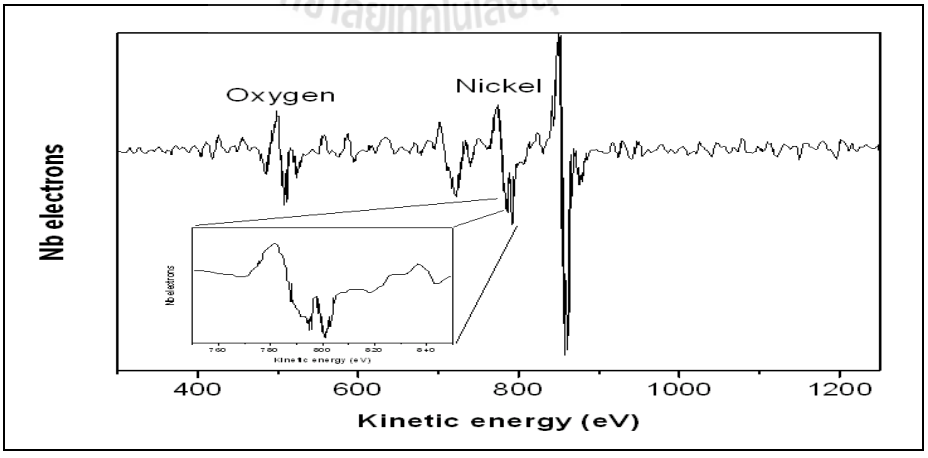
สัญญาลักษณ์เช่น KLL, KVV ฯลฯ ใช้เป็นชื่อเฉพาะของ Auger electron ที่มีขั้นตอนการเกิดที่ต่างกัน เรียกตามชั้นพลังงานในอะตอมที่เกี่ยวข้องใน Auger effect ตามลำดับ นั่นคือ “ABC Auger electron” มีที่มาจากการเกิด hole ตัวแรกในชั้น A และถูกย้ายไปที่ชั้น B (เนื่องจากอิเล็กตรอนในชั้น B กระโดดลงมาแทนที่) และสุดท้ายเกิด hole ในชั้น C เนื่องจากปล่อยอิเล็กตรอนออกมาเป็น Auger electron พลังงานจลน์ (E_{kin}) ของ Auger electron

สเปคตรัม AES รูปที่ 4.22 มีลักษณะเป็นพีค โดยตำแหน่งของพีคบอกถึงพลังงาน Auger electron ตามกลไกการเกิดอีกด้วย จากหลายพีคที่ปรากฏทำให้ระบุได้ว่าตัวอย่างที่มีธาตุชนิด

ใดบ้างเป็นส่วนประกอบ ซึ่งสามารถวัดได้ แม้ว่าจะมีปริมาณธาตุเพียงเล็กน้อย ดังนั้นเทคนิค AES จึงเป็นที่นิยมใช้ในการตรวจวัดระดับความบริสุทธิ์ของตัวอย่าง อีกทั้งยังระบุได้ว่าอะตอมแปลกปลอมเป็นธาตุอะไร ซึ่งจะช่วยในการหาสาเหตุของการปนเปื้อน และแก้ไขปัญหาดังกล่าวได้ ในบางกรณี background signal ที่มีปริมาณมากสร้างปัญหาในการวิเคราะห์ จึงนิยมใช้การแสดงสเปกตรัมในแบบ differential mode แสดงในรูปที่ 4.23 คือการแสดงการเปลี่ยนแปลงของ intensity เทียบกับการเปลี่ยนแปลงของพลังงาน (dN/dE) ซึ่งจะช่วยลดปัญหาสัญญาณ background และยังทำให้ Auger peak สังเกตได้ง่ายขึ้น



รูปที่ 4.22 Auger peak ของนิกเกล

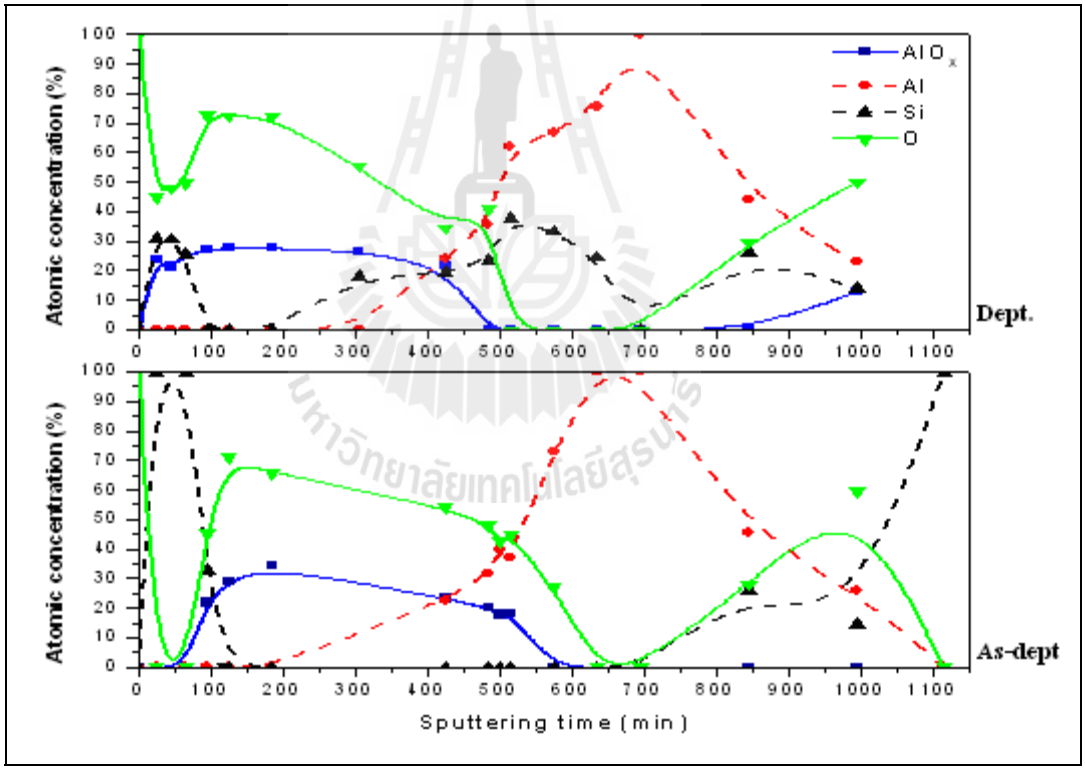


รูปที่ 4.23 สเปกตรัม AES ของนิเกลในรูปของ differential

- **การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างด้วยเครื่อง**

Auger Electron Spectroscopy (AES)

เครื่อง Auger Electron Spectroscopy คือเครื่องมือที่ใช้ในการวัดหาชนิดของธาตุ หรือสารประกอบของวัสดุ หรือฟิล์มที่ต้องการศึกษา ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงจำเป็นที่จะต้องใช้เครื่องมือนี้ในการวิเคราะห์หาธาตุในฟิล์มพาสซิเวชันหลังจากผ่านกระบวนการ ALILE ที่มีอัตราส่วน a-Si : Al เท่ากับ 0.2:1 และ จากการวัดผลความหนาแน่นของอะตอม พบธาต Si ที่ระดับพลังงาน 92 eV พบธาตุ Al ที่ 68 eV พบ AlO_x ที่ 54 eV และพบ O ที่ระดับพลังงาน 504 eV ตามลำดับ ความหนาแน่นของธาตุต่าง ๆ ที่พบในระดับชั้นต่าง ๆ ของฟิล์มนั้นแสดงในกราฟรูปที่ 4.24 เพื่อทำการพิสูจน์การกลับเฟสกันระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน กับอลูมิเนียมว่าเกิดขึ้นจริง โดยศึกษาดูว่าแต่ละชั้นฟิล์มประกอบด้วยธาตุ หรือสารประกอบอะไรบ้าง



รูปที่ 4.24 กราฟความสัมพันธ์ของ Atomic concentration ของ ALILE (AIC-520°C) ที่เงื่อนไขของอัตราส่วนความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน กับอลูมิเนียมเป็น 0.2:1

เงื่อนไขที่ใช้ในการวัด AES คือ ALILE ที่อัตราส่วนความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียมเป็น 0.2:1 โดยในการตรวจสอบองค์ประกอบของชั้นฟิล์มด้วยเครื่อง AES นั้น เราได้

ทำการลอกผิวหน้าด้วยวิธีการสปัตเตอร์ริงผิวหน้าฟิล์มออก และทำการตรวจสอบองค์ประกอบของฟิล์มในเวลาต่อมา โดยทำสลับกันไปเรื่อย ๆ จนถึงชั้นแผ่นฐาน

จากกราฟ Atomic concentration รูปที่ 4.21 เราสามารถแบ่งการวิเคราะห์องค์ประกอบของชั้นฟิล์มออกเป็น 3 ชั้นฟิล์ม โดยตัวอย่างที่ไม่ได้รับการอบความร้อน (No annealing: as-dept) เพื่อที่จะทำการแลกเปลี่ยนเฟสนั้น ในชั้นฟิล์มที่ 1 เราจะพบเฉพาะปริมาณของซิลิคอนเพียงอย่างเดียว ในขณะที่ฟิล์มชั้นที่ 2 และ 3 จะพบปริมาณของอลูมิเนียม และซิลิคอนไดออกไซด์ (ที่มีอลูมิเนียมทะลุผ่าน) เรียงตามลำดับชั้นฟิล์มที่ปลูกขณะที่ไม่มีการอบความร้อนให้เกิดการแลกเปลี่ยนเฟส และเมื่อนำตัวอย่างที่ทำการอบให้ความร้อนเพื่อทำการแลกเปลี่ยนเฟสมาวิเคราะห์องค์ประกอบของชั้นฟิล์มทั้ง 3 ชั้นเราจะพบว่า ในชั้นที่ 1 จะสามารถสังเกตเห็นปริมาณของซิลิคอน (ความเข้มข้นน้อยกว่าตัวอย่างที่ไม่ได้อบความร้อน) และอลูมิเนียม (ออกไซด์) แสดงว่าอลูมิเนียมบางส่วนเกิดการกลับเฟสขึ้นสู่ชั้นบนเป็นผลทำชั้นที่ 1 จากเดิมเป็นชั้นอะมอฟัสซิลิคอนกลายเป็นชั้นของอลูมิเนียมผสมที่มีเฟสของซิลิคอนผสมอยู่ ขณะที่ในส่วนของฟิล์มชั้นที่ 2 นั้นเราพบพีคของซิลิคอน (ซึ่งไม่พบในตัวอย่างที่ไม่ได้อบความร้อน) และอลูมิเนียม แสดงว่าซิลิคอนเกิดการกลับเฟสลงสู่ชั้นล่างเป็นผลทำให้ชั้นที่ 2 จากเดิมคือชั้นอลูมิเนียม กลายเป็นชั้นซิลิคอนที่ถูกโดปด้วยธาตุหมู่ 3 อย่างอลูมิเนียมทำให้เกิดเป็นชั้นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง (P^+-Si) ในส่วนของชั้นฟิล์มที่ 3 ก็ยังคงเป็นชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ที่มีการทะลุผ่านของซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูงนั่นเอง

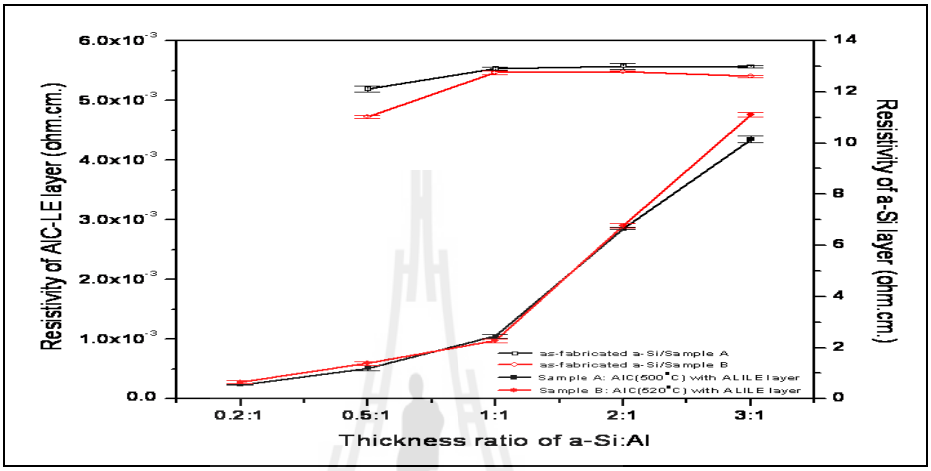
จากผลการวัด และวิเคราะห์ที่ได้จากเครื่อง AES นั้น ช่วยสนับสนุนสมมุติฐานและผลการแลกเปลี่ยนเฟสได้เป็นอย่างดี ซึ่งผลที่ได้นี้ยังช่วยสนับสนุนผลจากภาพถ่าย FE-SEM (รูปที่ 4.18) ที่ได้อีกด้วย

4.5.3 การวิเคราะห์ผลการวัดค่าความต้านทานไฟฟ้าจำเพาะของชั้นพาสซิเวชันด้วยเครื่อง 4-point probes

หลังจากศึกษาการเปิดช่องซิลิคอนไดออกไซด์ด้วยวิธีการแทรกซึมของอลูมิเนียม (Al spiking) แล้วเราได้ทำการปลูกฟิล์มอะมอฟัสซิลิคอนลงบนตัวอย่างเงื่อนไข A และ B ซึ่งมีช่องเปิดอลูมิเนียมขนาด 100 nm และ 1 μm ตามลำดับ เพื่อศึกษาผลทางไฟฟ้าก่อน และหลังการเกิดการกลับชั้นเฟส หรือการแลกเปลี่ยนชั้นระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียม โดยในการศึกษานี้ได้แปรเปลี่ยนค่าอัตราส่วนความหนาของชั้นอะมอฟัสซิลิคอนต่ออลูมิเนียมเป็น 0.2:1, 0.5:1, 1:1, 2:1 และ 3:1 และได้ทำการอบที่อุณหภูมิ 500°C อีกครั้งเป็นเวลา 11 ชั่วโมง ดังนั้นตัวอย่างของฟิล์มที่ทำการศึกษาประกอบด้วย ฟิล์มอะมอฟัสซิลิคอนบนตัวอย่างเงื่อนไข B (ไม่ผ่านกระบวนการ ALILE) และฟิล์ม อะมอฟัสซิลิคอนบนตัวอย่างเงื่อนไข A และ B (ผ่าน ALILE) อีกทั้งยังได้ศึกษา

คุณสมบัติทางไฟฟ้าก่อน และหลังผ่านกระบวนการ ALILE โดยทำการวัดค่าความต้านทานไฟฟ้า (Ω.cm) ด้วยเทคนิค 4-point probes

รูปที่ 4.25 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มตัวอย่าง และอัตราส่วนของความหนาระหว่างชั้นอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียม

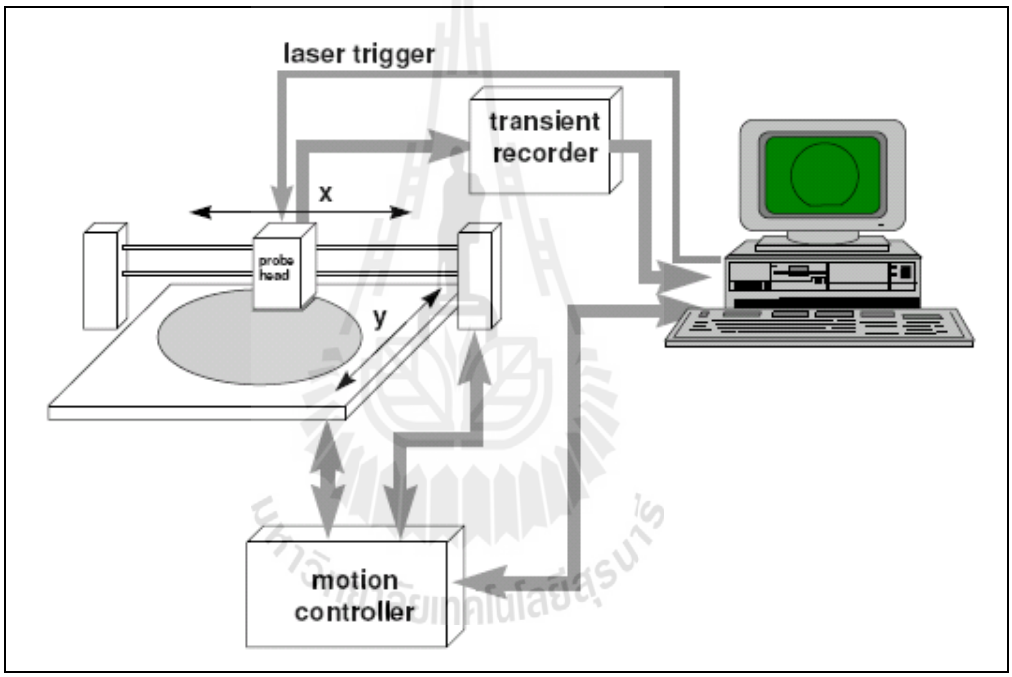


รูปที่ 4.25 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม และค่าอัตราส่วนความหนาของชั้นอลูมิเนียมต่ออะมอฟัสซิลิคอน โดยที่จุดทึบแสงคือฟิล์มอะมอฟัสซิลิคอนบนตัวอย่าง A และ B ในส่วนของจุดทึบแสงคือชั้นแลกเปลี่ยนเฟสบนตัวอย่าง A และ B

รูปที่ 4.25 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์ม และค่าอัตราส่วนของชั้นอะมอฟัสซิลิคอนต่ออลูมิเนียม ผลความสัมพันธ์แสดงให้เห็นว่าสัดส่วนของอะมอฟัสซิลิคอนต่ออลูมิเนียม ลดลงนั้นคือชั้นอะมอฟัสซิลิคอนหนาขึ้นส่งผลให้ค่าความต้านทานไฟฟ้าเพิ่มขึ้นจาก 0.3 x 10^{-3} Ω.cm เป็น 4.7 x 10^{-3} Ω.cm หลังจากเกิดการแลกเปลี่ยนชั้นเฟสแล้ว แต่ในทำนองกลับกันแล้ว เมื่อไม่เกิดการแลกเปลี่ยนชั้นเฟส ความต้านทานไฟฟ้าของอะมอฟัสซิลิคอนแทบจะคงที่ประมาณ 12 Ω.cm ซึ่งสูงกว่ากรณีที่เกิดการแลกเปลี่ยนเฟสถึง 1,000 เท่า ดังนั้นกระบวนการให้ความร้อนที่ 500°C นาน 12 ชั่วโมงจะเกิดการแลกเปลี่ยนชั้นเฟสระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียมขึ้น ซึ่งสัดส่วนความหนาของอะมอฟัสซิลิคอนต่ออลูมิเนียมนั้นมีผลต่อค่าการนำไฟฟ้า เพราะปรากฏการณ์แลกเปลี่ยนเฟสที่สมบูรณ์นั้นจะเกิดเกรนผลึกซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูงขนาดใหญ่ขึ้น (He, 2005) ดังนั้นแล้วค่าอัตราส่วนที่เหมาะสมของความหนาชั้นอะมอฟัสซิลิคอนต่ออลูมิเนียมสำหรับการผลิตบริเวณชั้นสนามที่ผิวด้านหลัง (BFS) ให้แก่เซลล์แสงอาทิตย์ควรเป็น 1:1

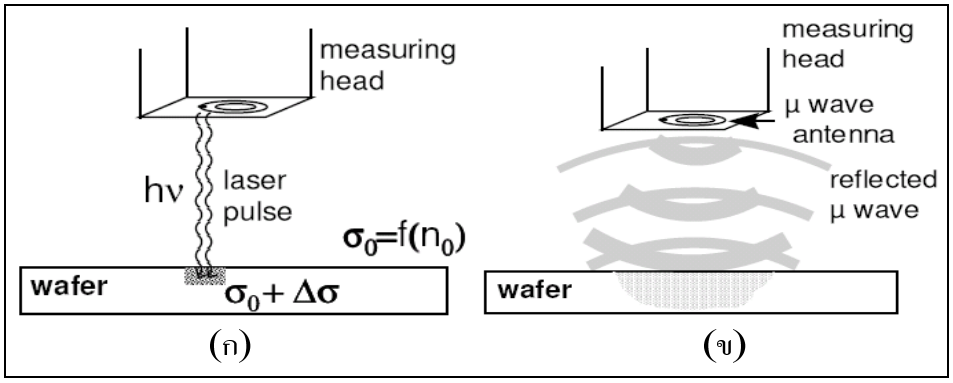
4.5.4 การวิเคราะห์ผลค่าช่วงชีวิตของพาหะ (Carrier lifetime) ในชั้นพาสซิเวชันด้วยเครื่องวัดค่าช่วงชีวิตชนิดไมโครพีซีดี (μ -PCD measurement)

ค่าช่วงชีวิตของพาหะเป็นพารามิเตอร์ที่สำคัญที่บ่งบอกถึงค่าประสิทธิภาพของชั้นพาสซิเวชันในเซลล์แสงอาทิตย์ อีกทั้งยังมีผลต่อค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์อีกด้วย โดยการวัดค่าช่วงชีวิตของพาหะในงานวิจัยนี้ เราได้ใช้เครื่องมือวัดค่าช่วงชีวิตของพาหะชนิดไมโครพีซีดี (ที่บริษัทเอกรัฐโซล่าร์ จำกัด) รุ่น WT-2000 บริษัท Semilab แสดงดังรูปที่ 4.26 ซึ่งวิธีการวัดนี้ได้ใช้เทคนิคการวัดแบบไมโครพีซีดี (Microwave photoconductive decry : μ -PCD) ซึ่งเป็นเทคนิคที่ไม่จำเป็นต้องสร้างขั้วไฟฟ้าให้กับชิ้นงาน



รูปที่ 4.26 ภาพแผนผังระบบการทำงานอย่างง่ายของเครื่อง WT-2000

หลักการในการยิงแสงเลเซอร์แบบพัลส์ (Pulse) เพื่อไปกระตุ้น และเกิดสร้างคู่พาหะอิสระขึ้นในสารกึ่งตัวนำ แสดงดังรูปที่ 4.27 (ก) หลังจากนั้นคู่พาหะอิสระก็เกิดการรวมตัวใหม่ (Recombination) เป็นผลทำให้ค่าความนำไฟฟ้า (Conductivity) ของชิ้นงานลดลงจากแรงเลเซอร์แบบพัลส์ ซึ่งสามารถตรวจจับได้โดยการสะท้อนกลับของคลื่นพลังงานไมโครเวฟ และผลการวัดที่ได้จะแสดงออกมาเป็นฟังก์ชันของเวลา แสดงดังรูปที่ 4.27 (ข)



รูปที่ 4.27 (ก) การกระตุ้นให้เกิดการสร้างคู่พาหะด้วยเลเซอร์ (ข) การตรวจจับคลื่นพลังงานไมโครเวฟเพื่อนำไปวัดค่าช่วงชีวิตของพาหะ

พฤติกรรมการวัดค่าช่วงชีวิตของพาหะ ที่เกิดจากกระบวนการรวมตัวทั้งหมดนั้น สามารถแสดงดังสมการต่อไปนี้

$$\frac{1}{\tau_{meas}} = \frac{1}{\tau_{bulk}} + \frac{1}{\tau_{diff} + \tau_{surf}} \tag{4.1}$$

$$\tau_{diff} = \frac{d^2}{\pi^2 \cdot D_{n,p}} \tag{4.2}$$

$$\tau_{surf} = \frac{d}{2 \cdot S} \tag{4.3}$$

โดยที่ τ_{bulk} คือ ค่าช่วงชีวิตของพาหะที่เนื้อวัสดุ

τ_{diff} คือ ค่าช่วงชีวิตการแพร่ของพาหะจากกลางเนื้อวัสดุไปยังผิว

τ_{surf} คือ ค่าช่วงชีวิตของพาหะที่ผิว

τ_{meas} คือ ค่าช่วงชีวิตของพาหะที่วัดได้

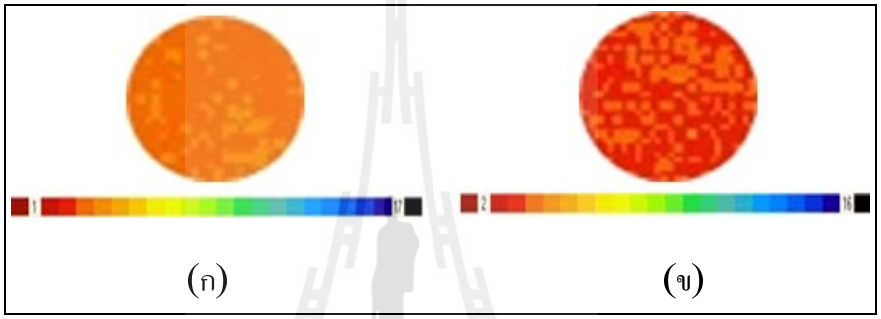
d คือ ความหนาของแผ่นฐาน

$D_{n,p}$ คือ ค่าคงที่สัมประสิทธิ์การแพร่ของพาหะข้างน้อย

S คือ อัตราความเร็วของการรวมตัวที่ผิว

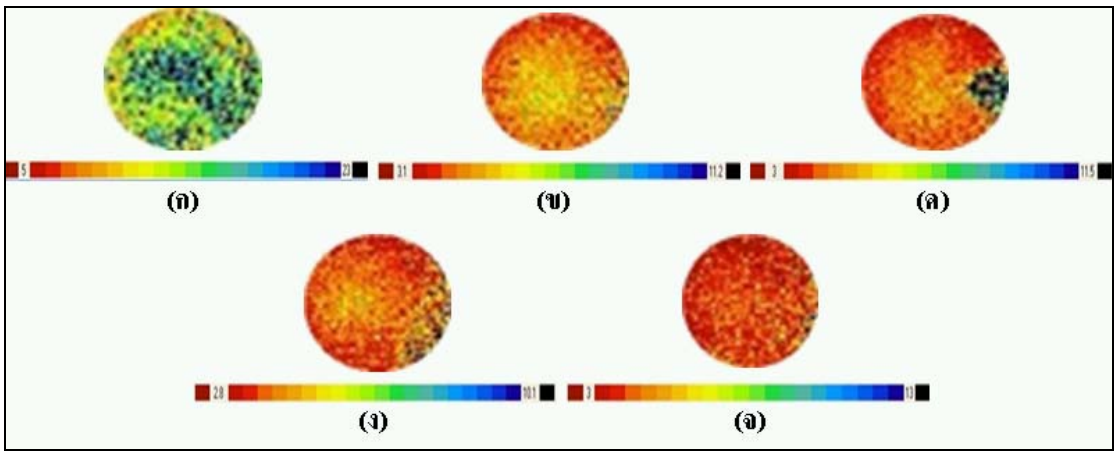
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

การวัดค่าช่วงชีวิตของพาหะในงานวิจัยนี้ได้นำชิ้นงาน (P-Sub. pyramid) ที่ทำการสร้างชั้นพาสซิเวชันด้วยเงื่อนไข ALILE (AIC-520°C) ที่อัตราส่วนความหนาของชั้นอะมอฟัสซิลิคอนต่ออลูมิเนียมค่าต่าง ๆ ซึ่งอัตราส่วนความหนานี้มีผลต่อความเข้มข้นของอะตอมสารเจือชนิดพีในชั้นพาสซิเวชันที่สร้างด้วยวิธีการแทงทะลุ โดยค่าช่วงชีวิตพาหะที่ได้จากการวัดนี้เป็นค่าช่วงชีวิตพาหะก่อนที่พาหะจะเกิดการตกกลับ และรวมตัวในเนื้อวัสดุ (Bulk recombination lifetime) และมีค่าที่แตกต่างกันไปตามอัตราส่วนความหนา แสดงดังรูปที่ 4.26 โดยชิ้นที่นำมาวัดมีขนาด 2.25 cm^2



รูปที่ 4.28 แผนภาพแสดงค่าช่วงชีวิตของพาหะ (ก) แผ่นฐานซิลิคอนขัดวาว 1 ด้าน (ข) แผ่นฐานซิลิคอนผิวพีระมิดแบบสุ่ม

รูปที่ 4.28 แสดงแผนภาพการวัดค่าช่วงชีวิตของพาหะบนแผ่นฐานซิลิคอน ก่อนที่จะทำชั้นพาสซิเวชัน โดยแถบสีแดงแสดงถึงระดับของค่าช่วงชีวิตที่ต่ำที่สุด และแสดงระดับค่าสูงขึ้นตามการเปลี่ยนแปลงของสี จากการวัดในงานวิจัยนี้พบว่า แผ่นฐานซิลิคอนขัดวาว 1 ด้านให้ค่าช่วงชีวิตของพาหะเท่ากับ 3.24 μs. และแผ่นฐานซิลิคอนผิวพีระมิดแบบสุ่มให้ค่าช่วงชีวิตของพาหะเท่ากับ 3.30 μs. จากค่าช่วงชีวิตของพาหะที่ได้จากการวัดแผ่นฐานทั้งสองนี้พบว่าค่าช่วงชีวิตของพาหะมีความแตกต่างกันเล็กน้อย ดังนั้นจะเห็นว่าลักษณะผิวของแผ่นฐานไม่ได้เป็นผลต่อค่าช่วงชีวิตของพาหะมากนัก



รูปที่ 4.29 แผนภาพแสดงค่าช่วงชีวิตพาหะของ ALILE (AIC-520°C) ที่อัตราส่วนความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน ต่ออลูมิเนียม (ก) ALILE-0.2:1 (ข) ALILE-0.5:1 (ค) ALILE-1:1 (ง) ALILE-2:1 (จ) ALILE-3:1

รูปที่ 4.29 แสดงค่าช่วงชีวิตพาหะของ ALILE (AIC-520°C) ที่อัตราส่วนความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน ต่ออลูมิเนียม ค่าต่าง ๆ ซึ่งค่าช่วงชีวิตพาหะในแต่ล่ะเงื่อนไขแสดงดังตารางที่ 4.9 โดยแผ่นฐานที่ใช้ในการศึกษานี้เป็นแผ่นฐานที่ผ่านกระบวนการกัดผิวเป็นลวดลายพีระมิดแบบสุ่มแล้ว

ตารางที่ 4.9 ค่าช่วงชีวิตของชิ้นงานภายใต้เงื่อนไขของอัตราส่วนความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน ต่ออลูมิเนียมที่แตกต่างกัน

ชื่อชิ้นงาน	ขนาดชิ้นงาน(cm^2)	ค่าช่วงชีวิตที่ได้จากการวัด (τ_{bulk} , μs)
Si wafer (Etched)	2.25	3.24
ALILE 0.2:1		18.36
ALILE 0.5:1		4.96
ALILE 1:1		4.45
ALILE 2:1		4
ALILE 3:1		3.9

4.6 สรุป

เทคนิคอย่างง่ายสำหรับการเปิดช่องในชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ คือการใช้ปรากฏการณ์ของการแทรกซึม หรือทะลุผ่านของอลูมิเนียม (Al spiking) โดยทำการปลูกฟิล์มอลูมิเนียมบนชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ และอบที่อุณหภูมิน้อยกว่าระดับความร้อนยูเทคทิค (eutectic) ของอลูมิเนียมและซิลิคอนจากภาพถ่าย FE-SEM พบว่าตัวอย่างที่ทำการอบภายใต้อุณหภูมิ 500°C นาน 12 ชั่วโมง จะเกิดช่องเปิดของอลูมิเนียมที่แทรกอยู่ในชั้นซิลิคอนไดออกไซด์มีความกว้างเฉลี่ยเพียง 100 นาโนเมตร แต่ที่อุณหภูมิ 520°C จะพบช่องเปิดที่มีความกว้างเฉลี่ยประมาณ 1 ไมโครเมตร อย่างไรก็ตามเมื่อทำการอบที่อุณหภูมิเข้าใกล้อุณหภูมิยูเทคทิค (eutectic) ของอลูมิเนียม และซิลิคอนเป็น 550°C แล้ว ทั่วทุกบริเวณในชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ และ อลูมิเนียมเกิดการละลายปะปนกันจนไม่สามารถเห็นภาพการแยกชั้นได้ การเกิดในลักษณะนี้เรียกว่าปรากฏการณ์ “Crumpling” ดังนั้นจากผลแสดงให้ว่า เงื่อนไขการอบมีผลต่อการสร้างช่องเปิดอลูมิเนียม ซึ่งขนาดช่องเปิดที่เหมาะสมกว้างประมาณไม่กี่ไมโครเมตรสำหรับการสร้างบริเวณชั้นสนามที่ผิวด้านหลัง (Back surface field; BFS) เล็ก ๆ ในชั้นผิวด้านหลังของแผ่นฐานซิลิคอนชนิดพีของเซลล์แสงอาทิตย์ ดังนั้นเงื่อนไขการอบในการสร้างช่องเปิดอลูมิเนียมที่เหมาะสมคือที่อุณหภูมิ 520°C

กระบวนการแลกเปลี่ยนชั้นอลูมิเนียมกับอะมอฟัสซิลิคอนเพื่อทำให้ช่องเปิดอลูมิเนียมนั้นเปลี่ยนสภาพกลายมาเป็นช่องเปิดซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง (p^+-Si) นั้นเป็นกระบวนการต่อมาที่สำคัญเพื่อสร้างบริเวณชั้นสนามที่ผิวด้านหลัง (BFS) ที่ด้านหลังของเซลล์ อย่างไรก็ตามการถ่ายภาพ FE-SEM และผลการวัดทางโครงสร้างทั้งจาก XRD และ AES ก็ยังช่วยสนับสนุนสมมุติฐาน หรืออธิบายการเกิดกระบวนการแลกเปลี่ยนชั้นอลูมิเนียมกับอะมอฟัสซิลิคอน เพื่อสร้างชั้นซิลิคอนชนิดพีความเข้มข้นสูง (p^+-Si) ได้เป็นอย่างดี อย่างไรก็ตามจากผลการวัดค่าความต้านทานทางไฟฟ้าของฟิล์มนั้นค่าอัตราส่วนที่เหมาะสมของความหนาชั้นฟิล์มอะมอฟัสซิลิคอนต่ออลูมิเนียมสำหรับการผลิตบริเวณชั้นสนามที่ผิวด้านหลัง (BFS) ให้แก่เซลล์แสงอาทิตย์คืออัตราส่วน 0.2:1 อีกทั้งยังให้ค่าช่วงชีวิตของพาหะที่ยาวที่สุดถึง 18.36 μs อีกด้วย

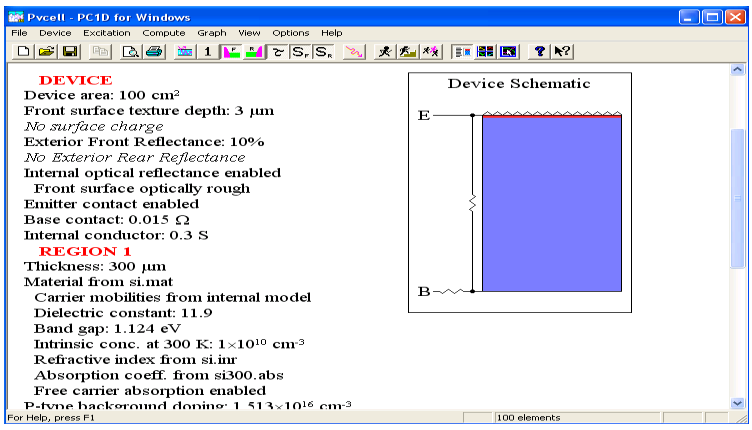
บทที่ 5
การวิเคราะห์การทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยแบบจำลอง PC1D

5.1 บทนำ

การกักแสงที่เกิดขึ้นภายในเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยโครงสร้างผิวขรุขระ(พีระมิดแบบสุ่ม) สามารถช่วยลดการสูญเสียทางแสง และนำไปสู่การให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ผิวต่ำ เป็นผลทำให้เซลล์สามารถดูดกลืนแสงได้เพิ่มขึ้น และการสร้างชั้นพาสซิเวชันเพื่อลดการสูญเสียเนื่องจากการรวมตัวของคู่พาหะ นำไปสู่การให้ค่าช่วงชีวิตของพาหะที่ยาวขึ้น ซึ่งจากการปรับปรุงทางโครงสร้างทั้ง 2 นี้ เป็นผลทำให้เซลล์แสงอาทิตย์มีค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานมากขึ้น ดังนั้นในบทที่ 5 นี้จึงได้นำพารามิเตอร์ที่สำคัญซึ่งมีผลโดยตรงต่อประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน นั่นคือ ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ต่ำ และค่าช่วงชีวิตของพาหะไปคำนวณหาค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน และกราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสกับแรงดันด้วยแบบจำลอง PC1D

5.2 วิเคราะห์การทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยแบบจำลอง PC1D

แบบจำลอง PC1D เป็นโปรแกรมที่ใช้ในการคำนวณ หรือตรวจสอบค่าพารามิเตอร์ต่าง ๆ ที่มีผลต่อประสิทธิภาพของอุปกรณ์สารกึ่งตัวนำ โดยมีหน้าต่างการทำงานของโปรแกรมแสดงดังรูปที่ 5.1 และที่สำคัญกว่านั้นแบบจำลอง PC1D ถูกใช้ในการออกแบบอุปกรณ์สารกึ่งตัวนำ โดยเฉพาะเซลล์แสงอาทิตย์เพื่อให้คำนวณค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน



รูปที่ 5.1 หน้าต่างการทำงานของโปรแกรมแบบจำลอง PC1D

5.2.1 การคำนวณค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่มีผลต่อประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน ในเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยแบบจำลอง PC1D

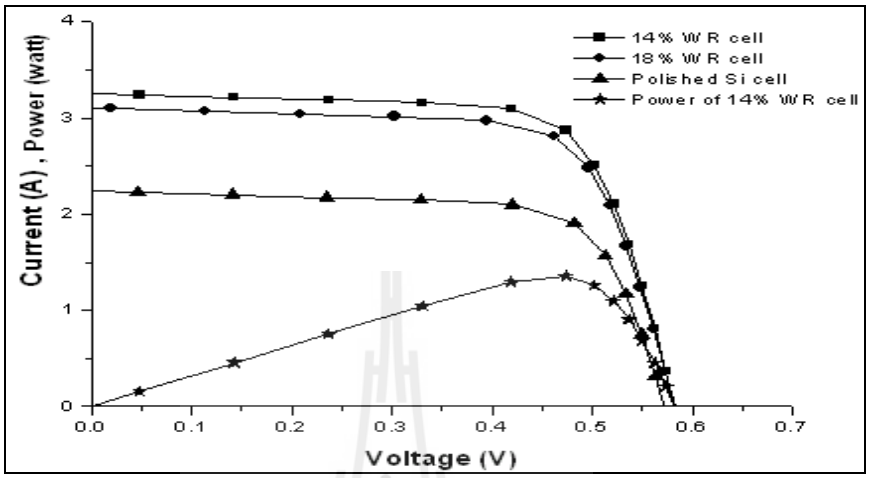
เมื่อนำค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง ซึ่งเป็นพารามิเตอร์ที่ได้จากการวัดชิ้นงานที่ทำผิวขรุขระลวดลายพีระมิด (A-03:14% WR, K-04:18% WR) เทียบกับผิวเรียบ (Polished Si cell : 40.7% WR) และนำมาคำนวณหาความสัมพันธ์ระหว่างกระแสลัดวงจรกับค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง เพื่อนำไปสู่ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน แบบจำลองของโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์คือ $n^+/p/p^+$ ภายใต้พารามิเตอร์ของเซลล์แสงอาทิตย์มาตรฐานต้นทุนต่ำ ซึ่งกรณีนี้ไม่พิจารณาชั้นป้องกันการสะท้อนกลับ (Antireflection coating : ARC) และชั้นออกไซด์พาสซิเวชัน ค่าพารามิเตอร์ต่าง ๆ ที่จำเป็นในการคำนวณค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน (η) ด้วยแบบจำลอง PC1D แสดงในตารางที่ 5.1

ตารางที่ 5.1 พารามิเตอร์ของแบบจำลอง PC1D เพื่อนำไปคำนวณหาค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานในเซลล์แสงอาทิตย์

Cell Parameters	Si cell
Device area (cm^2)	100
Thickness (μm)	300
Texture angle (degrees)	54.74
Front, Rear Texture depth (μm)	8
Front Reflectance (%)	%WR
τ_{meas} (μs)	3.24
Front surface recombination velocity (FSRV, cm/s)	10^5
Back surface recombination velocity (BSRV, cm/s)	4629
1^{st} front diff. (cm^{-3})	$2.87x10^{18}$
1^{st} rear diff. (cm^{-3})	$1x10^{20}$

รูปที่ 5.2 แสดงกราฟคุณลักษณะ I-V ของแบบจำลองเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยโปรแกรม PC1D ภายใต้ความเข้มแสง 0.1 watt/cm^2 เงื่อนไขพารามิเตอร์ต่าง ๆ แสดงในตารางที่ 5.1 เส้นสัญลักษณ์สี่เหลี่ยมแสดงความสัมพันธ์ของกำลังไฟฟ้าที่ได้จากเซลล์ A-03 ที่ให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงเฉลี่ยต่ำที่สุดมีค่าเท่ากับ 14% WR ซึ่งจะได้ค่า P_{max} เท่ากับ 1.284 watt I_{SC} เท่ากับ 3.103 mA และ V_{OC} เท่ากับ 575.3 mV และให้ประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน (η) เท่ากับ 12.84%

ซึ่งมีค่าสูงกว่าเซลล์ K-04:18% WR ที่มี η เท่ากับ 12.26% และเซลล์ที่มีผิวเรียบได้ให้ P_{max} เท่ากับ 0.8705 watt/100cm^2 I_{sc} เท่ากับ 2.139 A V_{oc} เท่ากับ 565 mV และ η เท่ากับ 8.705%



รูปที่ 5.2 กราฟคุณลักษณะ I-V ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่ได้จากแบบจำลอง PC1D ในเงื่อนไขการกัดด้วยสารละลาย KOH

5.2.2 การคำนวณค่าช่วงชีวิตพาหะที่มีผลต่อประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน ในเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยแบบจำลอง PC1D

เมื่อนำค่าช่วงชีวิตของพาหะ ซึ่งเป็นพารามิเตอร์ที่ได้จากการวัดชิ้นงานที่ประกอบด้วยชั้นพาสซิเวชันที่สร้างขึ้นด้วยวิธี ALILE ซึ่งมีเงื่อนไขของอัตราส่วนความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน กับอลูมิเนียมที่แตกต่างกัน เพื่อนำมาคำนวณหาความสัมพันธ์ระหว่างกระแสลัดวงจรกับค่าช่วงชีวิตของพาหะ ซึ่งนำไปสู่ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน แบบจำลองของโครงสร้างเซลล์แสงอาทิตย์คือ $n^+/p/p^+$ ภายใต้พารามิเตอร์ของเซลล์แสงอาทิตย์มาตรฐานต้นทุนต่ำ ซึ่งกรณีนี้ไม่พิจารณาชั้นป้องกันการสะท้อนกลับ (Antireflection coating : ARC) แต่จำเป็นต้องพิจารณา และกำหนดค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่มีค่าต่ำที่สุดอยู่ที่ 14% WR (ภายใต้เงื่อนไขการกัดผิวที่ดีที่สุด) และค่าความเร็วในการรวมตัวของคู่พาหะที่ผิวด้านหลัง (BSRV) ซึ่งได้ค่าจากการคำนวณในสมการที่ (4.3) ในส่วนของค่าพารามิเตอร์ต่างๆที่จำเป็นในการคำนวณหาค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน (η) ที่เป็นผลมาจากการสร้างชั้นพาสซิเวชันด้วยแบบจำลอง PC1D แสดงในตารางที่ 5.2 และให้ผลความสัมพันธ์ระหว่างค่าช่วงชีวิตของพาหะกับประสิทธิภาพการแปลงพลังงานดังแสดงในตารางที่ 5.3

ตารางที่ 5.2 พารามิเตอร์ของแบบจำลอง PC1D เพื่อนำไปคำนวณหาค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานในเซลล์แสงอาทิตย์ที่เป็นผลมาจากการสร้างชั้นพาสซิเวชัน

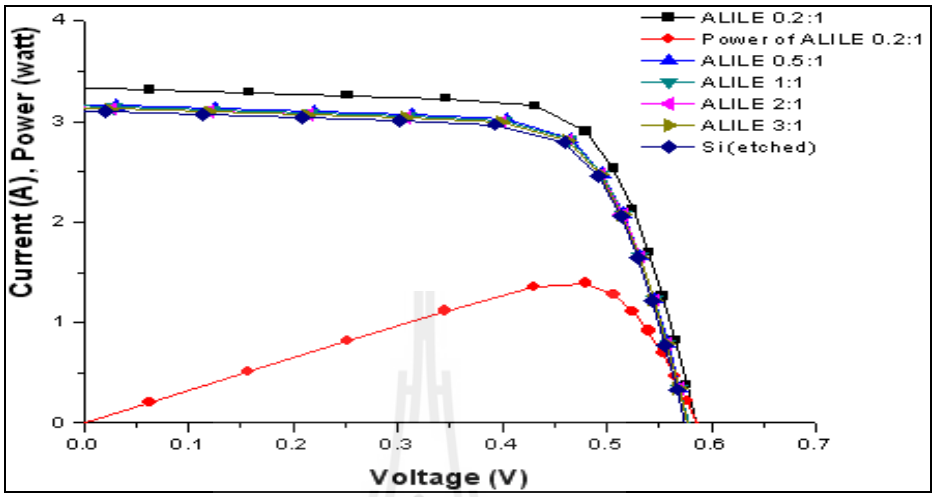
Cell Parameters	Si cell
Device area (cm^2)	100
Thickness (μm)	300
Texture angle (degrees)	54.74
Front, Rear Texture depth (μm)	8
Front Reflectance (%)	14% WR
τ_{meas} (μs)	3.24, 3.9, 4, 4.45, 4.96, 18.36
Front surface recombination velocity (FSRV, cm/s)	10^5
Back surface recombination velocity (BSRV, cm/s)	9259, 3846, 3750, 3370, 3024, 817
1st front diff. (cm^{-3})	$2.87x10^{18}$
1st rear diff. (cm^{-3})	$1x10^{20}$

ตารางที่ 5.3 ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานที่ค่าช่วงชีวิตพาหะค่าต่าง ๆ ที่ได้จากการคำนวณด้วยแบบจำลอง PC1D

ชื่อชิ้นงาน	ค่าช่วงชีวิตของพาหะ τ_{meas} (μs)	กระแสลัดวงจร I_{SC} (A)	แรงดันเปิดวงจร V_{OC} (mV)	กำลังไฟฟ้าสูงสุด P_{max} (w)	ประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน η (%)
ALILE 0.2:1	18.36	3.334	585.4	1.397	13.97
ALILE 0.5:1	4.96	3.164	578.2	1.315	13.15
ALILE 1:1	4.45	3.149	577.5	1.307	13.07
ALILE 2:1	4	3.134	576.8	1.299	12.99
ALILE 3:1	3.9	3.130	576.6	1.298	12.98
Si (etched)	3.24	3.103	575.3	1.284	12.84

รูปที่ 5.3 แสดงกราฟคุณลักษณะ I-V ของแบบจำลองเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยโปรแกรม PC1D ภายใต้ความเข้มแสง 0.1 watt/cm^2 เงื่อนไขค่าพารามิเตอร์ต่าง ๆ หลังจากสร้างชั้นพาสซิเวชันแล้วแสดงในตารางที่ 5.2 พบว่าชิ้นงานที่ทำชั้นพาสซิเวชันด้วยเทคนิค ALILE ให้ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานสูงกว่าชิ้นงานที่ไม่มีโครงสร้างชันพาสซิเวชัน (η=12.84%) และยังให้ค่า

ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานสูงที่สุดที่เงื่อนไข ALILE 0.2:1 (η=13.97%) ซึ่งสูงกว่าชิ้นงานที่ไม่มีโครงสร้างชันพาสซิเวชันถึง 1.13% อีกด้วย



รูปที่ 5.3 คุณลักษณะ I-V ของเซลล์แสงอาทิตย์ที่ได้จากแบบจำลอง PC1D เปรียบเทียบระหว่างชิ้นงานที่ทำชั้นพาสซิเวชันด้วยเทคนิค ALILE ที่เงื่อนไขต่าง ๆ กับชิ้นงานที่ไม่มีชั้นพาสซิเวชัน

5.3 สรุป

แบบจำลอง PC1D เป็นโปรแกรมแบบจำลองที่มีประโยชน์อย่างมากที่จะช่วยทำนายหรืออธิบายถึงผลความสำคัญของพารามิเตอร์ต่าง ๆ ที่มีต่อค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน จากงานวิจัยนี้เราได้ทำการสร้างผิวขรุขระเพื่อลดการสูญเสียทางแสงเนื่องจากการสะท้อนกลับของแสงและการสร้างชั้นพาสซิเวชันเพื่อลดการสูญเสียเนื่องจากการรวมตัวของคู่พาหะ ซึ่งพารามิเตอร์หลักที่สำคัญที่นำมาคำนวณด้วยแบบจำลอง PC1D นั้นคือ ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง และค่าช่วงชีวิตของพาหะ ซึ่งผลที่ได้จากการคำนวณด้วยแบบจำลอง PC1D คือ ที่ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงต่ำที่สุด (14% WR) จะให้ค่าประสิทธิ์ภาพการแปลงพลังงานสูงที่สุดอยู่ที่ 12.84% ซึ่งสูงกว่าผิวเรียบที่ให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงสูงที่สุด (40.7% WR) ถึง 4.14% และในส่วนของค่าช่วงชีวิตพาหะที่ยาวที่สุด (18.36 μs) จะให้ค่าประสิทธิ์ภาพการแปลงพลังงานสูงที่สุดอยู่ที่ 13.97% ซึ่งสูงกว่าชิ้นงานที่ไม่มีชั้นพาสซิเวชันที่ให้ค่าช่วงชีวิตของพาหะสั้นที่สุด (3.24 μs) ถึง 1.13% ตามลำดับ

บทที่ 6
บทสรุปและข้อเสนอแนะ

6.1 สรุปผลงานวิจัย

จากการศึกษาคุณสมบัติพื้นฐาน และพฤติกรรมของเซลล์แสงอาทิตย์ พบว่าปัจจัยที่มีผลต่อค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์นั้นส่วนใหญ่มาจากปัญหาข้อจำกัดที่เกี่ยวกับการสูญเสียทั้งทางโครงสร้างของเซลล์ เช่น การสูญเสียเนื่องจากเกิดการรวมตัวของคู่พาหะที่ผิวเซลล์ และการสูญเสียทางแสง เช่น การสูญเสียเนื่องจากการสะท้อนกลับของแสงที่ผิวเซลล์ ซึ่งในงานวิจัยนี้สามารถสรุปผลการวิจัยได้ดังนี้

6.1.1 การศึกษาและปรับปรุงโครงสร้างผิวของเซลล์แสงอาทิตย์ เพื่อลดผลการสูญเสียทางแสง

จากงานวิจัยนี้ ได้ทำการปรับปรุงโครงสร้างผิวเซลล์ โดยทำการกัดผิวเซลล์ให้มีลวดลายพีระมิดแบบสุ่ม ด้วยสารละลายโพแทสเซียมไฮดรอกไซด์ ซึ่งมีสูตรในการกัดผิวคือ (2.9%wt) KOH + (10%wt) IPA + (87.1%wt) DI water ภายใต้เงื่อนไขอุณหภูมิ และระยะเวลาที่ใช้ในการกัดที่ดีที่สุด (ชิ้นงาน A-03) นั่นคือ 80°C นาน 50 นาที เป็นผลทำให้เกิดลวดลายพีระมิดที่มีขนาดเหมาะสม (ความสูงพีระมิด 8 μm) บนผิวหน้าเซลล์ทั้งสองด้าน และเมื่อนำไปวัดวัดคุณสมบัติทางแสงเพื่อตรวจสอบหาค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง ที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 350-1100 nm (Ultra violet – Near Infrared, UV-NIR IR) ด้วยเครื่อง SPECORD Spectrophotometer รุ่น 250 PLUS Double Beam UV-VIS พร้อมกับการใช้งาน Integrating sphere แบบ Specular excluded โหมด ทำให้ได้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงต่ำที่สุดอยู่ที่ 14.4% WR

6.1.2 การศึกษาและปรับปรุงโครงสร้างชั้นพาสซิเวชันที่ผิวด้านหลังของเซลล์แสงอาทิตย์ เพื่อลดผลการสูญเสียเนื่องจากการรวมตัวของคู่พาหะที่ผิวเซลล์

งานวิจัยนี้นอกจากจะทำการปรับปรุงโครงสร้างผิวรับแสงของเซลล์ให้สามารถเพิ่มโอกาสการดูดกลืนแสงได้มากขึ้นแล้ว ยังได้ทำการศึกษา และปรับปรุงโครงสร้างชั้นพาสซิเวชันที่ผิวด้านหลังด้วยเทคนิค การแลกเปลี่ยนชั้นเฟสของอลูมิเนียมอินดิวส์ (Aluminum Induce layer exchange : ALILE) ซึ่งเป็นเทคนิคที่ง่าย และมีต้นทุนต่ำกว่า เทคนิคที่นิยมใช้กันในอุตสาหกรรม อย่างเช่น เทคนิคโฟโตลิโธกราฟฟี การสร้างชั้นพาสซิเวชันที่ผิวด้านหลังเซลล์ด้วยเทคนิค ALILE นี้ เราได้ทำการสร้างช่องเปิดออกไซด์โดยการทำให้อลูมิเนียมแทงทะลุแทรกผ่านชั้นออกไซด์

ภายใต้เงื่อนไขอุณหภูมิการอบที่เหมาะสม และเข้าใกล้อุณหภูมิยูเทคทิค (eutectic) ของอลูมิเนียม สำหรับงานวิจัยนี้คือ 520°C นาน 12 ชั่วโมง (ภายใต้บรรยากาศแก๊สไนโตรเจนบริสุทธิ์) เป็นผลทำให้เกิดช่องเปิดที่มีขนาดเหมาะสมกว้างประมาณ 1 μm หลังจากนั้นทำการสร้างชั้นอะตอมสารเจือความเข้มข้นสูงชนิดพี (p^+-Si) ด้วยเทคนิคการแลกเปลี่ยนชั้นเฟสระหว่างอะมอฟัสซิลิคอนกับอลูมิเนียม ซึ่งอัตราส่วนความหนาระหว่างอะมอฟัสซิลิคอน กับอลูมิเนียม ที่เป็นผลทำให้เกิดชั้นอะตอมสารเจือความเข้มข้นสูงชนิดพีที่เหมาะสมที่สุด คือ 0.2 (a-Si) ต่อ 1 (Al) จากอัตราส่วนความหนาที่เหมาะสมนี้ทำให้ได้ค่าช่วงชีวิตของพาหะที่ยาวถึง 18.36 μs

6.1.3 การวิเคราะห์ผลของพารามิเตอร์ ที่มีผลต่อประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยแบบจำลอง PC1D

แบบจำลอง PC1D เป็นโปรแกรมแบบจำลองที่มีประโยชน์อย่างมากที่จะช่วยทำนาย หรืออธิบายถึงผลความสำคัญของพารามิเตอร์ต่าง ๆ ที่มีต่อค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน จากงานวิจัยนี้เราได้ทำการสร้างผิวขรุขระลวดลายพีระมิดแบบสุ่ม ที่ให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง ต่ำที่สุดประมาณ 14.4% ซึ่งผลที่ได้จากการคำนวณด้วยแบบจำลอง PC1D จะให้ค่าประสิทธิ์ภาพการแปลงพลังงานสูงที่สุดอยู่ที่ 12.84% ซึ่งสูงกว่าผิวเรียบที่ให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงสูงที่สุด 40.7% WR ถึง 4.14% และในส่วนของการสร้างชั้นพาสซิเวชันด้วยเงื่อนไขการสร้างที่เหมาะสมที่สุด ซึ่งเป็นผลทำให้ได้ค่าช่วงชีวิตพาหะที่ยาวที่สุดคือ 18.36 μs จะให้ค่าประสิทธิ์ภาพการแปลงพลังงานสูงที่สุดอยู่ที่ 13.97% ซึ่งสูงกว่าชิ้นงานที่ไม่มีชั้นพาสซิเวชันที่ให้ค่าช่วงชีวิตของพาหะสั้นที่สุด (3.24 μs) ถึง 1.13% ตามลำดับ

6.2 ข้อเสนอแนะ

การวัดค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์ในงานวิจัยนี้ได้ใช้แบบจำลอง PC1D ในการจำลองชั้นเอ็น พร้อมกับใส่ค่าพารามิเตอร์ที่สำคัญที่ได้จากการวัดมาคำนวณหา ดังนั้นค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานที่ได้อาจจะคลาดเคลื่อนจากความเป็นจริงเล็กน้อย ดังนั้นเพื่อให้ค่าตรงกับความเป็นจริงมากขึ้นควรจะทำการสร้างชั้นเอ็นขึ้นมาแทนการใช้แบบจำลอง PC1D

รายการอ้างอิง

กิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์ และทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์ (2553). **"ผลของการสะท้อนแสงของผิวเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนที่มีลวดลายพีระมิด"** การประชุมเชิงวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทยครั้งที่ 6 (E-NETT6) จ.เพชรบุรี.

ทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์ และกิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์ (2554). **"การสร้างชั้นพาสซิเวชันด้านหลังสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกซิลิคอนด้วยวิธีการทะลุ ของอะลูมิเนียม และการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างชั้นอะลูมิเนียมกับชั้นอะมอร์ฟัสซิลิคอน"** การประชุมเชิงวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทยครั้งที่ 7 (E-NETT7) จ.ภูเก็ต.

สมเกียรติ ศุภเดช (2536). **สิ่งประดิษฐ์สารกึ่งตัวนำ** คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง.

สมศักดิ์ ปัญญาแก้ว (2526) **เทคโนโลยีเซลล์แสงอาทิตย์** จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย.

Anita, Ho, W. Y., and Stuart R., Wenham (2007). **"Fabrication of silicon solar cells with rear pinhole contacts"**, Solar Energy Materials & Solar Cells 91, 1234-1242.

Blakers, A.W., and Green, M.A. (1986). "20.9% Efficiency Silicon Solar cell", Appl. Phys. Lett., 48, 215.

Blakers, A.W., Wang, A., Milne, A.M., Zhao J., and Green M.A, (1989). **"22.8% Efficient Silicon Solar cells"**, Appl. Phys. Lett., 55, 1363.

Chong, C.M., Wenham, S.R., and Green, M.A. (1988). **"High-Efficiency, Laser Grooved, Buried Contact Silicon Solar Cells"**, Appl. Phys. Lett., 52, 407.

Claudio, G., Zhou, Z., Hibberd, C., and Bass, K. (2008). **"Passivation of Laser Grooved Buried Contacts (LGBC) Solar Cell with Silicon Oxide or Silicon Nitride grown by a Remote Sputtering Deposition System"**, IEEE 978-1-4244-1641-7/08.

Campbell, P. and Green, M.A. (1987). **"Light trapping properties of pyramidally textured surfaces"**, Appl. Phys. 62, 243-249.

Green, M. A. (1978). **"Effects of pinholes, oxide traps and surface states on MIS solar cells"**, Appl. Phys. Lett. 33(2), 15.

Green, M.A. (1982). **Solar cells**, Prentice-Hall.

Green, M.A., Blakers, A.W., Shi, J., Keler, E.M. and Wenham, S.R. (1984). "19.1% **Efficient Silicon Solar cells"**, Appl. Phys. Lett., 44, 1163.

Green, M.A., Blakers, A.W., Wenham, S.R., Narayanan S., Willison, M.R., Taouk, M. and Szpitalak (1985). **"Improvements in Silicon Solar Cell Efficiency",** Proc. 18th IEEE PVSC, 39.

Green , M. A. (2009**) "The Path to 25% Silicon Solar Cell Efficiency**: History of Silicon Cell Evolution", Prog Photovolt: Res. Appl. ;17:183-189.

Godfrey, R. B., and Green, M. A. (1979). **"High-Temperature lifetesting of Al/SiO_X/p-Si conducts for MIS solar cells"** Appl. Phys. Lett. 34(12), 15.

He, D., Wang, J. Y., and Mittemeijer, E. J. (2005). **"Reaction between amorphous Si and crystalline Al in Al/Si and Si/Al bilayers: microstructural and themodynamic analysis of layer exchange"**, Appl. Phys. A 80, 501-509.

Kern, W., and Vossen, J. (1978). **Thin film processes**, Academic Press : Nw York.

Kern, W. (1993). **Handbook of Semiconductor Cleaning Technology**, Noyrs Publishing.

Koschier, L. M., et al., **"Improved Open Circuit Voltage Using Metal Mediated Epitaxial Growth in Thyristor Structure Solar Cells"**, Photovolt : Res. Appl. 8, 489-501 (2000).

Papet , P., Nichiporuk, O., Kaminski, A., Rozier, Y., Kraiem, J., Lelievre, J. F.,. Chaumartin, A., Fave, A., and Lemiti M. (2006). **"Pyramidal texturing of silicon solar cell with TMAH chemical anisotropic etching"**, Solar energy materials & Solar cell 90, 2319-2328.

Sze, S. M. (1981). **Physics of Semiconductor Devices**, 2nd edition, John Wiley and Sons, 790-830.

Vallejo, B., Gonzalez-Manas, M., Martinez-Lopez, J., and Cabllero, M. A. (2007). **"On the texturization of monocrystalline silicon with sodium carbonate solution"**, Solar energy 81, 565-569.

Wang, A., Zhao, J., and Green, M.A. (1990). **"2% Efficient Silicon Solar cells",** Appl. Phys. Lett., 57, 602.

Wenham, S. R. (1993). **"Buried Contact Silicon Solar Cells",** Photovolt : Res. Appl. 1 , 3-10.

Wenham , S. R., Green, M. A., Watt, M. E., and Corkish, R. (2007). **Applied Photovoltaics**, 2nd edition, Earthscan

Yi Ho ,A. W., Wenham, S. R., and Lawrence, Y. (2003). **“ Low temperature contacting technique for improving rear surface passivation in silicon solar cells”,** IEEE 1380-1383.

ภาคผนวก ก

Air Mass 1.5 Global Spectrum

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ก.1 Air Mass 1.5 Global Spectrum

Column A: (nm) wavelength

Column B: (W m^{-2} μm^{-1}) Spectral irradiance (Centered at wavelength A and calculated using absorption data with a resolution of 20 cm^{-1})

Column C: (W m^{-2}) Integrated irradiance in the wavelength range 0 μm to A μm

Column D: Fraction of the total irradiance (integrated over the entire spectrum) that is in the wavelength range 0 μm to A μm

Column E, F, G: As defined above but for the spectrum normalized to 1000 W m^{-2}

A	B	C	D	E	F	G
0.3050	9.2	0.05	0.0000	9.5	0.05	0.0000
0.3100	40.8	0.25	0.0003	42.3	0.26	0.0003
0.3150	103.9	0.77	0.0008	107.8	0.80	0.0008
0.3200	174.4	1.64	0.0017	181.0	1.70	0.0017
0.3250	237.9	2.83	0.0029	246.9	2.94	0.0029
0.3300	381	4.74	0.0049	395.4	4.92	0.0049
0.3350	376	6.62	0.0069	390.2	6.87	0.0069
0.3400	419.5	8.71	0.0090	435.4	9.04	0.0090
0.3450	423	10.83	0.0112	439.0	11.24	0.0112
0.3500	466.2	14.33	0.0149	483.8	14.87	0.0149
0.3600	501.4	19.34	0.0201	520.4	20.07	0.0201
0.3700	642.1	25.76	0.0267	666.4	26.73	0.0267
0.3800	686.7	32.63	0.3390	712.7	33.86	0.3390
0.3900	694.6	39.57	0.0411	720.9	41.07	0.0411
0.4000	976.4	49.34	0.0512	1013.3	51.20	0.0512
0.4100	1116.2	60.50	0.0628	1158.4	62.70	0.0628
0.4200	1141.1	71.91	0.0746	1184.3	74.63	0.0746
0.4300	1033	82.24	0.0854	1072.1	85.35	0.0854
0.4400	1254.8	94.79	0.0984	1302.3	98.37	0.0984
0.4500	1470.7	109.50	0.1136	1526.3	113.64	0.1136
0.4600	1541.6	124.91	0.1296	1599.9	129.63	0.1296
0.4700	1523.7	140.15	0.1454	1581.3	145.45	0.1454
0.4800	1569.3	155.84	0.1617	1628.6	161.73	0.1617
0.4900	1483.4	170.68	0.1771	1539.5	177.13	0.1771
0.5000	1492.6	185.60	0.1926	1549.0	192.62	0.1926
0.5100	1529	200.89	0.2085	1586.8	208.49	0.2085
0.5200	1431.1	215.20	0.2233	1485.2	223.34	0.2233
0.5300	1515.4	230.36	0.2391	1527.7	239.07	0.2391
0.5400	1494.5	245.30	0.2546	1551.0	254.58	0.2546
0.5500	1504.9	267.87	0.2780	1561.8	278.00	0.2780
0.5700	1447.1	296.82	0.3080	1501.8	308.04	0.3080

0.5900	1344.9	323.71	0.3360	1395.8	335.96	0.3360
0.6100	1431.5	352.34	0.3657	1485.6	365.67	0.3657
0.6300	1382.1	379.99	0.3944	1434.4	394.36	0.3944
0.6500	1368.4	407.35	0.4228	1420.1	422.76	0.4228
0.6700	1341.8	434.19	0.4506	1392.5	450.61	0.4506
0.6900	1089	455.97	0.4732	113.2	473.21	0.4732
0.7100	1269	473.74	0.4917	1317.0	491.65	0.4917
0.7180	973.7	480.75	0.4989	1010.5	498.93	0.4989
0.7244	1005.4	491.81	0.5104	1043.4	510.41	0.5104
0.7400	1167.3	508.21	0.5274	1211.4	527.43	0.5274
0.7525	1150.6	518.27	0.5379	1194.1	537.87	0.5379
0.7575	1132.9	523.94	0.5438	1175.7	543.75	0.5438
0.7625	619.8	527.04	0.5470	643.2	546.97	0.5470
0.7675	993.3	535.73	0.5560	1030.9	555.99	0.5560
0.7800	1090.1	553.44	0.5744	1131.3	574.37	0.5744
0.8000	1042.4	572.21	0.5938	1081.8	593.85	0.5938
0.8160	818.4	581.91	0.6039	89.4	603.91	0.6039
0.8237	756.5	587.77	0.6100	785.1	610.00	0.6100
0.8315	883.2	594.97	0.6176	916.6	617.47	0.6176
0.8400	925.1	608.16	0.6311	960.1	631.15	0.6311
0.8600	943.4	627.02	0.6507	979.1	650.73	0.6507
0.8800	899.4	647.25	0.6717	933.4	671.73	0.6717
0.9050	721.4	659.88	0.6848	748.7	684.83	0.6848
0.9150	643.3	666.31	0.6915	667.6	691.51	0.6915
0.9200	665.3	671.30	0.6967	690.5	696.69	0.6967
0.9300	389	673.63	0.6991	403.7	699.11	0.6991
0.9370	248.9	675.87	0.7014	258.3	701.43	0.7014
0.9480	302.2	680.11	0.7058	313.6	705.83	0.7058
0.9650	507.7	688.23	0.7143	526.9	714.26	0.7143
0.9800	623	697.11	0.7235	646.6	723.47	0.7235
0.9935	719.7	718.70	0.7459	746.9	745.88	0.7459
1.0400	665.5	744.15	0.7723	690.7	772.29	0.7723
1.0700	614.4	762.58	0.7914	637.6	791.42	0.7914
1.1000	397.6	772.52	0.8017	412.6	801.74	0.8017
1.1200	105	774.10	0.8034	109.0	803.37	0.8034
1.1300	182.2	775.65	0.8050	189.1	804.98	0.8050
1.1370	127.4	777.62	0.8070	132.2	807.03	0.8070
1.1610	326.7	784.65	0.8143	339.1	814.32	0.8143
1.1800	443.3	739.29	0.8233	460.1	823.29	0.8233
1.2000	408.2	804.52	0.8349	423.6	834.94	0.8349
1.2350	463.1	825.36	0.8566	480.6	856.57	0.8566
1.2900	398.1	842.28	0.8741	413.2	874.13	0.8741
1.3200	241.1	849.51	0.8816	250.2	881.64	0.8816
1.3500	31.3	850.68	0.8829	32.5	882.85	0.8829
1.3950	1.5	850.75	0.8829	1.6	882.93	0.8829

1.4425	58.7	852.56	0.8848	55.7	884.81	0.8848
1.4625	101.3	854.31	0.8866	105.1	886.62	0.8866
1.4770	101.7	856.07	0.8884	105.5	888.44	0.8884
1.4970	175.5	859.84	0.8924	182.1	892.36	0.8924
1.5200	253.1	865.15	0.8979	262.7	897.87	0.8979
1.5390	264.3	870.18	0.9031	274.3	903.08	0.9031
1.5580	265	875.34	0.9084	275.0	908.45	0.9084
1.5780	235.7	879.35	0.9126	244.6	912.61	0.9126
1.5920	238.4	883.16	0.9166	247.4	916.56	0.9166
1.6100	220.4	887.35	0.9209	228.7	920.91	0.9209
1.6300	235.6	891.59	0.9253	244.5	925.31	0.9253
1.6460	226.3	897.02	0.9309	234.9	930.95	0.9309
1.6780	212.5	907.01	0.9413	220.5	941.31	0.9413
1.7400	165.3	917.10	0.9518	171.6	951.78	0.9518
1.8000	29.6	918.87	0.9536	30.7	953.62	0.9536
1.8600	1.9	918.99	0.9537	2.0	953.74	0.9537
1.9200	1.2	919.05	0.9538	1.2	953.80	0.9538
1.9600	20.4	919.71	0.9545	21.2	954.49	0.9545
1.9850	87.8	921.68	0.9565	91.1	956.54	0.9565
2.0050	25.8	922.33	0.9572	26.8	957.21	0.9572
2.0350	95.9	925.21	0.9602	99.5	960.20	0.9602
2.0650	58.2	927.10	0.9622	60.4	962.16	0.9622
2.1000	85.9	930.66	0.9659	89.1	965.86	0.9659
2.1480	79.2	934.54	0.9699	82.2	969.89	0.9699
2.1980	68.9	938.75	0.9742	71.5	974.25	0.9742
2.2700	67.7	944.23	0.9799	70.3	979.94	0.9799
2.3600	59.8	949.61	0.9855	62.1	985.52	0.9855
2.4500	20.4	950.98	0.9869	21.2	986.94	0.9869
2.4940	17.8	951.75	0.9877	18.5	987.75	0.9877
2.5370	3.1	952.45	0.9885	3.2	988.46	0.9885
2.9410	4.2	953.36	0.9894	4.4	989.42	0.9894
2.9730	7.3	953.59	0.9897	7.6	989.66	0.9897
3.0050	6.3	953.86	0.9899	6.5	989.93	0.9899
3.0560	3.1	954.05	0.9901	3.3	990.13	0.9901
3.1320	5.2	954.31	0.9904	5.4	990.40	0.9904
3.1560	18.7	954.99	0.9911	19.4	991.10	0.9911
3.2040	1.3	955.04	0.9912	1.3	991.16	0.9912
3.2450	3.1	955.22	0.9913	3.2	991.34	0.9913
3.3170	12.6	955.84	0.9920	13.1	991.99	0.9920
3.3440	3.1	956.05	0.9922	3.2	992.20	0.9922
3.4500	12.8	957.51	0.9937	13.3	993.73	0.9937
3.5730	11.5	959.33	0.9956	11.9	995.61	0.9956
3.7650	9.4	961.54	0.9979	9.8	997.91	0.9979
4.0450	7.2	963.56	1.0000	7.5	1000.00	1.0000

ภาคผนวก ข

บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

รายชื่อบทความที่ได้รับการตีพิมพ์เผยแพร่ในขณะศึกษา

กิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์และทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์ (2553). **ผลของการสะท้อนแสงของผิวเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนที่มีลวดลายพีระมิด.** การประชุมเชิงวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 6 (E-NETT) จังหวัดเพชรบุรี 5-7 พฤษภาคม 2553

ทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์ กิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์และสุวัฒน์ โสภิตพันธ์ (2554). **การสร้างชั้นพาสซิเวชันด้านหลังสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกซิลิคอนด้วยวิธีการทะลุของอะลูมิเนียม และการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างชั้นอะลูมิเนียมกับชั้นอะมอร์ฟัสซิลิคอน.** การประชุมเชิงวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 7 (E-NETT) จังหวัดภูเก็ต 3-5 พฤษภาคม 2554 (บทความยอดเยี่ยม)

Fangsuwannarak, T., and Amonsurintawong, K. (2010). **Texturisation of mono-crystalline silicon wafer by wet chemical etchant without surfactant additive through hydrophobic maks.** 25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition/ 5th World Conference on Photovoltaic Energy Conference, 6-10 Septemper 2010, Valencia, Spain

Fangsuwannarak, T., Amonsurintawong, K., and Sopitpan, S. **(2011). Aluminum-induced crystallization of p^+ silicon pinholes for the formation of rear passivation contact in solar cell"** International Conference on Electroceramics, 12-16 December 2011, Sydney, Australia

การประชุมเชิงวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 6
5 - 7 พฤษภาคม 2553 มหาวิทยาลัยศรีนครินทรวิโรฒ

ผลของการสะท้อนแสงของผิวเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนที่มีลวดลายพีระมิด

Effect of Reflectance on Pyramidal Surface of Silicon Solar Cell

กิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์ ดร.ทิพย์วรรณ ฟังสุวรรณรักษ์
ภาควิชาวิศวกรรมไฟฟ้า คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี
111 ถ.มหาวิทยาลัย อ.เมือง จ.นครราชสีมา 30000 โทร 0-8191-14175 โทรสาร 0-4422-4601 E-mail: kittisak.ee11@gmail.com

Kittisak Amonsurintawong* Dr.Thipwan Fangsuwannarak
School of Electrical Engineering, Institute of Engineering, Suranaree University of Technology
111 University Avenue, Nakhon Ratchasima 30000 Thailand Tel: 0-8191-14175 Fax: 0-4422-4601 E-mail: kittisak.ee11@gmail.com

บทคัดย่อ

เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนที่มีประสิทธิภาพสูงจำเป็นต้องมีส่วนของกับดักแสง (Light trapping) การสร้างลวดลายพีระมิดแบบสุ่ม (Random pyramid texture) โดยการใช้สารละลายเคมีเป็นวิธีหนึ่งที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมเซลล์แสงอาทิตย์ เพื่อลดปัญหาการสูญเสียทางแสงเนื่องจากการสะท้อนกลับ และเพิ่มโอกาสให้แสงตกกระทบผิวเซลล์มากขึ้น ในการศึกษานี้ได้สร้างลวดลายพีระมิดบนผลึกเดี่ยวซิลิคอนด้วยกระบวนการทางเคมี เพื่อให้เกิดการกัดผิวแบบแอนนิโซโทรปิค (Anisotropic etching) โดยกระบวนการดังกล่าวได้ใช้สารละลายโพแทสเซียมไฮดรอกไซด์ (KOH) และไอโซโพรพิลอัลกอฮอร์ (IPA) สารละลายสามารถกัดผิวผลึกเดี่ยวซิลิคอนระนาบ (100) ให้รูปทรงผิวเป็นแบบพีระมิดขนาดไม่สม่ำเสมอกัน และมีการกระจายตัวที่ดี การสร้างลวดลายพีระมิดที่มีขนาด และการกระจายตัวที่เหมาะสมนั้นจะนำไปสู่การให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่มีค่าต่ำสุด และเป็นผลทำให้ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์สูงขึ้นด้วย ในการศึกษานี้ได้ทำการทดลองเปลี่ยนเงื่อนไขของอุณหภูมิ และระยะเวลาที่ใช้ในกระบวนการกัด เพื่อให้ได้เงื่อนไขที่เหมาะสมที่สุด และให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง (%R) ต่ำที่สุด เมื่อทำการวัดด้วยเครื่องสเปคโตรโฟโตมิเตอร์ จากผลการวัดพบว่าค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ต่ำที่สุดเท่ากับ 8.31% การศึกษาโครงสร้างของพีระมิด ได้ทำการถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็คตรอนแบบสแกน (SEM) จากผลการวัดพบว่าเงื่อนไขของกระบวนการกัดทางเคมีมีผลต่อค่าการกระจายตัว และค่าเฉลี่ยของขนาดพีระมิด ในการวิเคราะห์การทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์ ได้ใช้แบบจำลอง PC1D เพื่อหาความสัมพันธ์ของประสิทธิภาพเชิงควอนตัม (Quantum efficiency) และพบว่าค่ากระแสลัดวงจร (Short circuit current, I_{SC}) มีค่าเพิ่มสูงขึ้นเมื่อค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงมีค่าต่ำลง เป็นผลทำให้ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์มีค่าเพิ่มสูงขึ้น

Abstract

High-efficiency silicon solar cell needs to consider a light trapping scheme. Photovoltaic production widely uses an aqueous chemical etching technique to reduce the optical loss as reflectivity and have additional opportunities for a light-ray striking on the surface of silicon. In this study, pyramidal texturing of monocrystalline silicon in (100) orientation is anisotropically done in potassium hydroxide solution and additive isopropyl alcohol (IPA). The results show the uniformity of the random square-based pyramids. The optimization of the pyramid size and uniformity leads to a minimize reflectivity on the silicon surface and subsequently higher efficiency of solar cell. In this paper, we investigate the influence of the etching process under the difference of temperature and time etching conditions. The optimized solution condition can be led to the minimize effect of reflectivity. Optical reflection measurements have been performed by using an integrating sphere UV-VIS spectrophotometer. The results show an average weighted reflectance (%R) of 8.31%. The surface morphology of the textured silicon wafers imaged by scanning electron microscopy (SEM) shows the influence of the solution condition on average pyramid size. The performance of the pyramidally textured solar cell is simulated by the PC1D computer program based on parameters measured from reflectivity measurements. The simulation results show that efficiencies higher can be achieved due to an increase of short circuit current (I_{SC}) if the effects of reflectance on cell surface minimize.

1. บทนำ

การสร้างกับดักแสงลวดลายพีระมิดแบบสุ่มบนผลึกเดี่ยวซิลิคอนเป็นเทคนิคที่ใช้ในการลดปัญหาการสูญเสียทางแสงเนื่องมาจากการสะท้อนกลับของแสงที่ผิวหน้าเซลล์ โดยกับดักแสงทำหน้าที่ควบคุมทิศทางของแสงภายในผลึกเดี่ยวซิลิคอน เพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดการรั่วไหลของแสง และช่วยเพิ่มโอกาสในการดูดกลืนแสงได้มากขึ้น [1] ทำให้กระแสลัดวงจรมีค่าเพิ่มขึ้น เป็นผลทำให้ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานมีค่าเพิ่มสูงขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับผลึกเดียวซิลิคอนที่มีผิวหน้าเรียบ

การสร้างลวดลายพีระมิดแบบสุ่มบนผลึกเดี่ยวซิลิคอนนั้นนิยมใช้กันมากในอุตสาหกรรมการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยวิธีการกัดผิวแบบแอนนิโซโทรปิค ซึ่งได้ลวดลายรูปทรงพีระมิดขนาดต่าง ๆ กัน (หน่วยไมครอน) กระจายตัวอยู่บนผิวหน้าผลึกเดี่ยวซิลิคอน แม้ว่าเทคนิคการกัดผิวมีด้วยกันหลายแบบเช่น การกัดผิวด้วยก๊าซ หรือไอกรด (Dry etching) และการกัดผิวด้วยสารละลายเคมี (Wet etching) เป็นต้น การกัดผิวด้วยสารเคมีประเภทสารประกอบอัลคาไลน์ ถือเป็นวิธีการพื้นฐานในการสร้างผิวขรุขระแบบทรงพีระมิด เนื่องจากมีกระบวนการผลิตที่ง่าย และต้นทุนต่ำ โดยสารประกอบอัลคาไลน์นั้นมีหลายส่วนผสมเช่น สารประกอบโพแทสเซียมไฮดรอกไซด์ (Potassium hydroxide solution, KOH) [2], สารประกอบเตตระเมทิลไฮดรอกไซด์ (Tetramethyl hydroxide solution, TMAH) [3], และสารประกอบโซเดียมคาร์บอเนต (Sodium carbonate solution, Na_2CO_3) [4] เป็นต้น ในบทความนี้ได้ใช้สารละลาย KOH และการเติม IPA ในการสร้างลวดลายพีระมิดแบบสุ่ม เนื่องจากเป็นสารเคมีที่มีต้นทุนต่ำ และทำให้เกิดการกระจายตัวของพีระมิดที่ดี มีการศึกษาลักษณะทางโครงสร้างพีระมิด จากการถ่ายภาพด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเลคตรอนแบบสแกน อีกทั้งได้มีการศึกษาคุณสมบัติทางแสงคือ ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงด้วยเครื่องสเปคโตรโฟโตมิเตอร์ในโหมด Integrating sphere

ผิวลวดลายพีระมิดแบบสุ่มโดยใช้สารละลาย KOH จะให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงต่ำที่สุดนั้น ขึ้นอยู่กับเงื่อนไขการผลิตที่เหมาะสม เช่น อุณหภูมิ และระยะเวลาที่ใช้ในกระบวนการการกัดผิว ซึ่งเวลาที่ใช้ในกระบวนการมีความสำคัญในการผลิตเชิงพาณิชมาก ซึ่งพารามิเตอร์ที่เหมาะสมจะนำไปสู่ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่มีค่าต่ำที่สุด และนำไปคำนวณเพื่อหาค่าประสิทธิภาพเชิงควอนตัม (Quantum Efficiency, QE) ด้วยแบบจำลอง PC1D และคำนวณหาประสิทธิภาพการทำงานเซลล์แสงอาทิตย์ต่อไป

2. ขั้นตอนการผลิต

กระบวนการสร้างผิวลวดลายพีระมิดแบบสุ่มในบทความนี้ใช้ผลึกเดี่ยวซิลิคอนชนิด CZ, p-type, ความต้านทาน 2.4 ohm.cm, ขนาด 2 นิ้ว และหนา 270 μm. ผิวขัดมัน 1 ด้าน โดยในขั้นตอนแรกคือการทำความสะอาดผิวหน้าตัวอย่างด้วยวิธี RCA [5] เพื่อกำจัดสารอินทรีย์ (Organic) และไอออนของโลหะ (Metal ions) ออกจากผิวซิลิคอน เพื่อให้กระบวนการกัดผิวซิลิคอนมีประสิทธิภาพมากขึ้น ตัวอย่างทั้งหมดถูกนำไปแช่ลงในสารละลายกรด 5%HF นาน 1 นาที เพื่อกำจัดเนทีฟออกไซด์ (Native oxide) [6] ก่อนจะนำไปกัดผิวด้วยสารละลาย KOH/IPA ต่อไป ในขั้นตอนการกัดผิวทำในอ่างเทฟลอนภายใต้การกวนด้วยแท่งแม่เหล็ก โดยมีฝาปิดเพื่อป้องกันการระเหยออกของสารละลาย จากนั้นทำการเตรียมสารละลายที่ใช้กัดโดยมีเงื่อนไขการกัดคือ 2.9%KOH+10%IPA+DI water (การเติม IPA ในการทดลองนี้เพื่อกำจัดฟองไฮโดรเจนบนผิวหน้าซิลิคอนที่เกิดขึ้นในระหว่างขบวนการกัดทางเคมี ซึ่งเรียก IPA ว่าเป็น additive surfacetant [7]) ในการทดลองลำดับแรกได้ทำการทดลองเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิตั้งแต่ 60-90°C แต่กำหนดเวลาการกัดให้คงที่เท่ากับ 40 นาที เงื่อนไขดังกล่าวแสดงในตารางที่ 1 โดยอุณหภูมิที่กำหนดสามารถมีค่าเบี่ยงแบนได้ไม่เกิน ±1°C ด้วยชุดควบคุมอุณหภูมิ สำหรับทุกๆ เงื่อนไข ภายหลังกระบวนการกัดได้นำตัวอย่างทั้งหมดมาล้างด้วยน้ำ DI ไหลผ่านประมาณ 10 นาที

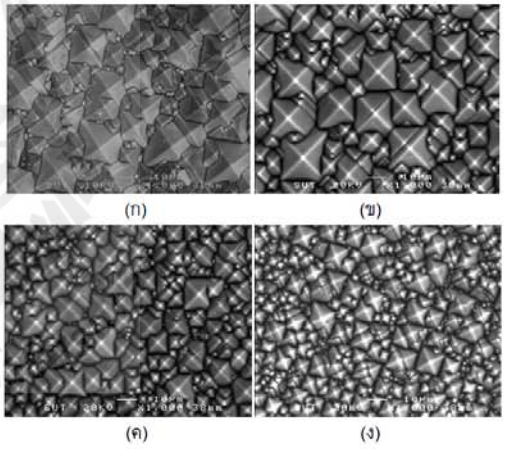
ตารางที่ 1 ตัวอย่างภายใต้เงื่อนไขการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ

ตัวอย่าง	เงื่อนไข		
K-01	2.9%KOH+10%IPA	90°C	40 นาที
K-03		80°C	
K-04		70°C	
K-05		60°C	

3. ผลการทดลอง และข้อเสนอแนะ

3.1 คุณลักษณะทางโครงสร้างลวดลายพีระมิดแบบสุ่ม

รูปที่ 1แสดงภาพถ่ายผิวด้านบนของผิวซิลิคอนระนาบ (100)ที่ถูกกัดด้วยสารละลาย KOH/IPA ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็คตรอนแบบสแกน 20kV กำลังขยาย 1000 เท่า



(ก) (ข) (ค) (ง)

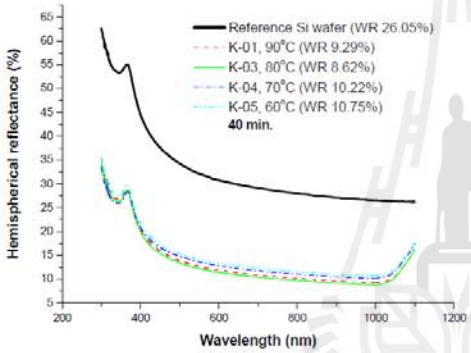
รูปที่ 1 ภาพถ่ายผิวด้านบนด้วยกล้อง SEM ของผลึกเดี่ยวซิลิคอนโครงสร้างพีระมิดแบบสุ่มที่ทำการกัดด้วยสารละลาย KOH (ก) ที่ 90°C (ข) ที่ 80°C (ค) ที่ 70°C (ง) ที่ 60°C

เราพบว่าลวดลายพีระมิดแบบสุ่มได้ก่อตัวขึ้นที่ผิวของซิลิคอนระนาบ (100) นั้นเกิดจากการกัดในทิศทางที่ไม่เท่ากัน ปริมาณ และการกระจายตัวของพีระมิดที่เกิดขึ้นนั้นมีปัจจัยมากจากฟองก๊าซไฮโดรเจนที่เกิดขึ้นที่ผิวซิลิคอนในระหว่างกระบวนการกัดผิวทางเคมี [7] โดยทั่วไปขนาดของฟองไฮโดรเจนเสมือนเป็นหน้ากากปกคลุมผิวซิลิคอนซึ่งมีขนาด 1-3 μm เราสามารถกำจัดปริมาณของฟองไฮโดรเจนได้จากการเติมสารละลายประเภท surfactant เช่น IPA ดังนั้นเมื่อต้องการให้ผิวซิลิคอนมีความขรุขระกับโครงสร้างพีระมิดเล็ก ๆ เราจำเป็นต้องควบคุมการเกิดฟองไฮโดรเจนให้เหมาะสมภายใต้อุณหภูมิที่เหมาะสม

ในเงื่อนไขแรก ได้ทำการเตรียมสารละลายที่ประกอบด้วย 2.9%KOH 10%IPA และกำหนดเวลาที่ใช้ในกระบวนการกัด 40นาที ภายใต้การเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิตั้งแต่ 60-90°C และเมื่อนำมาวัดผลทางโครงสร้างด้วยกล้อง SEM แสดงผลดังรูปที่ 1 เราพบว่าที่อุณหภูมิ 80-90°C ดังรูป 1(ก) และ (ข) พีระมิดที่เกิดขึ้นมีขนาดใหญ่กว่าที่อุณหภูมิ 60-70°C ดังรูป 1(ค) และ (ง) เนื่องจากที่อุณหภูมิสูงทำให้ฟองก๊าซจำนวนมากนั้นแตกออกไป และนำไปสู่การกัดในทรงพีระมิดที่มีขนาดไม่สม่ำเสมอ ในขณะเดียวกันที่อุณหภูมิต่ำเป็นผลทำให้เกิดการกระจายตัวของพีระมิดที่สม่ำเสมอมากว่า (พีระมิดมีขนาดใกล้เคียงกัน) กว่าที่อุณหภูมิสูง

3.2 ผลรวมของค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงกลับแบบ Integrating sphere

รูปที่ 2 แสดงค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงในช่วงความยาวคลื่นตั้งแต่ 300-1100 nm ด้วยเครื่องสเปคโตรโฟโตมิเตอร์ในโหมด Integrating sphere ที่เงื่อนไขการผลิตภายใต้อุณหภูมิตั้งแต่ 60-90°C



รูปที่ 2 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 300-1100 nm ภายใต้อุณหภูมิต่างๆ

จากรูปที่ 2 เราพบว่าที่เงื่อนไข 2.9%KOH, 10%IPA, 80°C, 40 นาที ผิวซิลิคอนมีรูปทรงดังรูป 1 (ข) ได้ให้ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงต่ำที่สุดมีค่าเท่ากับ 8.62% เมื่อเปรียบเทียบกับซิลิคอนผิวเรียบมีค่าการสะท้อนแสงที่ประมาณ 26% อย่างไรก็ตามในช่วงความยาวคลื่นยาวและช่วงคลื่นสั้นนั้นผิวทรงพีระมิดแสดงค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงมีแนวโน้มสูงขึ้น

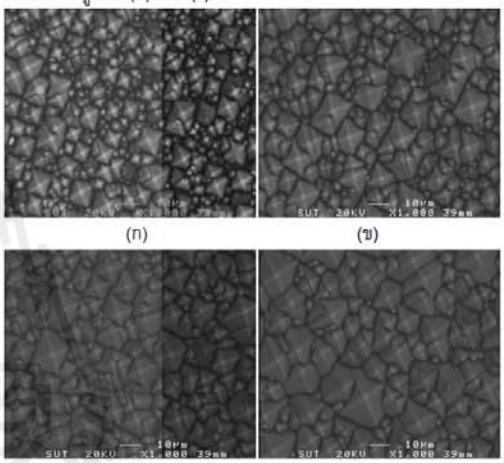
3.3 กระบวนการกัดด้วยสารละลาย KOH/IPA ในเงื่อนไขที่เหมาะสมที่สุด

ในการทดลองนี้ได้ศึกษากระบวนการกัดด้วยสารละลาย KOH/IPA เพื่อให้ได้ผิวของซิลิคอนเกิดการสะท้อนแสงกลับมีค่าต่ำสุดในเงื่อนไขที่เหมาะสมที่สุด และใช้เวลาที่สั้นที่สุด ดังนั้นเราได้กำหนดเงื่อนไขของอุณหภูมิที่ 80°C เนื่องจากเป็นอุณหภูมิที่ใช้ในกระบวนการ และได้ผลค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงต่ำที่สุด และเปลี่ยนเงื่อนไขของเวลาที่ใช้ในกระบวนการตั้งแต่ 20-60 นาที แสดงดังตารางที่ 2

ตารางที่ 2 ตัวอย่างภายใต้เงื่อนไขการเปลี่ยนแปลงของเวลาที่ใช้

ตัวอย่าง	เงื่อนไข		
A-01	2.9%KOH+10%IPA	20 นาที	80°C
A-02		30 นาที	
A-03		50 นาที	
A-04		60 นาที	

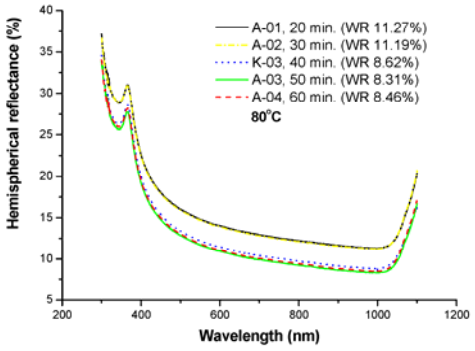
รูปที่ 3 แสดงภาพถ่ายผิวด้านบนของผลึกเดี่ยวซิลิคอนโครงสร้างพีระมิดแบบสุ่ม ที่ใช้เวลาต่างๆ กัน จากรูปถ่ายเราพบว่ากระบวนการกัดผิวที่ใช้เวลาน้อยกว่าได้ให้การกระจายตัวของพีระมิดที่บางตากว่าและมีขนาดเล็กกว่า แสดงดังรูปที่ 3(ก) และ (ข) เนื่องจากพีระมิดมีการสร้างตัวที่ไม่สมบูรณ์ทั่วทั้งผิวหน้าแผ่นซิลิคอน ในทางตรงกันข้ามถ้ากระบวนการกัดผิวใช้เวลามากขึ้น เราพบว่าการกระจายตัวของพีระมิดมีความหนาแน่นและมีความสม่ำเสมอมากขึ้น อีกทั้งยังมีขนาดใหญ่กว่า ซึ่งแสดงดังรูปที่ 3(ค) และ (ง)



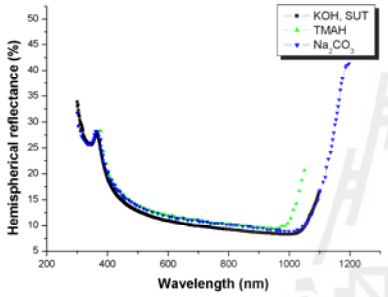
รูปที่ 3 ภาพถ่ายผิวด้านบนด้วยกล้อง SEM ของผลึกเดี่ยวซิลิคอนโครงสร้างพีระมิดแบบสุ่ม โดยควบคุมอุณหภูมิที่ 80°C (ก) ที่ 20 นาที (ข) ที่ 30 นาที (ค) ที่ 50 นาที (ง) ที่ 60 นาที

รูปที่ 4 แสดงค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงต่ำที่สุดมีค่าเท่ากับ 8.31% ที่เวลา 50 นาที อุณหภูมิ 80°C ซึ่งเป็นเงื่อนไขที่ดีที่สุดของกระบวนการกัดผิวหน้าซิลิคอนด้วยสารละลาย KOH/IPA ของการทดลองนี้

รูปที่ 5 แสดงค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ดีที่สุดของการทดลองนี้เปรียบเทียบกับเงื่อนไขการกัดผิวที่ใช้กับสารละลายเคมี TMAH/IPA (2%TMAH, 8%IPA, 80°C, 30 นาที) [3] และ $Na_2CO_3/NaHCO_3$ (20%Na_2CO_3, 4%$NaHCO_3$, 90°C, 20 นาที) [4] จะพบว่าค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ได้จากสารละลายเคมี KOH/IPA (2.9%KOH, 10%IPA, 80°C, 50 นาที) ของการทดลองนี้มีค่าต่ำที่สุด



รูปที่ 4 กราฟสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ได้จากกระบวนการกัดผิวที่เงื่อนไขเวลาตั้งแต่ 20 ถึง 60 นาที ที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 300-1100 nm



รูปที่ 5 กราฟเปรียบเทียบค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงของผลึกเดี่ยวซิลิคอนที่ใช้สารละลายแตกต่างกัน ที่ความยาวคลื่นตั้งแต่ 300-1100

ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ได้จากการทดลองข้างต้น ถือเป็นตัวแปรที่สำคัญที่ใช้ในการวิเคราะห์หาความสัมพันธ์ระหว่างค่าประสิทธิภาพเชิงควอนตัมกับค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง ด้วยแบบจำลอง PC1D ค่าประสิทธิภาพเชิงควอนตัมคือจำนวนของคู่อิเล็คตรอน-โฮลที่เกิดขึ้นมาเมื่อมีแสงโฟตอนตกกระทบ และสามารถพิจารณาได้เป็น 2 ประเภทคือ ประสิทธิภาพเชิงควอนตัมภายนอก (External quantum efficiency, EQE) คือ ประสิทธิภาพของการเกิดคู่อิเล็คตรอน-โฮล ที่พิจารณาผลของการสะท้อนแสงที่ผิวด้านบน แสดงดังสมการที่ (1) [8]

$$EQE = \frac{hc}{q\lambda} SR \qquad (1)$$

โดยที่ SR คือสเปกตรัมการตอบสนอง, hc/q เท่ากับ 1.24 เมื่อพิจารณาให้ความยาวคลื่น (λ) มีหน่วยเป็น μm

ประสิทธิภาพเชิงควอนตัมภายใน (Internal quantum efficiency, IQE) คือ ประสิทธิภาพการเกิดคู่อิเล็คตรอน-โฮล เมื่อพิจารณาว่าไม่มีการสะท้อนแสงกลับที่ผิวด้านบนซึ่งมีความสัมพันธ์กับ EQE ดังสมการที่ (2)

$$EQE = IQE[1 - R] \qquad (2)$$

โดยที่ R คือสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ผิวของเซลล์แสงอาทิตย์ จากความสัมพันธ์เราพบว่า EQE และ IQE มีความเกี่ยวข้องกับค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง ดังนั้นเราจึงได้นำค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ดีที่สุดไปทำการคำนวณหาค่าประสิทธิภาพเชิงควอนตัมด้วยแบบจำลอง PC1D ต่อไป

3.3 การวิเคราะห์การทำงานของเซลล์แสงอาทิตย์ด้วยแบบจำลอง PC1D

แบบจำลอง PC1D คือโปรแกรมที่ใช้ในการคำนวณ หรือตรวจสอบค่าพารามิเตอร์ต่างๆ ที่มีผลต่อประสิทธิภาพของอุปกรณ์สารกึ่งตัวนำ และที่สำคัญกว่านั้นแบบจำลอง PC1D ถูกใช้ในการออกแบบอุปกรณ์สารกึ่งตัวนำโดยเฉพาะเซลล์แสงอาทิตย์เพื่อให้คำนวณหาค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน

เมื่อนำค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง ซึ่งเป็นพารามิเตอร์ที่ได้จากเงื่อนไขของกระบวนการกัดที่ดีที่สุดมาคำนวณหาความสัมพันธ์ระหว่างกระแสลัดวงจรกับค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสง และค่าประสิทธิภาพเชิงควอนตัม เพื่อนำไปสู่ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน โดยมีแบบจำลองของโครงสร้างเซลล์ในแบบ $n^+/p/p^+$ และเมื่อไม่พิจารณาชั้นป้องกันการสะท้อนแสงกลับ (ARC) และชั้นออกไซด์พาสซิเวชันกำหนดค่าพารามิเตอร์ต่างๆ ที่จำเป็นในการคำนวณด้วยแบบจำลอง PC1D ดังตารางที่ 3

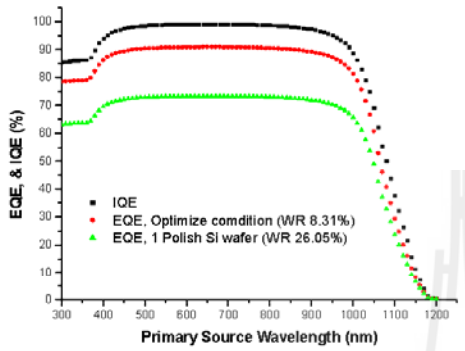
ตารางที่ 3 พารามิเตอร์ของแบบจำลอง PC1D เพื่อนำไปคำนวนหาค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงาน

Cell Parameters	CZ Cell
Device area (cm^2)	100
Thickness (μm)	270
Texture angle (degrees)	65
Texture depth (μm)	10
Front, Rear Reflectance (%)	8.31
τ_{bulk} (μs)	100
FSRV (cm/s)	10^5
BSRV (cm/s)	10^5
1st front diff. (cm^{-3})	$3x10^{18}$
1st rear diff. (cm^{-3})	10^{20}
V_{OC} (mV)	582.8
J_{SC} (mA/cm^2)	37.17
P_{mp} (W)	1.54
FF (%)	0.71
Efficiency (%)	15.4

จากตารางที่ 3 ได้นำค่าพารามิเตอร์ต่างๆ มาคำนวณด้วยแบบจำลอง PC1D แล้วพบว่า เมื่อค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงมีค่าต่ำลงทำให้ค่ากระแสลัดวงจรมีค่าเพิ่มขึ้น และเป็นผลให้ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานสูงสุดมีค่า 15.4% ที่ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงต่ำสุด 8.31%

รูปที่ 6 แสดงการเปรียบเทียบผลของ EQE ที่ความยาวคลื่นช่วง 300-1200 nm ของแผ่นซิลิคอนที่มีผิวลวดลายพีระมิดภายใต้เงื่อนไขการกัดที่ดีที่สุด กับแผ่นซิลิคอนที่มีผิวเรียบ พบว่าแผ่นซิลิคอนที่มีผิวลวดลายพีระมิดให้ค่า EQE สูงกว่าแผ่นซิลิคอนที่มีผิวเรียบ 16%

เนื่องจากมีค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ต่ำกว่า (ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานมีค่าสูงสุดเมื่อ IQE มีค่าใกล้เคียงกับค่า EQE) และนอกจากนี้ยังพบว่าที่ช่วงความยาวคลื่นยาวค่า IQE และ EQE มีค่าลดลงเนื่องจากเกิดการสูญเสียจากการสะท้อนกลับของแสงมากขึ้น และเกิดการสูญเสียเนื่องจากการรวมตัวใหม่ของคู่พาหะที่บริเวณเนื้อวัสดุ (Bulk Recombination) ส่วนที่ความยาวคลื่นสั้นค่า IQE และ EQE มีค่าลดลง เนื่องจากผลของการสะท้อนกลับบางส่วน โดยเฉพาะอย่างยิ่งผลของการรวมตัวใหม่ของคู่พาหะที่ผิว (Surface) แผ่นผลึก



รูปที่ 6 กราฟเปรียบเทียบค่าประสิทธิภาพเชิงควอนตัมที่ความยาวคลื่นช่วง 300-1200 nm

แบบจำลอง PC1D จะประมวลผล และแสดงค่าพารามิเตอร์ที่สำคัญของเซลล์แสอาทิตย์ได้อย่างถูกต้องยิ่งขึ้นนั้น เราจำเป็นจะต้องแทนค่าตัวแปรต่าง ๆ ที่ได้จากการวัดจริง

4. สรุป

บทความนี้ได้แสดงถึงกระบวนการสร้างกับดักแสงลวดลายพีระมิดแบบสุ่ม โดยวิธีการกัดผิวหน้าแบบแอนนิโซโทรปิคบนผลึกเดี่ยวซิลิคอนด้วยสารละลาย KOH/IPA ซึ่งในบทความนี้ได้ทำการเปลี่ยนแปลงเงื่อนไขของอุณหภูมิ และเวลาที่ใช้ในกระบวนการกัดผิว ทำให้ได้เงื่อนไขของกระบวนการกัดผิวที่ดีที่สุดคือ 2.9%KOH, 10%IPA, 80°C, 50 นาที โดยผลที่ได้จากเงื่อนไขการกัดนี้ทำให้เกิดลวดลายพีระมิดที่มีขนาด และการกระจายตัวที่เหมาะสม ซึ่งลักษณะทางโครงสร้างนี้นำไปสู่ค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ต่ำที่สุด 8.31% และเมื่อนำค่าสัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงที่ได้จากการทดลองนี้ไปประมวลผลด้วยแบบจำลอง PC1D ทำให้ได้ค่าประสิทธิภาพเชิงควอนตัมมีค่าสูงขึ้น ซึ่งนำไปสู่ค่าประสิทธิภาพการแปลงพลังงานเท่ากับ 15.4%

5. กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้ได้รับการสนับสนุนจาก ทุนสำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติประจำปีงบประมาณ 2552 และขอขอบคุณ คุณอนุชิต เรืองวิทยานนท์ อาคารเครื่องมือ 1 (F1) มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ที่ให้การสนับสนุนการใช้เครื่องกล้องจุลทรรศน์อิเล็คตรอนแบบสแกน

เอกสารอ้างอิง

1. P. Campbell and M. A. Green, "Light trapping properties of pyramidally textured surfaces", J. Appl. Phys. 62, pp. 243-249 (1987).
2. D. L. King, M. E. Buck, Proceedings of the 22th IEEE PVSC, Las Vegas, NV, USA, pp. 303-308 (1991).
3. P. Papet, O. Nichiporuk, A. Kaminski, Y. Rozier, J. Kraiem, J. F. Lelievre, A. Chaumartin, A. Fave and M. Lemiti, "Pyramidal texturing of silicon solar cell with TMAH chemical anisotropic etching", Solar energy materials & Solar cell 90, pp. 2319-2328 (2006).
4. B. Vallejo, M. Gonzalez-Manas, J. Martinez-Lopez and M. A. Cabllero, "On the texturization of monocrystalline silicon with sodium carbonate solution", Solar energy 81, pp. 565-569 (2007).
5. W. Kern, Handbook of Semiconductor Cleaning Technology, Noyrs Publishing : Park Ridge, NJ, (1993).
6. W. Kern and J. Vossen, Thin film processes, Academic Press : Nw York, (1978).
7. E. D. Palik et al., "Etching roughness for (100) silicon surfaces in aqueous KOH", J. Appl. Phys. 70, pp. 3291-3300 (1991).
8. S. R. Wenham, M. A. Green, M. E. Watt and R. Corkish, Applied Photovoltaics, 2nd edition, Earthscan, (2007).

การสร้างชั้นพาสซิเวชันด้านหลังสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดผลึกซิลิคอนด้วยวิธีการทะลุของอะลูมิเนียม และการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างชั้นอะลูมิเนียมกับชั้นอะมอร์ฟัสซิลิคอน

Fabrication of Rear Passivation Layer for Crystalline Silicon Solar Cells By Using Al-Spiking and Technique of Layer Exchange Between Al and a-Si

ทิพย์วรรณ พังสุวรรณรักษ์[1] กิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์[1] และสุวัฒน์ โสภิตพันธ์[2]
[1]สาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี ถนนมหาวิทยาลัย ตำบลสุรนารี อำเภอเมือง
จังหวัดนครราชสีมา 30000 โทร 0-44 224582 โทรสาร 0-44 224601 E-mail: thipwan@g.sut.ac.th
[2]ศูนย์เทคโนโลยีไมโครอิเล็กทรอนิกส์ 51/4 หมู่ 1 ตำบลวังตะเคียน อำเภอเมืองฉะเชิงเทรา จังหวัดฉะเชิงเทรา 24000
โทร 0-38857100 โทรสาร 0-38857175 E-mail: suwat.sopitpan@nectec.or.th

บทคัดย่อ

ชั้นพาสซิเวชันด้านหลังของเซลล์แสงอาทิตย์มีความสำคัญเพื่อลดผลของการรวมตัวของพาหะบริเวณด้านหลังของเซลล์ และจะส่งผลให้แรงดันไฟฟ้าเปิดวงจร (V_{OC}) สูงขึ้น และจะได้ประสิทธิภาพการแปลงพลังงานสูงถึง 25% แม้กระนั้นการผลิตยังคงพึ่งพาวิธีที่ซับซ้อนไม่เหมาะสำหรับอุสาหกรรมการผลิตเซลล์แสงอาทิตย์อย่างเทคนิคการสร้างลวดลายรอยสัมผัสด้านหลังด้วยแสง (Photolithography technique) และเทคนิคเลเซอร์ อย่างไรก็ตามการเปิดช่องด้านหลังเพื่อเป็นชั้นพาสซิเวชันด้วยเทคนิคที่ไม่พึงพาวิธีการสร้างลวดลายด้วยแสงนั้นไม่ค่อยพบเห็นนัก

บทความนี้ได้ศึกษาการสร้างชั้นพาสซิเวชันด้วยหลังด้วยชั้นซิลิคอนไดออกไซด์ แต่ใช้เทคนิคการเปิดช่องอย่างง่ายด้วยการให้ชั้น Al ทะลุเป็นช่องเล็ก ๆ ลงชั้น SiO_2 กว้างเพียงไม่กี่ไมโครเมตร และทำการสร้างชั้น a-Si และผ่านกระบวนการแลกเปลี่ยนเฟสของ Al และ a-Si หรือเรียกว่ากระบวนการ ALILE (**Al**uminum induced layer **e**xchange) ดังนั้นแล้วชั้น a-Si จะเปลี่ยนเป็นซิลิคอน p^+ เพื่อให้เกิดโครงสร้าง MIS (Metal Insulator Semiconductor) วัตถุประสงค์ของการมีโครงสร้างดังกล่าวเพื่อสร้างสนามไฟฟ้าด้านหลังที่ผิวเฉพาะพื้นที่เปิดช่องเล็ก ๆ (BSF: Back Surface Field) จะลดค่าความเร็วในการรวมตัวที่ผิวด้านหลัง (S_{eff}) การศึกษานี้ยังได้เน้นศึกษากลไกการเกิด Al ทะลุเป็นช่องเล็ก ๆ บนฐานรองซิลิคอนที่มีโครงสร้างผิวพีระมิดขนาดรูปทรงไม่สม่ำเสมอ (random pyramid texturing surface) ภายใต้อุณหภูมิที่ต่ำกว่าอุณหภูมิ Eutectic (577 °C) ตั้งแต่ 500-550 °C อีกทั้งได้มีการวิเคราะห์ทางไฟฟ้าเพื่อศึกษากระบวนการ ALILE เหมาะสมภายใต้เงื่อนไขของค่าอัตราส่วนความหนาระหว่างชั้น Al และชั้น a-Si

คำสำคัญ: พาสซิเวชันด้านหลัง, การทะลุของชั้นอะลูมิเนียม, กระบวนการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่าง Al และ Si, เซลล์แสงอาทิตย์

Abstract

Rear surface passivation is a crucial back layer for declination of the recombination effect of solar cell. This leads to an increase of the open voltage circuit (V_{OC}) and to yield high energy conversion efficiency above 25%. Typical passivation technique has involved complex process as photolithography and laser groove techniques which are unsuitable for photovoltaic industrial production. However, the simple fabrication of passivation layer unnecessary to use photolithography base has rarely found.

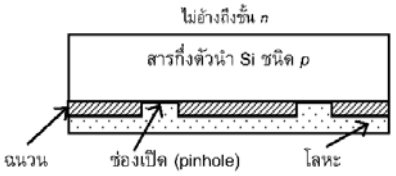
In this paper, the SiO_2 passivation with locally opened pinhole contact in the size range of a few μm was fabricated by using Al spiking effect. In addition of sequent process, a-Si layer deposited on SiO_2 layer spiked by Al was prepared for an important process of Al induced layer exchange (ALILE). Therefore, a-Si region became to p^+ Si region after ALILE process in order to MIS structure. This aim is to create the back surface field with localized pinhole contacts in order to reduce velocity of rare surface passivation, S_{eff}. Moreover, Al spiking scheme under low temperature condition below its eutectic point about 577 °C was investigated. Electrical characterization with variation of thickness ratio between Al and a-Si was studied in the term of resistivity.

Keywords: rear surface passivation, Al spiking, Al induced layer exchange, solar cell

1. คำนำ

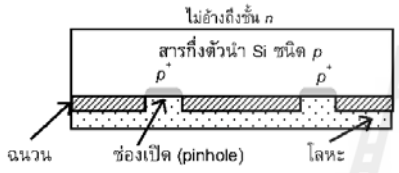
การเปิดช่องเล็ก ๆ ขึ้นที่ชั้น SiO_2 เพื่อสร้างรอยสัมผัสด้านหลังระหว่างโลหะ กับแผ่นฐานชนิด p (0.5-10 Ω.cm) นั้นทำให้ศักยภาพการแปลงพลังงานของเซลล์แสงอาทิตย์นั้นสูงขึ้น [1-2] รูปที่ 1 แสดงโครงสร้างของโลหะ-ฉนวน-สารกึ่งตัวนำ ของช่องเปิดเล็ก ๆ ในชั้น SiO_2 ซึ่งช่องเปิดเล็ก ๆ นี้มีพฤติกรรมแบบ Schottky diode ตัวหนึ่ง

กระแสอิ่มตัวที่ได้จะขึ้นอยู่กับพื้นที่ของช่องเปิด และคุณสมบัติต่าง ๆ ของรอยสัมผัสระหว่างสารกึ่งตัวนำกับโลหะ



รูปที่ 1 โครงสร้างของโลหะ-ฉนวน-สารกึ่งตัวนำ (MIS) ของช่องเปิดในชั้น SiO_2

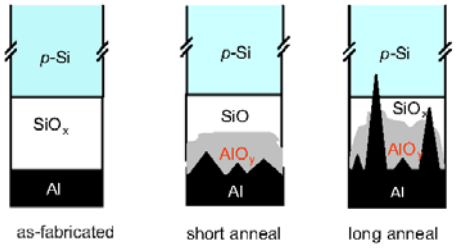
การสร้างชั้นสนามไฟฟ้าบริสุทธิ์ (intrinsic field) ที่เหมาะสมด้านหลังของชั้นพาสซิเวชันในช่องเปิดจำกัดนั้นส่งผลให้ทั้งค่าความเร็วของการรวมตัวพาหะข้างน้อย (S_{eff}) และค่าความต้านทานอนุกรม (R_S) นั้นมีค่าลดลง (S_{eff}) ซึ่งเป็นส่วนที่สำคัญที่ทำให้เซลล์แสงอาทิตย์ให้ประสิทธิภาพสูงถึง 25% [3,4] แสดงโครงสร้างของชั้นพาสซิเวชันด้านหลังที่ประกอบด้วยช่องเปิดของชั้นบาง ๆ p^+ Si ดังรูปที่ 2



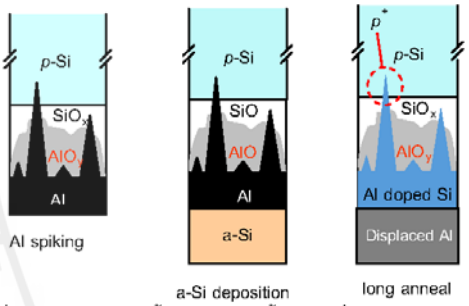
รูปที่ 2 โครงสร้างของชั้นพาสิเวชันด้านหลังกับบริเวณเล็ก ๆ ของ p^+ Si ในช่องเปิดของชั้น SiO_2

การสร้างช่องเปิดของรอยสัมผัสเพื่อสร้างชั้นพาสซิวชันให้แก่เซลล์แสงอาทิตย์นี้มีหลายวิธีเช่นการทำร่องเล็กด้วยการใช้แสงเลเซอร์ [3] ด้วยการใช้เข็มเล็ก ๆ และการพึ่งพาเทคโนโลยีสร้างลวดลายด้วยแสงหรือโฟโตลิโทรกราฟฟี [4] ในสองวิธีแรกจะทำให้แผ่นฐานเกิดความเสียหายง่าย ส่วนเทคนิคโฟโตลิโทรกราฟฟีมีข้อเสียคือในกระบวนการมีหลายขั้นตอน ซับซ้อน และไม่เหมาะกับการผลิตในอุตสาหกรรมเซลล์แสงอาทิตย์ อย่างไรก็ตามไม่นานมานี้ได้มีงานวิจัยได้นำเสนอเทคนิคการสร้างชั้นพาสซิเวชันด้านหลังต้นทุนต่ำ โดยอาศัยเทคนิคการทะลุของ Al ลงชั้น SiO_2 บนแผ่นฐาน Si เรียบ และการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่าง Al และชั้น a-Si เป็นผลให้ค่า V_{OC} เพิ่มขึ้น [5]

อย่างไรก็ตามวิธีข้างต้นยังไม่ได้มีการศึกษากันอย่างกว้างขวางซึ่งความรู้และความเข้าใจยังถูกจำกัด ดังนั้นการศึกษานี้ได้สนใจลักษณะของการทะลุของ Al ในชั้น SiO_2 ภายใต้อุณหภูมิตั้งแต่ 500-550 °C และใช้แผ่นฐานซิลิคอนที่มีผิวรูปทรงพีระมิดทั่วแผ่นแต่ขนาดพีระมิดไม่สม่ำเสมอกัน ลักษณะผิวขรุขระนี้ผลิตขึ้นนี้ใช้วิธีสกัดผิวแบบ anisotropic ในส่วนผสมเคมีที่เหมาะสมเพื่อให้ได้สัมประสิทธิ์การสะท้อนแสงมีค่าต่ำ [6] การก่อตัวของ Al ที่ทะลุลงชั้นฉนวนออกไซด์ได้ศึกษาจากการวัดด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนส่องกราดแบบปล่อยสนามไฟฟ้า (Field Emission Scanning Electron Microscope: FE-SEM) หลังจากนั้นยังได้ศึกษากระบวนการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่าง Al กับ a-Si ภายใต้การอบนานที่อุณหภูมิต่ำประมาณ 500 °C ที่เรียกว่ากระบวนการ ALILE (Aluminum induced layer exchange) ซึ่งเป็นกระบวนการสำคัญเพื่อจะได้พื้นที่เล็ก ๆ ของ p^+ Si กลไกการเกิดส่วน p^+ Si นั้นเกี่ยวข้องกับการแทรกซึมของเฟส Al เข้าสู่ a-Si และแลกเปลี่ยนชั้นเฟสกันขึ้นทำให้ส่วนของ Al เปลี่ยนเป็น p^+Si แสดงไดอะแกรมของขั้นตอนการเกิดช่องเปิดของ Al spiking และขั้นตอนการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่าง Al กับ a-Si ในรูปที่ 3 และ 4 ตามลำดับ หลังจากผ่านกระบวนแลกเปลี่ยนเฟสแล้วได้ทำการวัดค่าความต้านทานไฟฟ้าด้วยเทคนิค 4-point probes (Jandel 4-point probing system) ก่อนและหลังการแลกเปลี่ยนเฟส



รูปที่ 3 ไดอะแกรมของขั้นตอนการเกิดช่องเปิด Al spiking ในชั้น SiO_2



รูปที่ 4 ไดอะแกรมของขั้นตอนการเกิดชั้นแลกเปลี่ยนเฟสระหว่าง Al กับ a-Si

2. รายละเอียดของการทดลอง

2.1 การเปิดช่อง SiO_2 ด้วยวิธี Al spiking

ผลึกซิลิคอนชนิด p ระนาบ (100) มีความต้านทานไฟฟ้าประมาณ 1 Ω.cm หนา 300 μm ใช้เป็นแผ่นฐาน หลังจากทำความสะอาดผิวหน้าตามมาตรฐาน RCA ได้ทำการสกัดผิวหน้าให้ขรุขระรูปทรงพีระมิดด้วยสารละลาย 2.9%KOH: 10%IPA เป็นเวลา 50 นาที ภายใต้การให้ความร้อนที่ 80 °C คงที่ กระบวนการสกัดผิวทำในอ่างเทฟลอนและกวนด้วยแท่งแม่เหล็ก โดยมีฝาปิดเพื่อป้องกันการระเหยออกของสารละลาย IPA ผลการวัดค่าสัมประสิทธิการสะท้อนแสงต่ำประมาณ 8.3% [6].

ทำการปลูกฟิล์ม SiO_2 หนาประมาณ 100 nm ด้วยเทคนิคสปัตเตอร์ริงในโหมด RF ต่อมาทำการปลูกฟิล์ม Al หนาประมาณ 200 nm ด้วยเทคนิคสปัตเตอร์ริงในโหมด DC รายละเอียดเงื่อนไขการผลิตแสดงในตารางที่ 1 หลังจากนั้นทำการอบที่อุณหภูมิต่ำ 500, 520 และ 550 °C เป็นเวลานานคงที่ 12 ชั่วโมงเพื่อให้เกิดกระบวนการทะลุของ Al

2.2 กระบวนการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่าง Al กับ a-Si

เมื่อผ่านกระบวนการเปิดช่อง SiO_2 ด้วยวิธี Al spiking ได้ทำการปลูกฟิล์มบาง a-Si ด้วยวิธีสปัตเตอร์ริงในโหมด RF หนาประมาณ 100, 250, 500 และ 750 nm เพื่อทำการกำหนดอัตราส่วนความหนาโดยประมาณระหว่างชั้น Al ต่อชั้น a-Si ตั้งแต่ 1:1, 1:2, 1:3 และ 1:4.7

ตารางที่ 1 เงื่อนไขการผลิตฟิล์มบาง SiO_2 และ Al สำหรับกระบวนการ Al spiking

Preparation conditions	SiO_2 film	Al film
Thickness	100 nm	200 nm
Pressure	Ar : $5.3X10^{-3}$ mbar O_2 : $4.0X10^{-4}$ mbar	Ar : $2.5X10^{-3}$ mbar O_2 : -
Flow rate	Ar : 5.5 sccm. O_2 : 2.1 sccm	Ar : 4.2 sccm. O_2 : -
Source	RF:Power 100 watt	DC current : 0.2A
Growth rate	35 nm/mim	26 nm/mim

เงื่อนไขการผลิตฟิล์ม a-Si แสดงในตารางที่ 2 หลังจากได้ชั้น a-Si/Al/SiO_2/แผ่นฐาน Si แล้วทำการอบที่อุณหภูมิต่ำประมาณ 500 เป็นเวลานานคงที่ 12 ชั่วโมง เพื่อให้เกิดกระบวนการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่างชั้น Al กับ a-Si และคุณภาพของเกรนผลึก Si [7]

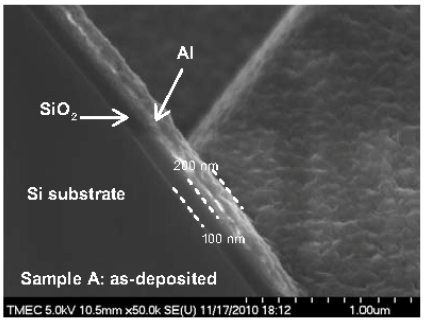
ตารางที่ 2 เงื่อนไขการผลิตฟิล์มบาง a-Si สำหรับกระบวนการแลกเปลี่ยนเฟสระหว่าง Al กับ a-Si

Preparation conditions	a-Si film
Pressure	Ar : $3.2X10^{-6}$ mbar
Flow rate	Ar : 10.2 sccm.
Source	RF : Power 150 watt
Growth rate	21.5 nm/mim

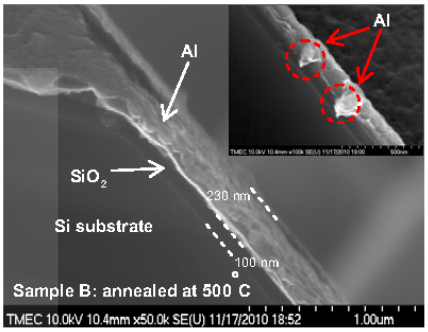
3. ผลการทดลอง

3.1 ผลการถ่ายภาพด้วย FE-SEM

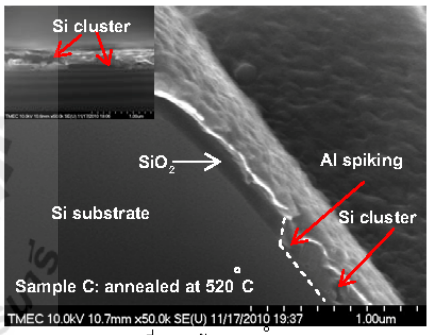
รูปที่ 5 (ก) แสดงภาพตัดขวางจาก FE-SEM ของชั้น Al/SiO_2/Si ฐานรอง ที่ยังไม่ผ่านการอบความร้อน ซึ่งไม่สามารถพบเห็นการทะลุของ Al ที่ชัดเจน เมื่อทำการอบตัวอย่างที่อุณหภูมิ 500 °C เราสามารถสังเกตเห็นว่าชั้นของ Al ขยายตัวขึ้นเล็กน้อย และเริ่มสังเกตเห็นการเกิดชั้นของ Al spiking ซึ่งมีช่องเปิดแคบ ๆ ประมาณ 100 nm โดยสังเกตได้จากภาพเล็กในรูปที่ 5 (ข) เมื่อทำการอบตัวอย่างที่อุณหภูมิ 520 °C ในรูปที่ 5(ค) เราได้พบบริเวณเปิดช่องของ Al จะกว้างขึ้นขนาดกว่า 1 μm และมีกลุ่มก้อน Si เล็ก ๆ (Si clusters) เกิดขึ้นภายในบริเวณ Al ที่ทะลุลงชั้น SiO_2 จนเกิดรอยสัมผัสระหว่าง Al กับผิวของ Si แผ่นฐาน จนอาจเป็นเหตุให้เกิดการแลกเปลี่ยนเฟสของ Al กับ Si แผ่นฐาน โดยแสดงในภาพเล็กบนของรูปที่ 5 (ค) ในกรณีที่ทำการอบตัวอย่างที่อุณหภูมิ 550 °C ในรูปที่ 5(ง) เราพบการละลายปะปนกันระหว่างชั้น Al กับ SiO_2 จนไม่สามารถแยกชั้นให้เห็นได้ แต่ยังสามารถพบกลุ่ม Si เล็ก ๆ และเห็นชัดเจนมากขึ้นที่ผิวบนของ Al สังเกตได้จากภาพเล็กบน การเกิดกลุ่ม Si เล็ก ๆ มากมายที่ผิว Al นอกสุดนี้เนื่องมาจากการกลับเฟสของ Al และ Si ที่อุณหภูมิสูงถึง 550 °C ซึ่งเข้าใกล้จุดอุณหภูมิ eutectic (577 °C)



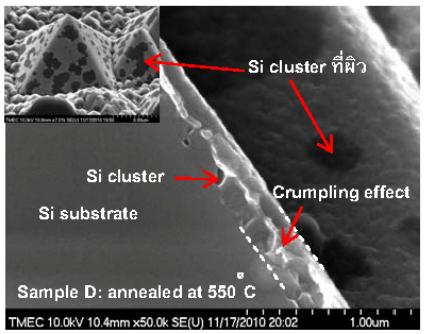
(ก) ไม่ผ่านการอบความร้อน



(ข) อบที่ความร้อน 500 °C



(ค) อบที่ความร้อน 520 °C



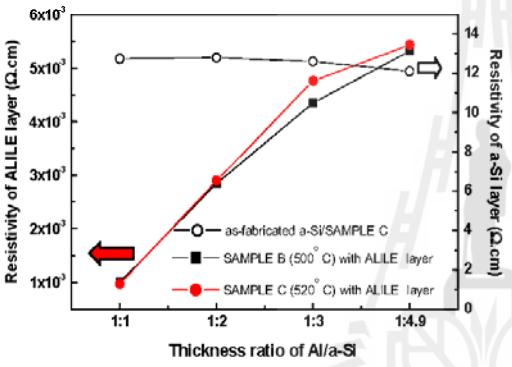
(ง) อบที่ความร้อน 550 °C

รูปที่ 5 ภาพตัดขวางจาก FE-SEM ของชั้นฟิล์ม Al/SiO_2/Si ฐานรองภายใต้เงื่อนไขการอบที่อุณหภูมิต่าง ๆ **(ก)** ไม่ผ่านการอบความร้อน **(ข)** อบที่ความร้อน 500 °C **(ค)** อบที่ความร้อน 520 °C และ **(ง)** อบที่ความร้อน 550 °C

3.1 ผลการวัดค่าความต้านทานไฟฟ้าจำเพาะด้วย 4-point probes

หลังจากศึกษาการเปิดช่อง SiO_2 ด้วยวิธี Al spiking แล้วเราได้ทำการปลูกฟิล์ม a-Si ลงบนตัวอย่างเงื่อนไข B และ C ซึ่งมีช่องเปิด Al pinhole ขนาด 100 nm และ 1 μm ตามลำดับ เพื่อศึกษาผลการไฟฟ้าก่อนและหลังการเกิดชั้นกลับเฟส หรือการแลกเปลี่ยนชั้นระหว่าง Al/a-Si ในการศึกษานี้ได้แปรเปลี่ยนค่าอัตราส่วนความหนาของชั้น Al ต่อ a-Si เป็น 1:1, 1:2, 1:3, และ 1:4.9 และได้ทำการอบที่อุณหภูมิ 500 °C อีกครั้งเป็นเวลา 12 ชม. ดังนั้นตัวอย่างของฟิล์มที่ทำการศึกษาประกอบด้วย ฟิล์ม a-Si บนตัวอย่างเงื่อนไข C (ไม่ผ่าน ALILE) ฟิล์ม a-Si/ตัวอย่างเงื่อนไข B และ C (ผ่าน ALILE) อีกทั้งยังได้ศึกษาศึกษาคุณสมบัติทางไฟฟ้าก่อน และหลังการกระบวนการ ALILE โดยทำการวัดค่าความต้านทานไฟฟ้า (Ω.cm) ด้วยเทคนิค 4-point probes

รูปที่ 6 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มตัวอย่างและอัตราส่วนของความหนาระหว่างชั้น Al/a-Si



รูปที่ 6 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มและค่าอัตราส่วนความหนาของชั้น Al ต่อ a-Si โดยที่ ○ ฟิล์ม a-Si บนตัวอย่าง C, □ ชั้นแลกเปลี่ยนเฟส บนตัวอย่าง B และ ● ชั้นแลกเปลี่ยนเฟสบนตัวอย่าง C

4. สรุปและวิเคราะห์ผล

เทคนิคอย่างง่ายสำหรับการเปิดช่อง pinhole ในชั้น SiO_2 คือการใช้ปรากฏการณ์ของ Al spiking โดยทำการปลูกฟิล์ม Al บนชั้น SiO_2 และอบที่อุณภูมิที่น้อยกว่าระดับความร้อน eutectic ของ Al-Si จากภาพถ่ายด้วย FE-SEM ของชั้นฟิล์ม Al/SiO_2/แผ่นฐาน *p*-Si ในรูปที่ 5 เราพบว่ารูป (ก) ไม่พบการทะลุของ Al ลงชั้น SiO_2 เนื่องจาก Al มีความหนาเพียง 200 nm แต่เราจะพบการทะลุของ Al เป็นเข็มเล็ก ๆ ลงชั้นผิวสัมผัส SiO_2 ได้บ่อยครั้งในกรณีที่ Al หนามากกว่า 500 nm ถึงแม้ว่าไม่ได้อบความร้อนก็ตาม แต่เมื่อเราทำการอบชั้นฟิลม์ตัวอย่าง B ภายใต้อุณหภูมิ 500 °C นาน 12 ชั่วโมง จากรูป (ข) เราสามารถพบเห็น Al pin hole ที่แทรกอยู่ในชั้น SiO_2 มีความกว้างเฉลี่ยเพียง 100 nm และเมื่อทำการอบอุหณภูมิสูงขึ้นเป็น 520 °C จากรูป (ค) เราพบว่าช่องเปิด Al pin hole มีขนาดบริเวณกว้างขึ้นเฉลี่ยประมาณ 1 μm อย่างไรก็ตามเมื่อการอบอุหณภูมิเข้าใกล้อุณหภูมิ eutectic ของ Al-Si เป็น 550 °C แล้วทั่วทุกบริเวณในชั้น SiO_2 และ Al เกิดการละลายปะปนกันจนไม่สามารถเห็นการแยกชั้นได้ ในลักษณะนี้เรียกว่าปรากฏการณ์ Crumpling ดังนั้นจากผลแสดงให้เห็นว่า เงื่อนไขการอบมีผลต่อการสร้างช่องเปิด Al pinhole ซึ่งขนาดช่องเปิดที่เหมาะสมกว้างประมาณไม่กี่ไมโครเมตรสำหรับการสร้างบริเวณ BSF เล็ก ๆ ในชั้นผิวด้านหลังของแผ่นฐาน *p*-Si ของเซลล์แสงอาทิตย์ ดังนั้นเงื่อนไขการอบฟิล์มโครงสร้าง Al/SiO_2/แผ่นฐาน *p*-Si ที่เหมาะสมคือที่อุณหภูมิ 520 °C

กระบวนการแลกเปลี่ยนชั้น Al กับ a-Si เพื่อให้ช่องเปิด Al pinhole นั้นเปลี่ยนสภาพเป็น p^+ Si pinhole นั้นเป็นกระบวนการต่อมาที่สำคัญเพื่อสร้างบริเวณ BSF ที่ด้านหลังของเซลล์ อย่างไรก็ตามการถ่ายภาพด้วย FE-SEM นั้นไม่เห็นภาพการแลกเปลี่ยนเฟสของทั้งสองชั้นอย่างชัดเจน เนื่องจากการวัดชนิดนี้เกี่ยวข้องกับจำนวนของอิเล็กตรอนของเนื้อสาร ชั้นการแลกเปลี่ยนเฟสนั้นจะไม่มีความแตกต่างของจำนวนอิเล็กตรอนอย่างชัดเจน ดังนั้นการวัดความต้านทานไฟฟ้าที่ผิวนั้นสามารถบ่งบอกเป็นนัยถึงการกลับชั้นของ Al-Si ได้ อย่างไรก็ตามเทคนิคการวัดด้วย Focus Ions Beam (FIB) สามารถถ่ายภาพฟิล์มที่เป็นสารกึ่งตัวนำหรือฉนวน

รูปที่ 6 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานไฟฟ้าของฟิล์มและค่าอัตราส่วนความหนาของชั้น Al ต่อ a-Si ผลความสัมพันธ์แสดงให้เห็นว่าสัดส่วนของ Al/a-Si ลดลงนั้นคือชั้น a-Si หนาขึ้นนี้ส่งผลให้ค่าความต้านทานไฟฟ้าเพิ่มขึ้นจาก 10^{-3} Ω.cm เป็น 6×10^{-3} Ω.cm หลังจากเกิดการแลกเปลี่ยนชั้น แต่ในทำนองกลับกันแล้วเมื่อไม่เกิดการแลกเปลี่ยนชั้น ความต้านทานไฟฟ้าของ a-Si แทบจะคงที่ที่ประมาณ 12 Ω.cm ซึ่งสูงกว่ากรณีที่เกิดการแลกเปลี่ยนเฟสถึง 1000 เท่า ดังนั้นกระบวนการให้ความร้อนที่ 500°C นาน 12 ชั่วโมงจะเกิดการแลกเปลี่ยนชั้น Al กับ a-Si ขึ้น ซึ่งสัดส่วนของความหนาของ Al/Si นั้นมีผลต่อค่าการนำไฟฟ้า เพราะปรากฏการณ์การแลกเปลี่ยนเฟสที่สมบูรณ์นั้นจะเกิดเกรนผลึก p^+ Si ขนาดใหญ่ขึ้น [7] ดังนั้นแล้วค่าสัดส่วนที่เหมาะสมของความหนาชั้น Al/a-Si สำหรับการผลิตบริเวณ BFS ให้แก่เซลล์แสงอาทิตย์ควรเป็น 1:1

5. กิตติกรรมประกาศ

ผู้เขียนบทความและคณะขอขอบคุณ ดร.พงษ์พันธ์ จินดาอุดม และคณะในหน่วยปฏิบัติการวิจัยและพัฒนาเทคโนโลยีโฟโทนิกส์ (PTL) ศูนย์เทคโนโลยีอิเล็กทรอนิกส์และคอมพิวเตอร์แห่งชาติ ที่สนับสนุนการใช้เครื่องมือต่าง ๆ และข้อแนะนำอันมีคุณค่ายิ่ง การวิจัยนี้ได้รับการสนับสนุนจากสำนักงานกองทุนสนับสนุนงานวิจัยสำหรับอาจารย์รุ่นใหม่ งบประจำปี 2552 และมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

6. เอกสารอ้างอิง

[1] M. A. Green, "Effects of pinholes, oxide traps and surface states on MIS solar cells", Appl. Phys. Lett. **33**(2), 15, 1978.

[2] R. B. Godfrey and M. A. Green, "High-Temperature lifetesting of Al/SiO_x /p-Si contacts for MIS solar cells" Appl. Phys. Lett. **34**(12), 15, 1979.

[3] M. A. Green "The Path to 25% Silicon Solar Cell Efficiency: History of Silicon Cell Evolution", Prog. Photovolt: Res. Appl. 2009; 17:183–189.

[4] G.Claudio, Z.Zhou, C.Hibberd, and K.Bass, "Passivation of Laser Grooved Buried Contacts (LGBC) Solar Cells with Silicon Oxide or Silicon Nitride grown by a Remote Sputtering Deposition System", IEEE 978-1-4244-1641-7/08, 2008

[5] Anita W.Y. Ho, and Stuart R. Wenham, "Fabrication of silicon solar cells with rear pinhole contacts", Solar Energy Materials & Solar Cells **91**, 1234–1242, 2007

[6] กิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์ และทิพย์วรรณ พังสุวรรณรักษ์ "ผลของการสะท้อนแสงของผิวเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอนที่มีลวดลายพีระมิด", การประชุมเชิงวิชาการเครือข่ายพลังงานแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 6 จ.เพชรบุรี

[7] D. He, J.Y. Wang, and E. J. Mittemeijer, "Reaction between amorphous Si and crystalline Al in Al/Si and Si/Al bilayers: microstructural and thermodynamic analysis of layer exchange", Appl. Phys. A **80**, 501–509, 2005

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition /
5th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, 6-10 September 2010, Valencia, Spain

TEXTURISATION OF MONO-CRYSTALLINE SILICON WAFER BY WET CHEMICAL ETCHANT WITHOUT SURFACTANT ADDITIVE THROUGH HYDROPHOBIC MASKS FOR THE 25th EU PVSEC / WCPEC-5

T. Fangsuwannarak and K. Amonsurintawong
School of Electrical Engineering, Institute of Engineering, Suranaree University of Technology
Nakhon Ratchasima, Thailand 30000

ABSTRACT: Pyramidal texturisation on mono-crystalline silicon wafer is still a state-of-the-art process for solar cell fabrication in order to achieve good uniformity in pyramidal structures. Costly surfactant additive as isopropyl alcohol (IPA) is inevitably mixed in conventional alkaline solution to eliminate H_2 bubbles striking on the wafer surface. In industrial PV production, appropriate alkaline solutions with adding IPA lead to uniform-pyramidal texturisation. In this work, the alternative texturisation method by placing super-hydrophobic grid mask on silicon wafer in KOH solution without any additive surfactant was investigated. Low tension surface masks in this case are made from Polytetrafluoroethylene (PTFE) and Polydimethylsiloxane (PDMS) as a non-attack mask on silicon surface. In the present work, the size of the opening pattern of these hydrophobic grid masks is about 2 mm and a separation between the mask and silicon wafer of 1 mm which is suitable to capture H_2 bubbles (1-3 mm^2). The SEM imaging of pyramidal structure and the reflectivity were used to evaluate this alternative process. We are reporting a novel approach of using PTFE mask for accomplishment of pyramidal texturisation overall on silicon surface. An average reflectance of 14.1% is obtained without any anti-reflectance coating.
Keywords: hydrophobic mask, texturisation, etching, mono-crystalline, and silicon

1 INTRODUTION

Texturisation of silicon wafer is an important and effective scheme to reduce the reflectance of the silicon wafer. Additionally, textural structure is will enhance the light collection by multiple reflections. In industrial PV production, the anisotropic etching of crystalline silicon wafer is commonly need to form random pyramid all over the (100) oriented silicon surface. Aqueous alkaline solution widely used in order to improve the uniformity of the random pyramid texture needs to be added by isopropyl alcohol (IPA) [1]. Adding expensive IPA is an essential process because it increases the hydrophobia of the wafer surface. This results in the removal of hydrogen bubbles adhering on the wafer surface, which prevents the continuing texturisation. However, the IPA also effects on the etching rate and roughness of (100) silicon wafer [2]. The condition control of IPA concentration is an important key of texturing process, because of its higher concentration than the alkaline concentration and also its easy volatility.

Some researches have been focused on investigating alternative solution, such as potassium carbonate (K_2CO_3) [3,4], sodium carbonate (Na_2CO_3) [5], tribasic sodium phosphate (Na_3PO_4, $12H_2O$) [6] for the aims of low-cost silicon texturisation and reducing amount of IPA in the solutions. Moreover, A. K. Chu [7] successfully textured the silicon surface with typical potassium hydroxide (KOH) solution and utilizing the metal grids as an etching mask. They claim that this technique has not need of IPA for texturing and an average reflectance of 15.1% was achieved. Recently a metal grids-based texturisation approach for (100) oriented Si wafers with Na_2CO_3 solution is accomplished with an average reflectance of 10.7%.

In this paper, the alternative texturisation method by placing silicon wafer in a super-hydrophobic box with opening grids pattern in the most common etchant as a mixture of KOH and DI water without any additive surfactant was investigated. Polydimethylsiloxane (PDMS), a silicon-based organic polymer and Polytetrafluoro-ethylene (PTFE) both having very low surface energies (~21 mJ/cm^2 for PDMS and 18.5 mJ/cm^2 for PTFE) were brought to study as an etched-mask. In this work, we report the study on the role of hydrophobic grids masks in the KOH solution without adding IPA. We are reporting a novel approach of using low-tension surface mask made from PTFE for accomplishment of pyramidal texturisation overall on silicon surface. An average reflectance of 14.1% is obtained without any anti-reflectance coating.

2 EXPERIMENTAL

2.1 Hydrophobic grids-based texturisation

This study uses PTFE thin plate drilled as circle-opening pattern diameter of 2 mm. In the case of PDMS mask fabrication, the base resin and PDMS curing agent were mixed in a ratio of 10:1 (by weight) to achieve a good mechanical strength. The PDMS grids mask with square-opening (2mm×2mm) was produced under the PDMS molding process. The hole-openings pattern is utilized for the confinement of the hydrogen bubbles during the anisotropic etching process. The separation between the grid masks and the wafers is 1 mm.

2.2 Pyramid Fabrication

Mmono-crystalline silicon wafers of p-type, polished (100) oriented and size 2.5 cm × 2.5 cm with resistivity of about 1.7-2.9 Ω.cm and thickness of about 270 μm were used in our etching experiment. The wafers were first cleaned by the conventional cleaning method (RCA process) [7]. Subsequently, the polished wafers were clean with dilute 5% hydrofluoric solution and subsequently rinsed in deionized water in order to remove the native oxide on the surface. The etching was performed by placing the silicon wafers in the PTFE and PDMS boxes created with opening grids pattern and immersed into the 3 wt.% KOH solutions at 80°C for 50 minutes with stirring bar. The separation between the

25th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition /
5th World Conference on Photovoltaic Energy Conversion, 6-10 September 2010, Valencia, Spain

both masks and silicon wafers is 1 mm. The conditions of sample preparation were shown in Table 1.

Table I: Sample preparations

Type of mask	Etching conditions without IPA
PTFE	3% wt. KOH 80°C, 50 min with stirring bar
PDMS	
Nothing	

Surface morphology comparison between no-mask, PTFE- and PDMS-textured structures was achieved by using a scanning electron microscope (SEM). The optical performance was also evaluated by the reflectance measurement of a spectrophotometer and an integrating sphere. The weight reflectance (WR) was calculated normalizing the hemispherical reflectance spectrum (310-1100 nm) by the AM1.5G spectrum in 1SUN [8].

3 RESULTS AND DISCUSSION

From the different experimental batches, it is observed that the pyramids fabricated are strongly dependent on the types of grids to the silicon wafers. The first trails were done using only silicon wafer submerged in 3% wt. KOH solution at 80°C for 50 min without any additive surfactant. Result indicated that during texturing, large hydrogen bubbles (1-3mm size) stuck to the silicon surface, and created neither the pyramids formed discontinuously shown in Figure 1 (a), nor no uniform result. Some of the silicon surface is fully covered by pyramid. Therefore, this texturing preparation with the bare silicon in KOH solution with no IPA results in no reproducibility. The average reflectance is 27%WR.

These H_2 bubbles are generated during etching process and easily-stuck to the textured surface. Stuck H_2 bubbles suppress the chemical reaction between the texturing solution and the silicon atoms to create pyramidal formation. Therefore, the control of the density and size of stuck bubbles will be key point to obtain uniform and low-reflecting surface.

To avoid the adherence of hydrogen bubbles on the texturing surface, two different etching masks from PTFE and PDMS were purposed to accomplish uniform-pyramidal structure. The gap spacing of 1 mm between the both PTFE- and PDMS- etching masks needs to perform the texturisation. The bubbles were captured within the grids and subsequently removed from the texturing surface. The silicon wafers coupled with PTFE- and PDMS-grids masks were textured in the same condition.

Figure 1 (b) shows that the pyramidal structure of silicon wafer textured in a PTFE box with opening grids were formed. Good surface coverage is obtained. The entire surface is covered by random pyramids and an average reflectance of 14.1%WR is achieved.

In another trail, PDMS-grids pattern easier created by molding process was considered as a low-tension mask. After texturing process, the silicon surface was seem to be polish with some stains adhere on the wafer surface. Figure 1 (c) reveals that the silicon surface was not pyramidal-textured but it was spotted with micro-particles of siloxane oil. PDMS- grids mask, thus is not compatible with KOH solution due to the solubility of

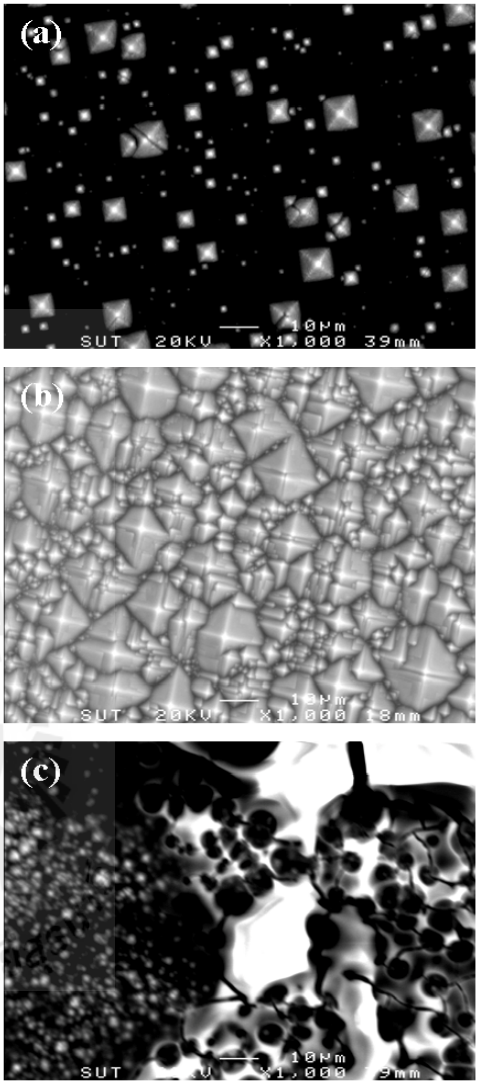


Figure 1: The SEM image of the surface morphology of the silicon wafer textured coupled with (a) no mask, (b) PTFE-, and (c) PDMS-grids masks at 80°C for 50 min.

silicone oil in the etchant solution.

Figure 2 shows the reflectance of the silicon wafer textured under different conditions. The reflectance of untextured silicon wafer to be stained with the micro-particles of the silicone oil is very high. The average reflectance is 31%WR. By using PTFE-grid mask to diminish the hydrogen bubble adherence, uniform-pyramidal texturisation without adding IPA surfactant is achieved with 14.1%WR reflectivity due to its excellent compatibility with KOH etching process.

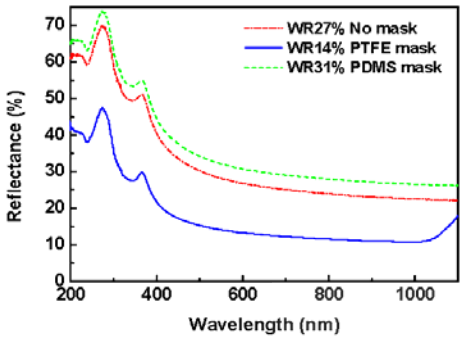


Figure 2: Comparison of the reflectance curves of silicon wafer textured with no mask, PTFE-grids mask, and PDMS-grids mask.

4 CONCLUSION

In conclusion, we have shown that PTFE grids-based texturisation can be a very worthwhile method to uniformly texture silicon wafer surface with a low reflectance. In addition, PTFE is also excellent to compatible with all alkaline solutions. The size of grid openings and the gap spacing between silicon wafer and grids are a key point to remove stuck hydrogen bubbles during etching process. Subsequently, this results in uniform-pyramidal surface of (100) oriented mono-crystalline silicon. Using the PTFE grid with 2 mm circle opening and 1 mm gap spacing, the average reflectance was obtained of 14.1%WR without adding any IPA.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to thank Suranaree University of Technology for the support of funding under a 2009 grant.

REFERENCE

[1] E. Vazsonyi, et al., Solar Energy Materials and Solar Cells 57 (1999) 179.
[2] I. Zuble, and M. Kramkowska, Sensor Actuator A 93 (2001) 138.
[3] A. Hübner, et al., Proceeding of 25th IEEE International Photovoltaic Specialist Conference, Washington DC (1996) 489.
[4] R. Chaui, et al., Proceeding of 14th European Photovoltaic Solar Energy Conference, Barcelona (1997) 812.
[5] Y. Nisitschka, and K. Namba, Solar Energy Materials and Solar Cells 61 (2000) 393.
[6] U. Gangopadhyay, et al., Solar Energy Materials and Solar Cells 90 (2006) 3557.
[7] W. Kern, Handbook of Semiconductor Cleaning Technology, Noyrs Publishing : Park Ridge, NJ, (1993).
[8] C. Honsberg, and S. Bowden, Photovoltaics: Devices, Systems and Applications (CD).

Aluminum-induced crystallization of p^+ silicon pinholes for the formation of rear passivation contact in solar cell

Fangsuwannarak T.*[1, a], Amonsurintawong K. [1, b] and Sopitpan S.[2,c]

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

[2]Thai Microelectronics Center, Muang, Chachoengsao 2400, Thailand

[a]thipwan@g.sut.ac.th, [b]oh-oh_kung@hotmail.com, [c]suwat.sopitpan@nectec.or.th

Keywords: pinhole contacts, surface passivation, aluminum pining, aluminum induce, crystallization.

Abstract. Formation of nano-crystalline p^+ silicon (Si) in pinholes through a silicon dioxide layer was achieved by pinning of aluminum through the thin silicon dioxide (SiO_2) layer. In addition to opening holes of SiO_2 layer by aluminum (Al) pining, amorphous silicon (a-Si) was subsequent deposited on the Al layer and another heated at low temperature (500°C) to allow solid- phase epitaxial growth of p^+ Si in the pinholes due to the Al induced layer exchange process. The poly-crystalline $p+$ Si obtains lower effective surface recombination than the Al back surface field (BSF). The technique demonstrated to result in ohmic contacts with low contact resistance. The evaluation of Al-induced crystallization of a-Si in a-Si/Al bilayer was studied by X-ray diffraction. In this paper, the influence of a-Si/Al thickness ratio on the specific conductivity value and crystalline grain size of the p^+ Si thin film is discussed. The obtained results are helpful for a further design of the rear passivation contact in solar cell.

*Corresponding author. Tel:+66 44 224582; fax: +66 44 224601

E-mail address: thipwan@g.sut.ac.th (Fangsuwannarak T.)

Introduction

Rear surface passivation by heavily diffusing boron into the point contact areas is a crucial region as p^+ small area for declination of the recombination effect of silicon solar cell as a result of good minority carrier collection. The passivated emitter rear localized cell (PERL) based on the diffused point contacts leads to an increase of the open voltage circuit (V_{oc}) and to yield high energy conversion efficiency above 25% due to very low recombination rate at rear and front surfaces [1]. In addition, the spacing reduction of the rear contact points obtained the cell lateral series resistance decreased, resulting in much higher fill factors.

During over twenty-year to take several advantages of small contact points, while there have been also many cell developments with combining dielectric passivating film onto the entire rear surface [2-5]. This primary reason is to improve the base lifetime to be sufficiently high and the entire surface passivated. In Fig. 1, the rear locally diffused cell consists of the complete covering with a passivating oxide layer and small area contacts for diffusing local heavy $p+$ Si [6]. Nonetheless, the cell processing to open the small areas is still used laser or photolithography technique.

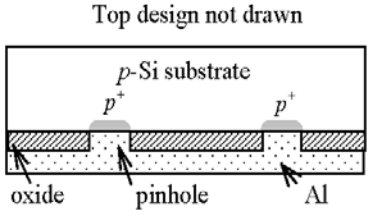


Fig.1 Schematic cross section of passivating oxide layer with p^+ contacts onto the exposed holes

Although point-contact solar cell has been demonstrated since 1980s [7], which is well enable to improve carrier life time, unfortunately there are a few reports to develop about the cost effective fabrication and to implement in photovoltaic industrial processes. In fact, the biggest hindrance is seen to be the formation of the local point-contact pattern. The major drawbacks of this process sequence are that photolithography is too complicated and expensive for a photovoltaic industrial process and in the case of excellence SiN_x surface passivation, wet-chemical etching is not appropriate for opening holes.

Recently research by Granek, F. *et al.* was studied to use a low-cost masking process to open dielectric layer without using photolithography technique [8]. In additional, there is a rear pinhole contact scheme to form localized contacts without the used photolithography technique developed by Ho, A. W. Y., and Wenham, S. R [9]. Their research used the essential two steps: Al pining effect on flat SiO_2/Si substrate was exploited to form the pinhole contact pattern randomly, and the step of aluminum-induced layer exchange (ALILE) between Al and *a*-Si layers was used to form the Al doped contacts as p^+ diffused areas. This technique developed has a great potential for buried contact solar cell which is well passivating at the front cell [10]. However, the localized point-contact passivation on textured cell surfaces fell into that study. Owing to less reflection loss, it has been noted that crystalline silicon wafers are needed textured surface with random pyramids on the top and rare surfaces for light-trapping scheme.

In this work, we fabricated locally point-contacted passivation layer on pyramidal silicon surfaces at the rear side and investigated their structural and electrical characteristics. A low-temperature SiO_2 layer using RF sputtering was used as an oxide passivating layer. Opening holes of SiO_2 layer on Si wafer typically behave a Schottky diode. Its saturation current depends on the area of the opening holes and the interface between metal and semiconductor.

Experimental Details

Point contacts formation using Al pining effect

Both surface sides of *p*-Si (100) wafers (1Ω-cm, 300μm) were anisotropically etched for forming randomly small pyramids on the surfaces. The surface reflectance measured is as good as 8%. The textured Si wafers were deposited by very thin SiO_2 layer (100nm) using low-temperature technique of RF sputtering machine after conventional RCA cleaning and subsequent dipping in dilute HF solution. Subsequent deposition process of Al (250nm) onto the rare passivating SiO_2 was operated and then followed by a low temperature heat-treatment below eutectic temperature of Si-Al (577°C). Appropriate sintering condition of the Al film onto SiO_2 layer was demonstrated in order to form small pinholes which reduce underlying SiO_2 as shown in Fig.2.

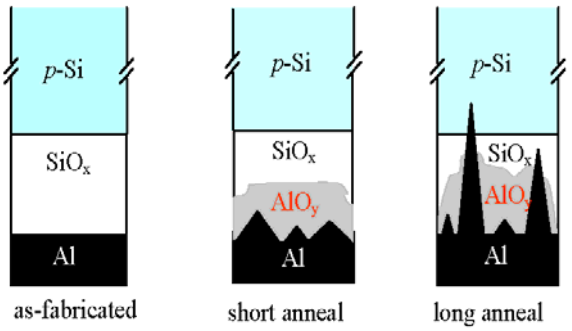


Fig.2 Opening holes process of localized point contacts forming through pinholes of aluminum due to Al pinning effect

The formation of the contact pattern is naturally random but the distance and spacing of the localized contacts can be controlled by varying annealing duration or temperature. In this study, we demonstrated to expose randomly the small pin-holes into the textured Si substrates under annealing temperature conditions such as 500°C, 520°C, and 550°C for annealing duration of 12 hours. The resulting point contacts formed were investigated using field-emission scanning electron microscopy (FE-SEM).

Diffusing local p^+ into small pinhole area using Al-induced layer exchange

A subsequent deposition of amorphous Si (*a*-Si) layer was operated after opening up the small pinholes area in the oxide layer. At sintering below the Al-Si eutectic temperature, the Al can facilitate solid phase epitaxial growth of p^+ type Si onto the opened regions of the Si substrate. Schematic of this Al-induced solid-phase epitaxial growth process is shown in Fig. 3.

Formation of the Al-induced crystallization of the *a*-Si, each about 0.5μm thick, was a result of the Al-induced layer exchange which yields highly *p*-doped poly Si with the carrier concentration 2.3×10^{18} cm^{-3} [11]. The Al crystalline fractions and grain size of the obtained poly-crystalline Si have been strongly under the influence of the Al/Si bi-layers thickness ratio and annealing time duration [12-14]. Nonetheless, in two main schemes of localized p^+ point contacts and back surface field with thin Al layer about 250 nm thick, the conductivity value of the exchanged micro-crystalline Si is an important parameter to use for solar cell passivation designs. Thus, the electrical properties of such Al-induced layer with the existing small point-contacts under varying *a*-Si/Al thickness ratio ranging from 0.2:1, 0.5:1, 1:1, 2:1, and 3:1 at 500°C for 12 hours were examined in this work with constant Al thickness about 250nm.

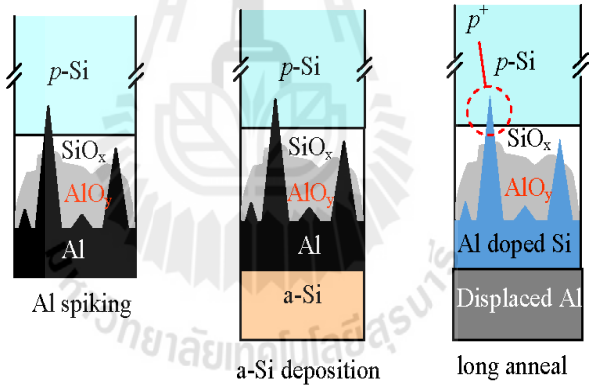


Fig.3 Subsequent p^+ epitaxial growth into the localize regions of the exposed Si substrate.

Contact resistance (R_c) to the Al-induced layer was characterized by using a multiple-contact resistance measurement, which can be implemented with the lateral structure. R_c can be estimated by using a transfer length method (TLM) from the original Shockley concept. The test structure consists of more than three Al strip contacts separated from each other by the spacing d_i. In this study, the spacing between the co-planar contacts is in the range of 40μm, 50μm, and 60μm), and the contact length (Z) of 1 cm., the contact width (W) of 0.5 mm. as shown in Fig. 4. In the Ohmic contact case with long contacts, thus the total resistance (R_T) between any two contacts is given in Eq.1 [15] and R_T can be fitted to the following straight line:

$$R_T = \frac{\rho_S d_i}{Z} + 2R_C \qquad (1)$$

where Z is the contact length, L is the contact width, d_i is the contact separation, and ρ_s is the sheet resistance [Ω/□]

Current-voltage measurements using a Keithley 2400 electrometer were conducted in this work. Moreover, average gain sizes of the micro-crystalline Si varying Al/Si thickness ratios were determined by using X-ray diffractometer (RIGAKU TTRAX III) with a Cu Kα (1.54059 A).

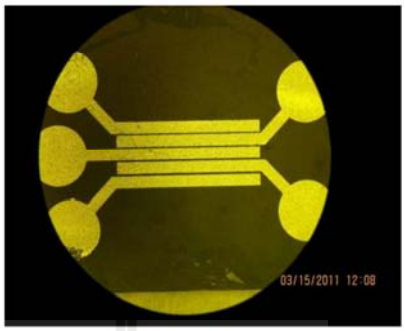
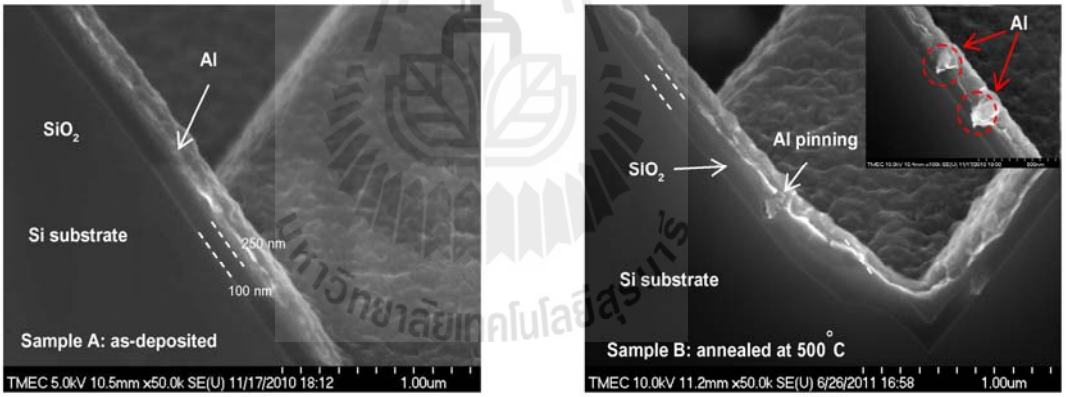


Fig.4 Al strip pattern for contact resistance measurement of Al-induce layer

Results and Discussion

Evaluation of opening localized point contacts

The cross-section image from FE-SEM of as deposited Al on SiO_2 layers does not occur the Al spiking effect. The spiking of the Al initially penetrates SiO_2 layers during 12 hours at 500°C as shown in Fig 5. It is obvious that the SiO_2 holes width opened are around 100 nm.

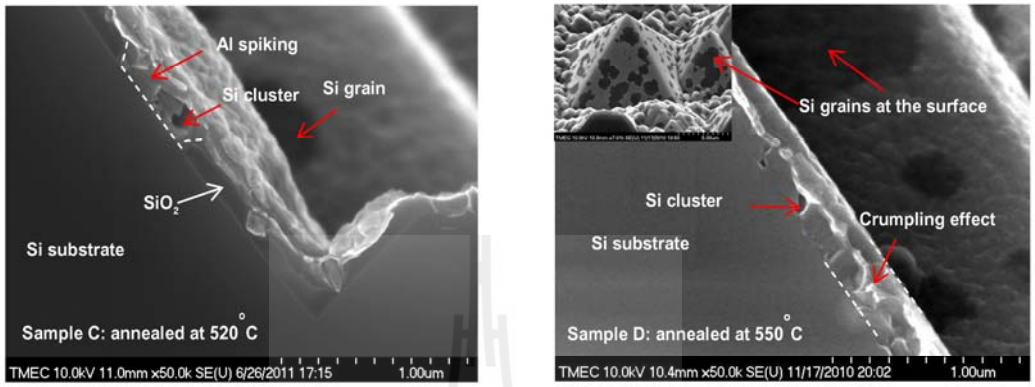


(a) (b)

Fig.5 Cross-section FE-SEM images of Al layer deposited on SiO_2 layer (a) and after 12 hours annealing at 500°C (b).

When the sample C was sintered at 520°C, the localized point contacts opened up with larger point diameter (500nm). It can be seen high density of the pinhole contacts for the annealing process at 520°C. The size of the pinholes diameter seems to be suitable for localized point contact in solar cell approach since it is not greater than 50μm-100μm which will degrade further solar cell efficiency [16]. Such Si clusters at the top surface which found gently at the top surface are obviously seen in Fig. 6 (a) because of the layer exchange through small opened pinhole contacts. It is noted that for long time annealing at above 500°C the inter-diffusion of the Si and Al atoms lead to the formation of crystalline Si cluster within the Al layer and finally result in the nucleation of the Si-grains at the top surface. Meanwhile, the Al reduces the SiO_2 layer through opened pinholes adjacent to the underlying Si substrate.

Fig.6 (b) shows the crumpling effect of sample D during 12 hours sintering at 550°C. This is due to abundant presence of sites available for Si/Al inter-diffusion. In this case, it will be the more difficult to satisfy for surface passivation purpose with localized pinhole contacts. The undesirable crumpling effect can be degraded when the annealing temperature decreases and/or the annealing duration is shorter [17].



(a)

Fig. 6 Cross-section FE-SEM images of Al layer deposited on SiO_2 layer after 12 hours annealing at 520°C (a) and at 550°C.

Evaluation of Al-induced exchange process

Long time annealing for 12 hours at 500°C was applied on the samples under the same Al-pining conditions as the sample B and C. This can result in the ALILE layer with the localized p^+ point contacts. The bigger grain size for the Si phase can be controlled by alloying duration. Furthermore, it also has been suggested that the Si grain size in the direction perpendicular to the film surface was about twice as big as the Si grain size in lateral directions [18]. In the addition, these interface areas of localized point contacts are most likely to a bit greater because slow ramp alloying for Al/Si layer behaved such junction nonuniformity [19].

The XRD patterns of the sample A, B and C with *a*-Si/Al (ALILE process at 500°C annealing) are shown in Fig.7. It indicates the appearance of the crystalline Si (111) and (220) after ALILE process at same 500°C annealing, whereas the presence of amorphous Si of the as-deposited film was evidenced by the broad scattering peak almost at $2\theta = 27°$.

The average crystalline grain size (d) of the exchanged layer was calculated by using the Scherrer's relation [20].

$$d = \frac{0.9\lambda}{B\cos\theta_B} \tag{2}$$

where λ is the X-ray radiation wavelength (0.154 nm), θ_B is the Bragg diffraction angle of XRD peak and B is the full width at half maximum (FWHM).

After ALILE process, it is also noticeable that the sample B and C with *a*-Si:Al thickness ratio (3:1) obtained the average Si grain size about 26nm and 24nm, respectively. This is possibly due to the crystalline Si size increases (ALILE process) upon more localized point contacts (Al pinning process) through the Si substrate. Therefore, the pinhole density in the first process plays an important role in the initial crystallization of Si and in the final layer exchange.

In Fig. 8, after formation of the localized point contacts for the sample C, the influence of *a*-Si/Al thickness ratio during layer exchange on the initial crystallization of Si was investigated. Due to Al-Si solid phase system, the both of Al (111), (200) and Si (111), (220) peaks were found in the XRD pattern presenting their crystallites.

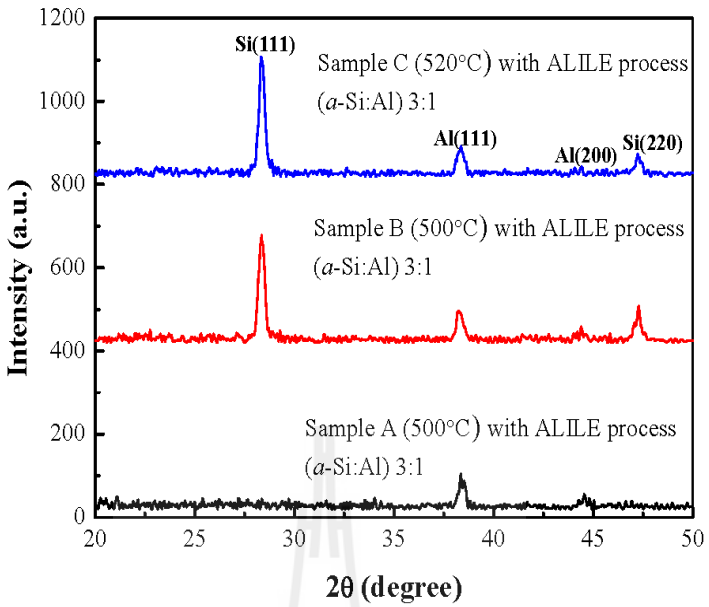


Fig.7 XRD patterns of the sample A, B and C with *a*-Si/Al (ALILE process)

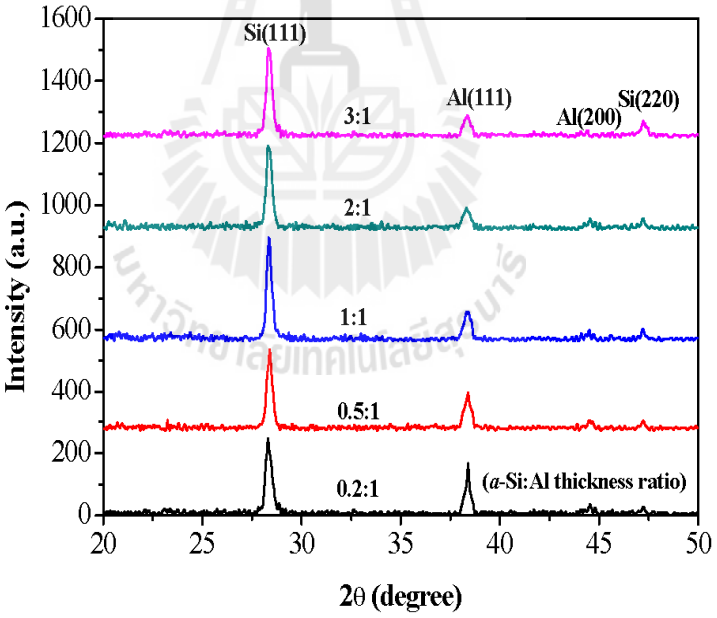


Fig. 8 Influence of *a*-Si/Al thickness ratio during layer exchange on the initial crystallization of Si

Fig.9 shows the crystallite Si sizes calculated by using Scherrer's relation at the direction perpendicular on the surface as a function of the thick ratio of *a*-Si and Al. The crystallite sizes of Al and Si have a downward trend in the *a*-Si/Al thickness ratio increases. In this work, it pronounces that the grain sizes of Si for all conditions of *a*-Si/Al thickness ratio were larger than that of Al, wheras the experimental results from D.He and *et.al.* work were suggested that the crystallites of Si were relatively small, as compared to the Al crystllites at 250°C sintering[18].

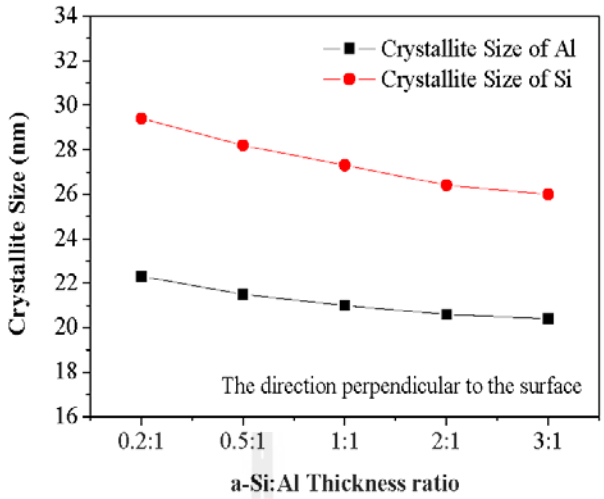


Fig. 9 The crystallite size of Al and Si formed by ALILE process at different thickness ratios

Electrical characterizations

In this study, Ohmic contact to the film is required to determine conductivity of the material from Dark I-V characteristics. The film consisted of Al pinhole contact through 100 nm thick SiO_2 with ALILE layer (0.2:1) behaves the formation of good Ohmic contact as shown in Fig.10. This is due to that Al as a good cadidate has the higher work function than Si ($\phi_{Al} > \phi_{Si}$) [21].

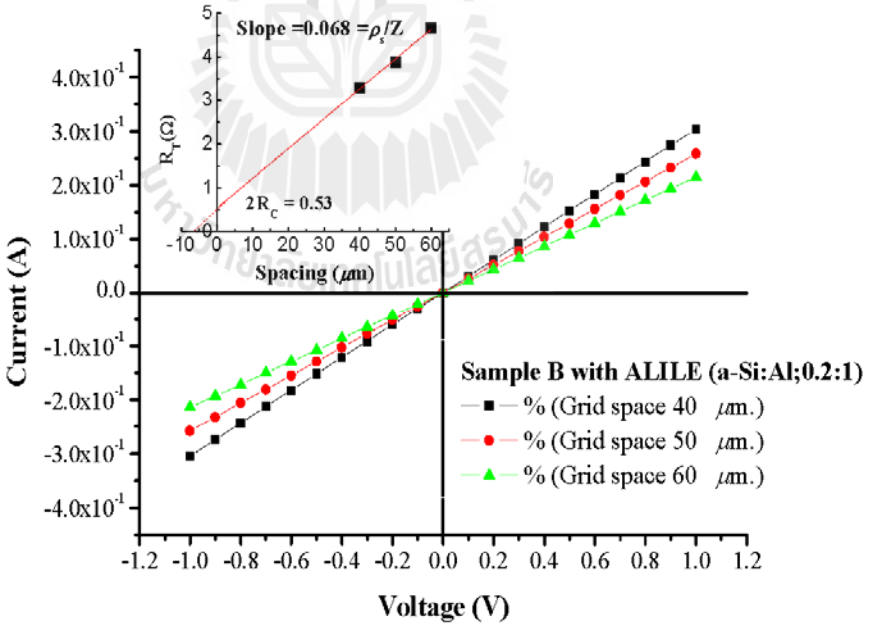


Fig. 10 *I-V* characteristic of the sample B with ALILE layer (*a*-Si:Al, 0.2:1). Inset shows a plot of total resistance of alloyed Al pads as a function of contact spacing

Contact resistance (R_c), sheet resistance (ρ_s), and specific contact resistance (ρ_c) parameters are extracted from the plots in the inset of Fig. 10. The resistance at the intercept point equals $2R_C$ (see inset in Fig. 10 is much less the resistance of the film (about 40 Ω/□). The slope $\Delta R_T/\Delta d_i = \rho_s/Z$

leads to the sheet resistance, ρ_s of 6.83×10^6 Ω/□. Hence, the ρ_s can be used to calculate the specific contact resistance, $\rho_c(\Omega.cm^2) = L_T^2\rho_s$. The transfer length L_T (m) is the distance over which most of the current transfers from the film into the metal or from the metal into the semiconductor. The intercept $R_T = 0$ give $d_x = 2L_T = -7.5$ μm resulting in the ρ_c that is of $9.56\times10^{-3}\Omega.cm^2$.

From this experiment, it is found that the ρ_s and ρ_c values are very distinct. The data show that the effect of contact resistance can be neglected due to the relatively low resistance ohmic contact. However, this measurement has its own problem arising from uncertainty of the sheet resistance under the contacts due to contact non-uniformity.

The crystalline sizes of the Si and Al layers for sample B and C with ALILE process as a fuction of the different *a*-Si/Al thickness ratio values are presented in Fig.11 (a). Meanwhile, the measured resistivity of the samples by four-point probes measurement was ploted in Fig. 11 (b) to find the correspondence between the Si grain size and its electrical resistivity with varying *a*-Si/Al thickness ratio values. It is found that after ALILE process, the resistivity values for sample B and C under the different pining temperation have no much distinction.

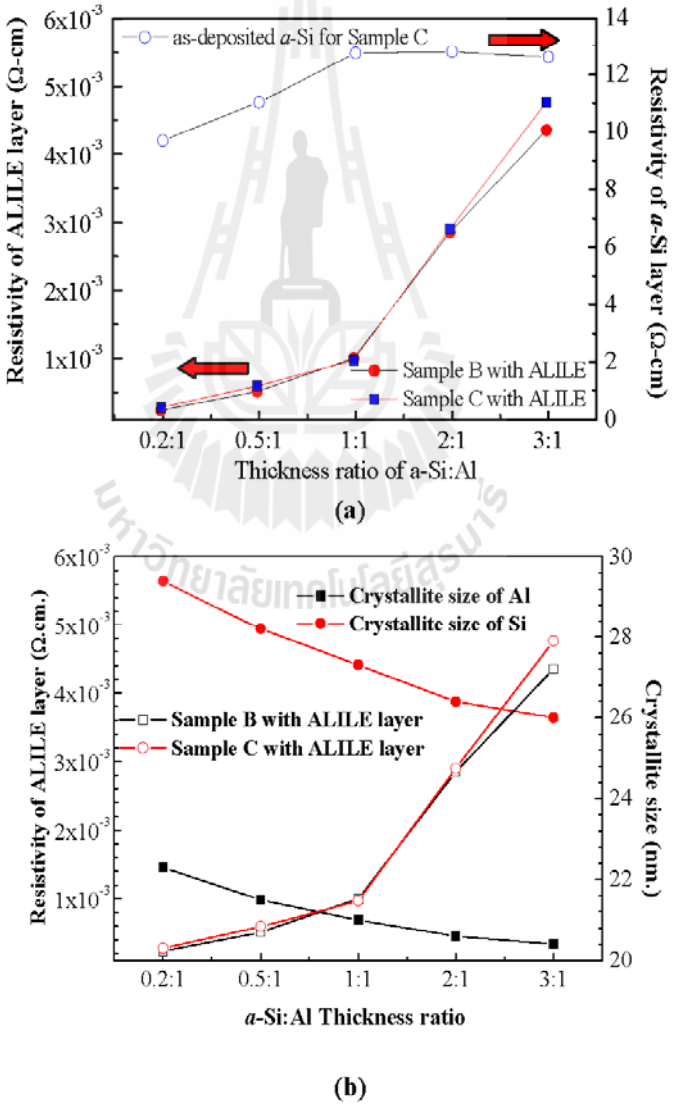


Fig. 11 Resistivity of samples with ALILE process v.s. *a*-Si:Al thickness ratio and crystallite size

This result suggest that ALILE process results in that the resistiviy values for sample B and C from about 12Ω.cm steeply down to 10^{-3}Ω.cm**.** The resistity is strlongly influence on the *a*-Si:Al thickness ratio as a result of the complelte Si crystallite formation. Therefore, the resistity of Al-induced exchange layer with point contacts able to be controlled by the different *a*-Si:Al thickness is an important parameter for surface passivation layer of further low-cost solar cell.

Summary

In this paper, the results of point contact formation by optimizing Al pining effect for reducing the SiO_2 passivating layer have been reports. The localized point contacts around 100-500 nm diameter through the textural Si substrate aimed for a reduction of the cell lateral series resistance are suitable for low-cost solar cell approach. At 500°C annealing for Ai-induced layer exchange, it yields highly *p*-doped crystalline Si. This work pronounces the greater grain sizes of Si than that of Al under all conditions of *a*-Si/Al thickness ratio. In addition, the resistity of Al-induced exchange layer with point contacts can be controlled by adjusting *a*-Si/Al thickness ratio. The obtained results are helpful for a further design of the rear passivation contact in solar cell.

Acknowledgement

This work has been supported under the Thailand Research Fund project No. MRG5280158. The authors, Thipwan Fangsuwannarak, gratefully acknowledges the financial support of Suranaree University of Technology, Thailand and would like to express gratitude to the researchers from Photonics Technology laboratory, and MEMS & Nanoelectronics laboratory, NECTEC, Thailand for measurement supports.

References

[1] Wang, A., J. Zhao, and M.A. Green, 24% efficient silicon solar cells. Applied Physics Letters, 1990. **57**(6): p. 602-604.

[2] Blakers, A.W., et al., 22.8% efficient silicon solar cell. Applied Physics Letters, 1989. **55**(13): p. 1363-1365.

[3] Schneiderlöchner, E., et al., Laser-fired rear contacts for crystalline silicon solar cells. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2002. **10**(1): p. 29-34.

[4] Aberle, A.G. and R. Hezel, Progress in Low-temperature Surface Passivation of Silicon Solar Cells using Remote-plasma Silicon Nitride. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 1997. **5**(1): p. 29-50.

[5] Koschier, L.M. and S.R. Wenham, Improved open circuit voltage using metal mediated epitaxial growth in thyristor structure solar cells. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2000. **8**(5): p. 489-501.

[6] Claudio, G., et al. Passivation of laser grooved buried contacts (LGBC) solar cells with silicon oxide or silicon nitride grown by a remote sputtering deposition system. in Photovoltaic Specialists Conference, 2008. PVSC '08. 33rd IEEE. 2008.

[7] Swanson, R.M., et al., Point-contact silicon solar cells. Electron Devices, IEEE Transactions on, 1984. **31**(5): p. 661-664.

[8] Granek, F., et al., Enhanced lateral current transport via the front N+ diffused layer of n-type high-efficiency back-junction back-contact silicon solar cells. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2009. **17**(1): p. 47-56.

[9] Ho, A.W.Y. and S.R. Wenham, Buried contact solar cells with innovative rear localised contacts. Progress in Photovoltaics: Research and Applications, 2004. **12**(4): p. 297-308.

[10] Ho, A.W.Y. and S.R. Wenham, Fabrication of silicon solar cells with rear pinhole contacts. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2007. **91**(13): p. 1234-1242.

[11] Nast, O., et al., Aluminium-induced crystallisation of silicon on glass for thin-film solar cells. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2001. **65**(1-4): p. 385-392.

[12] Klein, J., et al., Aluminium-induced crystallisation of amorphous silicon: influence of the aluminium layer on the process. Thin Solid Films, 2004. **451-452**(0): p. 481-484.
[13] He, D., J.Y. Wang, and E.J. Mittemeijer, Origins of interdiffusion, crystallization and layer exchange in crystalline Al/amorphous Si layer systems. Applied Surface Science, 2006. **252**(15): p. 5470-5473.
[14] Schneider, J., et al., Aluminum-induced crystallization of amorphous silicon: Influence of temperature profiles. Thin Solid Films, 2005. **487**(1-2): p. 107-112.
[15] D.K. Schroder, ed. Semiconductor Material and Device Characterization. ed. 2nd. 1998, John Wiley and Sons.
[16] Green, M.A., Effects of pinholes, oxide traps, and surface states on MIS solar cells. Applied Physics Letters, 1978. **33**(2): p. 178-180.
[17] Widenborg, P.I. and A.G. Aberle, Surface morphology of poly-Si films made by aluminium-induced crystallisation on glass substrates. Journal of Crystal Growth, 2002. **242**(3-4): p. 270-282.
[18] He, D., J.Y. Wang, and E.J. Mittemeijer, Reaction between amorphous Si and crystalline Al in Al/Si and Si/Al bilayers: microstructural and thermodynamic analysis of layer exchange. Applied Physics A: Materials Science & Processing, 2005. **80**(3): p. 501-509.
[19] Narasimha, S., A. Rohatgi, and A.W. Weeber, An optimized rapid aluminum back surface field technique for silicon solar cells. Electron Devices, IEEE Transactions on, 1999. **46**(7): p. 1363-1370.
[20] Cullity, B.D., ed. Elements of X-ray Diffraction. 1978, Addison-Wesley, Reading, MA
[21] H. B. Michaelson, "The work function of the elements and its periodicity," Journal of Applied Physics**,** 1977**. 48**, 4729.

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ประวัติผู้เขียน

นายกิตติศักดิ์ อมรสุรินทวงศ์ เกิดเมื่อวันที่ 4 พฤศจิกายน พ.ศ. 2526 ที่อำเภอเมือง จังหวัดพิจิตร เริ่มศึกษาชั้นประถมศึกษาปีที่ 1-3 ที่โรงเรียนอนุบาลพิจิตร ชั้นประถมศึกษาปีที่ 4-6 ที่โรงเรียนอนุบาลวชิระพิจิตร ชั้นมัธยมศึกษาปีที่ 1-2 ที่โรงเรียนพิจิตรพิทยาคม ชั้นมัธยมศึกษาปีที่ 3-6 ที่โรงเรียนนครนายกวิทยาคม จังหวัดนครนายก และสำเร็จการศึกษาระดับปริญญาตรี สาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี จังหวัดนครราชสีมา เมื่อปี พ.ศ.2546 โดยหลังจากสำเร็จการศึกษาได้รับใบอนุญาตเป็นผู้ประกอบวิชาชีพวิศวกรรมควบคุมระดับภาคีวิศวกร สาขาวิศวกรรมไฟฟ้า และเริ่มทำงานที่มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารีในตำแหน่งผู้ช่วยสอนสาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า สำนักวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี

ปี พ.ศ.2551 เข้าศึกษาต่อในระดับปริญญาโท สาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี โดยขณะศึกษาได้เป็นผู้สอนปฏิบัติการของสาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า สำนักวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี จำนวน 2 รายวิชา ได้แก่ (1) ปฏิบัติการเครื่องจักรกลไฟฟ้า 1 (2) ปฏิบัติการวิศวกรรมไฟฟ้า 1 ทั้งนี้มีความสนใจในด้านการศึกษาเกี่ยวกับไฟฟ้าอิเล็กทรอนิกส์ โดยเฉพาะการวิจัย และพัฒนาทางด้านพลังงานทางเลือก ดังเช่น เซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน แล้วได้ทำการวิจัยในหัวข้อ “การศึกษาโครงสร้าง และคุณสมบัติทางไฟฟ้าของชั้นพาสซิเวชันด้านหลัง ต้นทุนต่ำในเซลล์แสงอาทิตย์ชนิดซิลิคอน”

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี