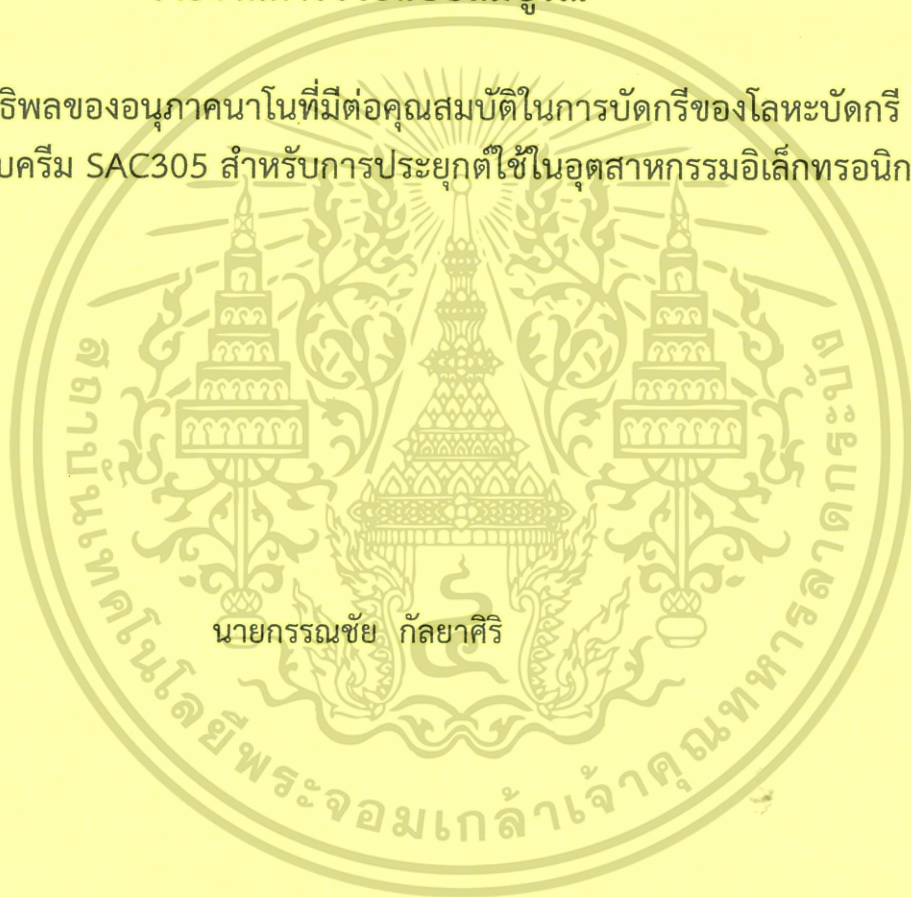




## รายงานการวิจัยฉบับสมบูรณ์

การศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโนที่มีต่อคุณสมบัติในการบัดกรีของโลหะบัดกรี  
ไร้สารตะกั่วแบบครีม SAC305 สำหรับการประยุกต์ใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์



นายกรรณชัย กัลยาศิริ

ได้รับทุนสนับสนุนงานวิจัยจากเงินงบประมาณ ประจำปีงบประมาณ 2558

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



## รายงานการวิจัยฉบับสมบูรณ์

การศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโนที่มีต่อคุณสมบัติในการบัดกรีของโลหะบัดกรี  
ไร้สารตะกั่วแบบครีม SAC305 สำหรับการประยุกต์ใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์

นายกรรณชัย กัลยาศิริ

600270484  
RC00168

ได้รับทุนสนับสนุนงานวิจัยจากเงินงบประมาณ ประจำปีงบประมาณ 2558  
คณะวิศวกรรมศาสตร์  
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ชื่อโครงการ (ภาษาไทย) การศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโนที่มีต่อคุณสมบัติในการบัดกรีของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแบบครีမ် SAC305 สำหรับการประยุกต์ใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์

แหล่งเงิน งบประมาณแผ่นดิน

ประจำปีงบประมาณ พ.ศ. 2558

จำนวนเงินที่ได้รับการสนับสนุน 985,400 บาท

ระยะเวลาทำการวิจัย 1 ปี

ตั้งแต่ 1 ตุลาคม พ.ศ. 2557 ถึง 30 กันยายน พ.ศ. 2558

ชื่อ-สกุล หัวหน้าโครงการ และผู้ร่วมโครงการวิจัย พร้อมระบุ หน่วยงานต้นสังกัด

นาย วรรณชัย กัลยาศิริ

ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

### บทคัดย่อ

โครงการวิจัยนี้ได้ทำการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วเชิงประกอบนาโนแบบครีမ်ชนิดใหม่จากโลหะบัดกรีพื้นฐาน SAC305 โดยศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ In ที่มีต่อจุดหลอมเหลวและความสามารถในการเปียกบนแผ่นรองทองแดงของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแบบครีမ် SAC305 รวมทั้งศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ In ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของรอยบัดกรีของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแบบครีမ် SAC305 กับแผ่นรองทองแดงก่อนและหลังการบ่มด้วยความร้อน จากผลการทดลองพบว่าการเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  สามารถช่วยลดทั้งอุณหภูมิโซลิดัส อุณหภูมิลิวิดัส และช่วงการหลอมเหลวได้ ส่วนการเติม In ทำให้อุณหภูมิโซลิดัสมีค่าเพิ่มขึ้น อุณหภูมิลิวิดัสมีค่าลดลง ส่งผลให้ช่วงการหลอมเหลวมามีค่าลดลงอย่างชัดเจน สำหรับผลการทดสอบความเปียกของโลหะบัดกรีบนแผ่นรองทองแดงพบว่าอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ In ช่วยปรับปรุงความเปียกของโลหะบัดกรีบนแผ่นรองทองแดงให้ดีขึ้นได้เมื่อเติมในปริมาณที่เหมาะสม ในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของรอยบัดกรีพบว่า ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นบริเวณรอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นรองทองแดงเป็น  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  โดยการเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ In ในปริมาณที่เหมาะสมสามารถลดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้ และเมื่อนำชิ้นงานไปบ่มด้วยความร้อนพบว่า เกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  แทรกอยู่ระหว่างชั้น  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  กับชั้นแผ่นรองทองแดง และเมื่อเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ In ในปริมาณมาก จะช่วยลดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้ดีกว่าการเติมอนุภาคนาโนในปริมาณน้อยๆ

คำสำคัญ : โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Surface mount technology นาโนเทคโนโลยี Nano-composite solder

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

**Research Title:** An investigation on influence of nano-particles on soldering properties of SAC305 lead-free solder paste for applications in electronics industry

**Researcher:** Kannachai Kanlayasiri

**Faculty:** Engineering

**Department:** Industrial Engineering

## ABSTRACT

This research was aimed to develop a new nano-composite lead-free solder from the widely-used SAC305 solder. The influences of Mn-doped TiO<sub>2</sub> and In nanoparticles on the melting temperature and wettability of the solder on copper substrate were studied. The effects of the nanoparticles on the microstructure of solder joint with the copper substrate before and after thermal aging were also investigated in this research. Results showed that the addition of Mn-doped TiO<sub>2</sub> lowers the solidus temperature, the liquidus temperature and the melting range while the introduction of In particles increases the solidus temperature, lowers the liquidus temperature and, as a result, clearly narrows the melting range. For the wetting test of solder on copper substrate, Mn-doped TiO<sub>2</sub> and In nanoparticles improved the wettability of the solder on the copper substrate when the optimal amount of the nanoparticles was added. The microstructure of interfacial layer between the solder and copper substrate was found to be Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> intermetallic phase and its thickness could be reduced when the optimal concentration of the nanoparticles was introduced. After thermal aging, Cu<sub>3</sub>Sn intermetallic phase was appeared between the Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> and copper layers and thickness of the intermetallic layers was reduced when adding the high amount of Mn-doped TiO<sub>2</sub> and In nanoparticles.

**Keywords :** Lead-free solder Surface mount technology Nanotechnology Nano-composite solder

### กิตติกรรมประกาศ

การวิจัยครั้งนี้ได้รับทุนสนับสนุนการวิจัยจากสถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
จากเงินงบประมาณแผ่นดิน ประจำปีงบประมาณ พ.ศ. 2558

ภรรณชัย กัลยาศิริ



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	I
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	II
กิตติกรรมประกาศ.....	III
สารบัญ.....	IV
<b>บทที่ 1 บทนำ.....</b>	<b>1</b>
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย.....	2
1.3 ขอบเขตของการวิจัย.....	2
1.4 วิธีดำเนินการวิจัย.....	3
1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	4
<b>บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....</b>	<b>5</b>
2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง.....	5
2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	23
<b>บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย.....</b>	<b>26</b>
3.1 คุณสมบัติของโลหะบัดกรี.....	26
3.2 คุณสมบัติของอนุภาคที่เติมลงในโลหะบัดกรี.....	26
3.3 การเตรียมโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโน.....	29
3.4 ขั้นตอนการทดลอง.....	30
<b>บทที่ 4 ผลการวิจัย.....</b>	<b>38</b>
4.1 อุณหภูมิจุดหลอมเหลว.....	38
4.2 ความสามารถในการเปียก.....	40
4.3 ความสามารถในการพิมพ์.....	45
4.4 โครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	47
<b>บทที่ 5 สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ.....</b>	<b>79</b>
5.1 สรุปผลการทดลอง.....	79
5.2 ข้อเสนอแนะและแนวทางการศึกษาในอนาคต.....	80
<b>บทที่ 6 สรุปผลผลิตงานวิจัย.....</b>	<b>81</b>
6.1 ผลผลิตที่คาดว่าจะได้รับของโครงการวิจัย.....	81
6.2 ผลผลิตที่อยู่ระหว่างการดำเนินการ.....	81
เอกสารอ้างอิง.....	82
ประวัตินักวิจัย.....	88

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## บทที่ 1 บทนำ

### 1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

ประเทศไทยผลิตและส่งออกสินค้าอิเล็กทรอนิกส์เป็นจำนวนมาก โดยในแต่ละปีมีมูลค่าการส่งออกมากกว่า 1 ล้านล้านบาท [1] แต่เนื่องจากปัญหาเกี่ยวกับสิ่งแวดล้อมและความปลอดภัยในสุขภาพของมนุษย์ ทำให้หลายๆประเทศได้ออกข้อบังคับออกมาเพื่อควบคุมการใช้สารมีพิษบางชนิดในสินค้าอิเล็กทรอนิกส์ เช่น สหภาพยุโรปได้ออกข้อบังคับ RoHS (The restriction of the use of certain hazardous substances) ประเทศจีนได้ออกข้อบังคับ Administration on the control of pollution caused by electronic products (ACPEP) และประเทศญี่ปุ่นได้ออกข้อบังคับ Japan green procurement survey standardization initiative (JGPSSI) สารมีพิษที่ถูกควบคุมการใช้งานในสินค้าอิเล็กทรอนิกส์ ได้แก่ ตะกั่ว (Pb) ปรอท (Hg) แคดเมียม (Cd) Hexavalent chromium ( $Cr^{6+}$ ) Polybrominated biphenyls และ Polybrominated diphenyl ether [2] ซึ่งการออกข้อบังคับเหล่านี้ทำให้ผู้ส่งออกสินค้าอิเล็กทรอนิกส์ไม่สามารถส่งสินค้าที่ใช้โลหะบัดกรีที่มีตะกั่วเป็นส่วนผสมเข้าไปจำหน่ายในประเทศเหล่านั้นได้ ส่งผลให้อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์จำเป็นต้องปรับตัวโดยนำโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว (Lead-free solders) มาใช้งานแทนโลหะบัดกรีแบบดั้งเดิมที่เป็นโลหะผสม (Alloy) ระหว่างดีบุกและตะกั่ว (Tin-lead solders)

สหภาพยุโรปได้ใช้ข้อบังคับ RoHS ตั้งแต่ วันที่ 1 กรกฎาคม ค.ศ. 2006 โดยในช่วงเวลาที่ผ่านมาได้มีการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วขึ้นมาหลายกลุ่มเพื่อทดแทนโลหะบัดกรีที่มีตะกั่วเป็นองค์ประกอบ เช่น กลุ่ม Sn-Ag-Cu กลุ่ม Sn-Ag และกลุ่ม Sn-Cu เป็นต้น ซึ่งโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ในปัจจุบัน คือ โลหะบัดกรีในกลุ่ม Sn-Ag-Cu (SAC) เพราะมีคุณสมบัติต่างๆเหมาะสมกับงานอิเล็กทรอนิกส์ที่บัดกรีด้วยวิธี Reflow soldering และ Wave soldering โดยเฉพาะอย่างยิ่งโลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu (SAC305) ซึ่งเป็นสิทธิบัตรของ Ames Laboratory ที่ Iowa State University ประเทศสหรัฐอเมริกา เนื่องจากเป็นโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่มีคุณสมบัติในการนำไฟฟ้าที่ดี และมีความแข็งแรงของรอยบัดกรีสูง แต่ SAC305 มีคุณสมบัติด้อยกว่าโลหะบัดกรีแบบดั้งเดิม (Sn-Pb eutectic solder) ในเรื่องความสามารถในการต้านทานความล้า (Fatigue) และการคืบ (Creep) ซึ่งเป็นปัญหาที่สำคัญที่ส่งผลกระทบต่อความเชื่อถือได้ (Reliability) ของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ [3-6]

การเกิดความล้าและการคืบ เป็นการวิบัติทางโลหะวิทยาที่สำคัญสำหรับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ถึงแม้ว่าจะมีวิธีการปรับปรุงให้โลหะบัดกรีมีความสามารถในการต่อต้านการเกิดความล้าได้โดยการทำให้มีขนาดเกรนที่เล็กลง แต่วิธีการนี้ไม่ใช่วิธีการที่ดีที่สุดสำหรับการต่อต้านการเกิดการคืบ เนื่องจากการทำให้เกรนมีขนาดเล็กลงจะทำให้เกิดการคืบโดยกระบวนการเลื่อนของขอบเกรน (Grain boundary sliding) ได้ง่ายขึ้น [3, 7] และเป็นที่ยอมรับกันว่า วิธีที่นิยมใช้ในการปรับปรุงคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีเพื่อให้สามารถต่อต้านความล้าและการคืบได้ดีขึ้น คือ การทำให้โลหะบัดกรีนั้นกลายเป็นเป็นวัสดุเชิงประกอบ (Composite materials) โดยการเติมอนุภาค (Particles) ขนาดเล็กเข้าไปในเนื้อของโลหะบัดกรี เพื่อใช้ขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (Dislocations) และการเลื่อนของขอบเกรน [4, 5, 8] และด้วยความก้าวหน้าทางด้านนาโนเทคโนโลยี ทำให้มีการนำอนุภาคนาโน (Nano-particles) ชนิดต่างๆ เช่น อนุภาคนาโนของโลหะบริสุทธิ์ อนุภาคนาโนของเซรามิก

หรือคาร์บอนนาโนทิวบ์ (Carbon nanotubes) มาใช้เป็นเฟสกระจาย (Dispersed phase) ในการทำให้โลหะบัดกรีเปลี่ยนเป็นโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโน (Nano-composite solders) [9-16] อย่างไรก็ตามปัญหาที่สำคัญอย่างหนึ่ง ณ.ขณะนี้ ในการใช้อุณหภูมิในการผลิตโลหะบัดกรีเชิงประกอบ คือ การเติมอนุภาคนาโนลงไปเนื้อโลหะบัดกรีจะทำให้โลหะบัดกรีเชิงประกอบที่ได้ มีคุณสมบัติต่างๆในการบัดกรีที่เปลี่ยนแปลงไปจากเดิม เช่น จุดหลอมเหลว ความสามารถในการเปียก (Wettability) และโครงสร้างจุลภาคของรอยบัดกรี โดยพบว่าการเติมอนุภาคนาโนลงไป ส่งผลเสียต่อโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนที่ได้ คือ ทำให้มีจุดหลอมเหลวที่เพิ่มขึ้น และมีความสามารถในการเปียกที่ลดลง แต่มีผลดี คือ ทำให้เกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds) ในรอยบัดกรีน้อยลง [17-25] อย่างไรก็ตามพบว่า การศึกษาถึงการเปลี่ยนแปลงในระยะยาวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในรอยบัดกรียังมีน้อยมาก

ในโครงการวิจัยนี้จะทำการศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโนที่มีต่อคุณสมบัติในการบัดกรีของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแบบครีม SAC305 โดยใช้อุณหภูมิ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และอินเดียม (Indium: In) โดยจะทำการศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโนเหล่านี้ที่มีต่อจุดหลอมเหลว ความสามารถในการเปียก โครงสร้างจุลภาคของรอยบัดกรีหลังจากการบัดกรี และโครงสร้างจุลภาคของรอยบัดกรีในระยะยาวที่ได้จากการบ่มด้วยความร้อน (Thermal aging) สำหรับอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  เป็นอนุภาคนาโนชนิดใหม่ที่อาจจะใช้เป็นเฟสกระจายในโลหะบัดกรีได้ดี เพราะอนุภาคนาโน  $\text{TiO}_2$  เป็นอนุภาคนาโนชนิดหนึ่งที่น่าจะใช้ในการเติมลงไปเนื้อโลหะบัดกรี เนื่องจากมีความเสถียร ไม่ทำปฏิกิริยากับโลหะพื้นฐานต่างๆของโลหะบัดกรี เช่น Sn, Ag และ Cu รวมทั้งสามารถยึดเกาะกับเนื้อโลหะบัดกรีได้ดี [20, 22-25] และการเติมอนุภาคนาโน  $\text{TiO}_2$  ด้วย Mn คาดว่าจะช่วยเพิ่มความสามารถในการเปียกบนแผ่นรองทองแดง (Copper substrate) ได้ เนื่องจาก Mn ปริมาณน้อยๆสามารถละลายในทองแดงได้ดี [26, 27] ในขณะที่การเติม In จะเป็นธาตุที่ช่วยลดจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี และเพิ่มความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีกับแผ่นรองทองแดงได้ [28-31] โดยผลจากงานวิจัยนี้สามารถนำไปใช้พัฒนาโลหะบัดกรีชนิดใหม่ และสร้างองค์ความรู้พื้นฐานทางด้านโลหะวิทยาของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว

## 1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

- 1) เพื่อศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ In ที่มีต่อจุดหลอมเหลว และความสามารถในการเปียกบนแผ่นรองทองแดงของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแบบครีม SAC305
- 2) เพื่อศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ In ที่มีต่อโครงสร้างจุลภาคของรอยบัดกรีของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแบบครีม SAC305 กับแผ่นรองทองแดง ก่อนและหลังการบ่มด้วยความร้อน
- 3) เพื่อพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วเชิงประกอบนาโนแบบครีมชนิดใหม่ จากโลหะบัดกรีพื้นฐาน SAC305

## 1.3 ขอบเขตของการวิจัย

ในโครงการวิจัยนี้จะทำการศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโนที่มีต่อคุณสมบัติในการบัดกรีของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแบบครีม SAC305 สำหรับการประยุกต์ใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ โดยใช้อุณหภูมิ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และอินเดียม (Indium: In) และจะทำการศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโนเหล่านี้ที่มีต่อจุดหลอมเหลว ความสามารถในการเปียกบนแผ่นรองทองแดง โครงสร้างจุลภาคของรอยบัดกรีหลังจากการบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

และโครงสร้างจุลภาคของรอยบัดกรีในระยะยาวที่ได้จากการบ่มด้วยความร้อน (Thermal aging) ทั้งนี้อุณหภูมิของ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ที่จะเติมลงในโลหะบัดกรีมีความเข้มข้นไม่เกิน 1.00 wt% เนื่องจากการสำรวจผลงานวิจัยที่ปรากฏมาก่อนพบว่าการเติมอนุภาคนาโนในความเข้มข้นมากกว่า 1.00 wt% จะไม่ช่วยทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่รอยบัดกรีมีค่าลดลง [19, 20, 22-25] ความเข้มข้นของ Mn ที่ใช้เติมอนุภาคนาโน  $\text{TiO}_2$  ที่ใช้ในการศึกษานี้มีความเข้มข้น 1 wt% เนื่องจาก Mn สามารถละลายเข้ากับแผ่นรองทองแดงได้ดีที่ปริมาณไม่เกิน 1 wt% เท่านั้น [26, 27] สำหรับอนุภาค In ที่เติมลงไปจะใช้ความเข้มข้น 0.5 wt% เนื่องจาก In เป็นธาตุที่มีราคาสูง ในการศึกษาความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีบนแผ่นรองทองแดง จะใช้วิธีการวัดค่าตัวประกอบการกระจาย (Spread factor) อัตราส่วนของการกระจาย (Spread ratio) และมุมสัมผัส (Contact angle) โดยจะใช้แผ่นรองที่ทำจากทองแดงที่มีความบริสุทธิ์ 99.99% วิธีการบัดกรีที่ใช้ในโครงการวิจัยนี้จะใช้การบัดกรีแบบ Reflow soldering และการบ่มรอยบัดกรีจะทำการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C เป็นเวลา 1, 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง ตามข้อแนะนำของ NIST สหรัฐอเมริกา [32]

#### 1.4 วิธีดำเนินการวิจัย

สำหรับในโครงการวิจัยนี้ จะใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแบบครีม SAC305 ที่มีจุดหลอมเหลวประมาณ 217 °C เป็นโลหะบัดกรีพื้นฐาน แล้วนำมาเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ In เพื่อทำการศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ In ที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงของจุดหลอมเหลว ความสามารถในการเปียก และโครงสร้างจุลภาคของรอยบัดกรี โดยในโครงการวิจัยนี้จะทำการเติมอนุภาคนาโนใน 2 ลักษณะ คือ เติม Mn-doped  $\text{TiO}_2$  เพียงชนิดเดียว หรือเติม Mn-doped  $\text{TiO}_2$  พร้อมกับ In ทั้งนี้ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ที่จะเติมลงในโลหะบัดกรีมีความเข้มข้นเพียง 0.05, 0.10, 0.50 หรือ 1.00 wt% เนื่องจากการสำรวจผลงานวิจัยที่ปรากฏมาก่อนพบว่าการเติมอนุภาคนาโนในความเข้มข้นมากกว่า 1.00 wt% จะไม่ช่วยทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่รอยบัดกรีมีค่าลดลง [19, 20, 22-25] โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมต่างๆ จะถูกกวนผสมด้วยวิธีทางกลให้อนุภาคนาโนกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในโลหะบัดกรี แล้วนำไปหาจุดหลอมเหลว (ในรูปของอุณหภูมิไฮโดรติส และอุณหภูมิครีติส) โดยใช้ Differential scanning calorimeter (DSC) สำหรับการวัดความสามารถในการเปียกบนแผ่นรองทองแดง จะทำการบัดกรีโลหะบัดกรีแบบครีมบนแผ่นรองทองแดงความบริสุทธิ์ 99.99% ในเตาอบรีโฟลว์แบบตั้งโต๊ะ (Desktop reflow oven) และทำการวัดความสามารถในการเปียกในรูปของค่าตัวประกอบการกระจาย (Spread factor) อัตราส่วนของการกระจาย (Spread ratio) และมุมสัมผัส (Contact angle) ส่วนการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีทำโดยใช้ Optical microscope (OM), Scanning electron microscope (SEM), Energy dispersive spectroscopy (EDS), X-ray fluorescence (XRF) และ X-ray diffractometer (XRD) ช่วยในการตรวจสอบ สำหรับการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของรอยบัดกรีหลังจากการใช้งานในระยะยาว จะใช้การบ่มด้วยความร้อนเร่งการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาค โดยจะทำการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C เป็นเวลา 1, 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง ตามข้อแนะนำของ NIST สหรัฐอเมริกา [32] แล้วทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของ

โลหะบัดกรีทำโดยใช้ OM, SEM, EDS, XRF และ XRD อีกครั้งหนึ่ง โดยในการศึกษาค้างนี้จะทำการทดลองซ้ำ 3 ครั้งสำหรับโลหะบัดกรีแต่ละส่วนผสม

### 1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

ผลการวิจัยที่ได้อาจจะสามารถนำไปจดสิทธิบัตรได้ และผลการวิจัยที่ได้คาดว่าจะสามารถตีพิมพ์เผยแพร่ได้ทั้งในการประชุมวิชาการ และวารสารวิชาการ ทั้งในระดับชาติและนานาชาติ รวมทั้งผลการวิจัยที่ได้จะเป็นองค์ความรู้ที่สำคัญทางด้านการผลิตโลหะบัดกรีแบบไร้สารตะกั่วและโลหะวิทยาของโลหะบัดกรีแบบไร้สารตะกั่ว และอุตสาหกรรมการผลิตโลหะบัดกรีสามารถนำผลการวิจัยนี้ไปใช้ประโยชน์ได้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นอนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## บทที่ 2

### ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

#### 2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

##### 2.1.1 โลหะบัดกรี

โลหะบัดกรีมีการใช้งานกันอย่างกว้างขวางในอุตสาหกรรมมาเป็นเวลานาน ซึ่งโลหะบัดกรีชนิด ดีบุก-ตะกั่ว (Sn-Pb) จะใช้กันมากในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ ซึ่งข้อดีคือ ราคาถูก มีสมบัติการบัดกรีที่ดี มีอุณหภูมิจุดหลอมเหลวอยู่ในช่วงที่เหมาะสม มีสมบัติทางกายภาพทางโลหะวิทยาที่ดี และสมบัติต้านทาน ความล้าที่ดี แต่อย่างไรก็ตามยังคงมีความเป็นพิษ เนื่องจากมีปริมาณตะกั่วผสมอยู่ในปริมาณสูง ส่วนผสม ของโลหะบัดกรีที่นิยมใช้กันมากคือ 63Sn-37Pb และ 60Sn-40Pb เป็นต้น ดังนั้น จึงมีการนำโลหะบัดกรี ไร้สารตะกั่วมาใช้ทดแทนโลหะบัดกรีชนิดดีบุก-ตะกั่ว (Sn-Pb) เพื่อลดปัญหาในเรื่องของความเป็นพิษที่มี ผลต่อสิ่งแวดล้อม ซึ่งโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่นำมาทดแทนจะต้องมีสมบัติต่างๆใกล้เคียงกับโลหะบัดกรี ชนิดที่มีตะกั่วผสม คุณลักษณะเบื้องต้นของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่ใช้เป็นเกณฑ์พิจารณา ดังนี้

1. อุณหภูมิหลอมเหลวใกล้เคียงกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-Pb โดยเฉพาะโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb
2. ควรมีช่วงความเป็นพลาสติกที่แคบ (Narrow plastic range)
3. มีสมบัติด้านการเปื่อยที่ดีเพื่อนำไปใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์
4. มีสมบัติทางกายภาพไม่ด้อยกว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-Pb
5. มีสมบัติต้านทานการล้าที่ดี (Good fatigue resistance)
6. สามารถใช้ได้กับระบบพลาซมาเคลือบที่มีใช้กันในปัจจุบัน
7. เมื่อทำเป็นโลหะบัดกรีชนิดครีม (Solder paste) จะต้องมีอายุเก็บ (Shelf life) ยาวนานไม่ เสื่อมคุณภาพ
8. ต้องไม่เป็นพิษหรือมีความพิษต่อสภาพแวดล้อมและร่างกายต่ำ ซึ่งเป็นจุดประสงค์หลักของการ ใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว
9. โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่เลือกใช้จะต้องมีราคาถูก
10. เมื่อถูกนำไปใช้ในงานบัดกรีแบบ Wave soldering จะต้องมีการก่อตัวของ Dross ที่น้อย

##### 2.1.1.1 โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว

ในช่วงเวลาที่ผ่านมาได้มีการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว เพื่อนำมาใช้ทดแทนโลหะ บัดกรีแบบดั้งเดิม โดยสามารถที่จะแบ่งออกเป็นกลุ่มตามช่วงอุณหภูมิหลอมเหลวได้ 3 กลุ่ม ดังแสดงใน ตารางที่ 2.1, 2.2 และ 2.3 ตามลำดับ

ตารางที่ 2.1 กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวต่ำกว่า 180 °C

ระบบโลหะผสม	ส่วนประกอบ (wt.%)	ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว (°C)
Sn-Bi	Sn-58Bi	138
Sn-In	Sn-52In	118
Sn-In	Sn-50In	118-125
Bi-In	Bi-33In	109

ตารางที่ 2.2 กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวอยู่ในช่วง 180 °C ถึง 200 °C

ระบบโลหะผสม	ส่วนประกอบ (wt.%)	ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว (°C)
Sn-Zn	Sn-9Zn	198
Sn-Zn-Bi	Sn-8Zn-3Bi	188-189
Sn-Bi-In	Sn-20Bi-10In	143-193

ตารางที่ 2.3 กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวอยู่ในช่วง 200 °C ถึง 230 °C

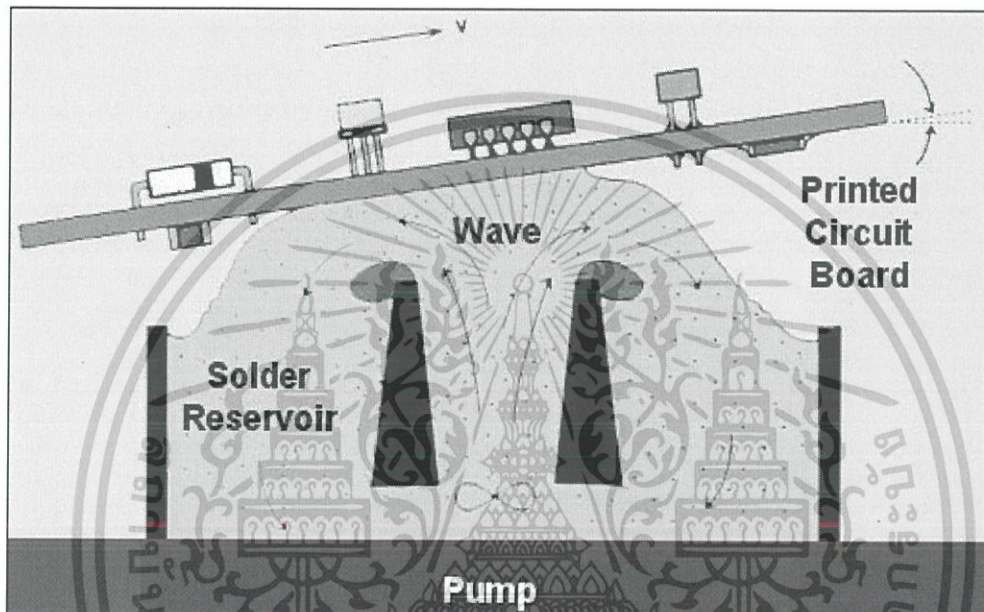
ระบบโลหะผสม	ส่วนประกอบ (wt.%)	ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว (°C)
Sn-Ag	Sn-3.5Ag	221
Sn-Ag	Sn-2Ag	221-226
Sn-Cu	Sn-0.7Cu	227
Sn-Ag-Bi	Sn-3.5Ag-3Bi	206-213
Sn-Ag-Bi	Sn-2Ag-7.5Bi	207-212
Sn-Ag-Cu	Sn-3.8Ag-0.7Cu	217
Sn-Ag-Cu-Sb	Sn-2Ag-0.8Cu-0.5Sb	216-222

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 2.1.2 วิธีการบัดกรี (Soldering methods)

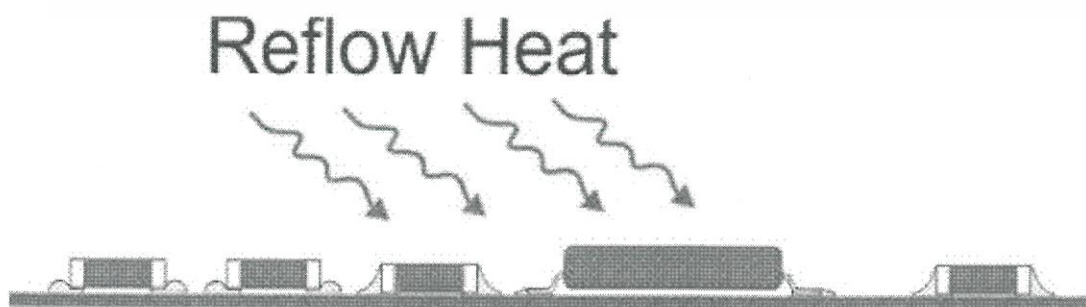
โดยทั่วไปแล้วนอกเหนือจากการบัดกรีด้วยมือ (Hand soldering) ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ ยังมีวิธีการดังต่อไปนี้

1. การบัดกรีแบบคลื่น (Wave soldering) เป็นการบัดกรีอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ลงบนแผ่นวงจรรวม (Printed circuit board : PCB) โดย PCB ที่มีอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ติดอยู่จะเคลื่อนที่ผ่านไปบนอ่างของโลหะบัดกรีหลอมเหลวที่ถูกพ่นเป็นคลื่นสัมผัสกับด้านล่างของแผ่น PCB เพื่อให้โลหะบัดกรีเชื่อมต่อกับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์เข้ากับวงจรดังแสดงในรูปที่ 2.1



รูปที่ 2.1 การบัดกรีแบบคลื่น [20]

2. การบัดกรีแบบรีโฟลว์ (Reflow soldering) โดยทั่วไปจะใช้ในการบัดกรีอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ชนิดติดตั้งบนพื้นผิวที่เรียกว่า Surface mount components กับ PCB ในกระบวนการนี้จะใช้โลหะบัดกรีที่อยู่ในรูปของครีม (Paste) โดยโลหะบัดกรีจะผสมอยู่กับฟลักซ์และตัวยึด (Binder) ซึ่งจะถูกสกรีนลงบนตำแหน่งที่ต้องการบน PCB แล้วจึงวางอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ลงบนโลหะบัดกรี หลังจากนั้น PCB จะถูกให้ความร้อนจนกระทั่งโลหะบัดกรีเกิดการหลอมละลายและเชื่อมอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์เข้ากับวงจรดังแสดงในรูปที่ 2.2 เมื่ออุณหภูมิลดลงโลหะบัดกรีก็จะกลายเป็นของแข็งที่สามารถนำไฟฟ้าได้



รูปที่ 2.2 การบัดกรีแบบรีโฟลว์ [21]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 2.1.3 การพิมพ์โลหะบัดกรีแบบครีม

ในการพิมพ์โลหะบัดกรีแบบครีม ประเภทของอุปกรณ์ในการพิมพ์ และพารามิเตอร์ของเครื่องพิมพ์ นับว่าเป็นปัจจัยที่สำคัญเช่นเดียวกับประสิทธิภาพของโลหะบัดกรีแบบครีม ดึงการพิมพ์ที่ดีจำเป็นจะต้องใช้อุปกรณ์การพิมพ์ และการตั้งค่าพารามิเตอร์ที่เหมาะสมควบคู่ไปกับการใช้โลหะบัดกรีที่มีคุณภาพดี โดยปัจจัยสำคัญที่มีผลต่อความสามารถการพิมพ์มีดังต่อไปนี้

#### 1) Stencil

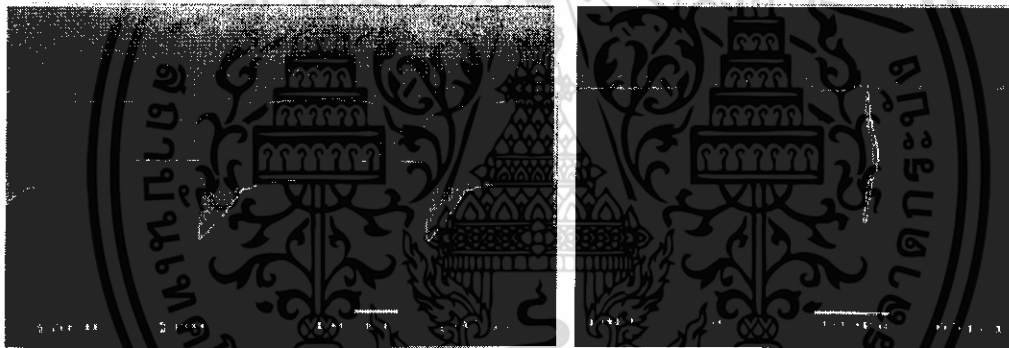
Stencil มีทั้งหมด 3 ประเภทที่แตกต่างกันขึ้นอยู่กับกระบวนการผลิต

##### 1.1) การใช้สารเคมีกัด Stencil

##### 1.2) การตัด Stencil ด้วยเลเซอร์

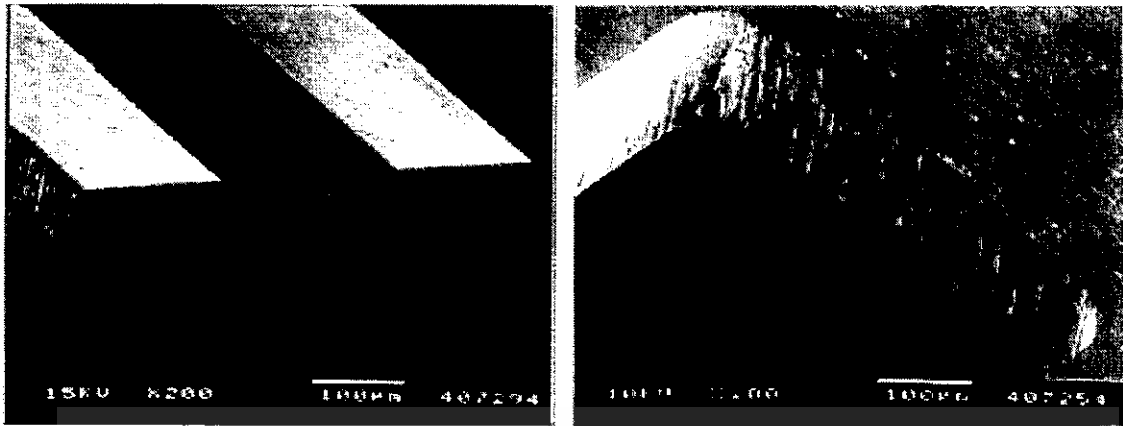
##### 1.3) การกัด Stencil ด้วยการสปาร์คของกระแสไฟฟ้า

การกัดด้วยสารเคมีถูกใช้ในการผลิต Stencil อย่างกว้างขวางเพราะราคาในการผลิตต่ำ และชิ้นงานมีความคงทน อย่างไรก็ตามการพิมพ์โลหะบัดกรีด้วย Stencil ที่กัดขึ้นรูปด้วยสารเคมีไม่เหมาะกับ Stencil ที่มีระยะ Pitch น้อยกว่า 0.5 mm (Fine pitch) เนื่องจาก Surface finish ที่ไม่สมบูรณ์ของผนังภายในรูของ Stencil ดังแสดงในรูปที่ 2.3



รูปที่ 2.3 การกัด Stencil ด้วยสารเคมี

การตัด Stencil ด้วยเลเซอร์จะทำให้ได้ผนังภายในรูของ Stencil ที่ดีกว่าการกัดด้วยสารเคมี แต่พื้นผิวที่ได้จะมีความขรุขระ ซึ่งอาจทำการพิมพ์ทำได้ยากเมื่อ pitch มีระยะห่างน้อยกว่า 0.4 mm (Ultra fine pitch) ดังแสดงในรูปที่ 2.4



รูปที่ 2.4 การตัด Stencil ด้วยเลเซอร์

แม้ว่าการกัด Stencil ด้วยการสปาร์คของกระแสไฟฟ้าจะมีราคาในการผลิตค่อนข้างสูง แต่ Stencil ที่ได้จะมีความเหมาะสมในการพิมพ์มากที่สุด เนื่องจากผนังในรูของ Stencil มีความสมบูรณ์ และง่ายต่อการดึง Stencil ออกหลังจากการพิมพ์ ดังแสดงในรูปที่ 2.5

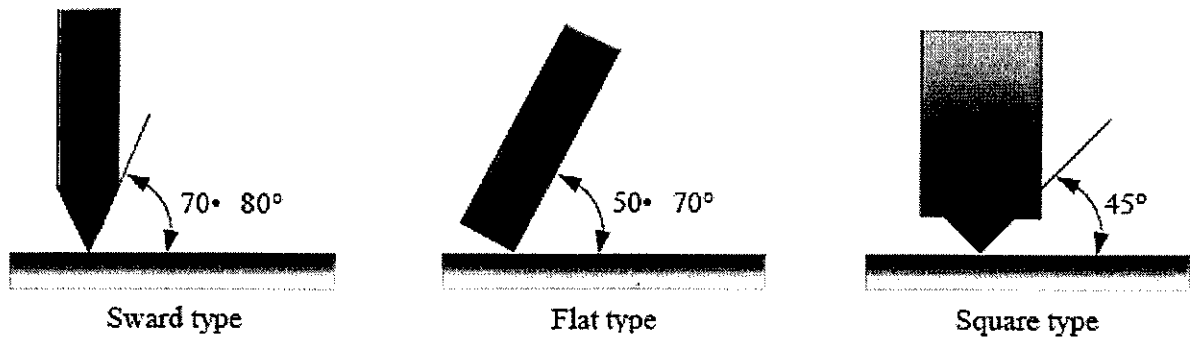


รูปที่ 2.5 การกัดStencil ด้วยการสปาร์คของกระแสไฟฟ้า

## 2) Squeegee

Squeegee ถูกแบ่งออกเป็น 2 ประเภทได้แก่ Squeegee แบบยาง และแบบโลหะ ซึ่ง Squeegee แบบยางยังสามารถแบ่งออกตามลักษณะการใช้งานได้อีก 3 ประเภทได้แก่ Sward, Flat และ Square ดังแสดงในรูปที่ 2.6

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

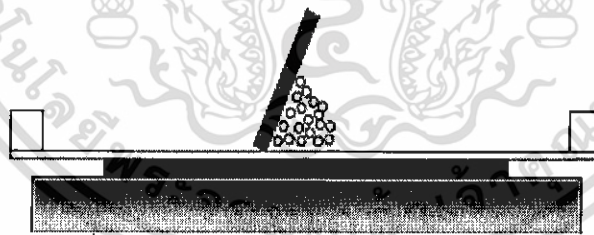


รูปที่ 2.6 ประเภทของ Squeegee แบบยาง

โดยปกติ Squeegee ประเภท Sward จะมีมุมการใช้งานประมาณ  $70-80^\circ$  ซึ่งจะมีแรงกดค่อนข้างน้อยโดยจะเหมาะกับโลหะบัดกรีแบบครีมที่มีความหนืดต่ำ การพิมพ์ด้วย Squeegee ประเภท Square มีมุมการใช้งานที่  $45^\circ$  และการปาดประเภทนี้จะสามารถเติมโลหะบัดกรีลงในรูของ Stencil ได้ค่อนข้างมาก ดังนั้นจึงเหมาะสำหรับโลหะบัดกรีที่มีความหนืดสูง และ Squeegee ประเภท Flat ซึ่งมีมุมการใช้งาน  $50-60^\circ$  ซึ่งการปาดประเภทนี้ได้รับความนิยมอย่างมากในการใช้งาน เนื่องจากสามารถปรับมุมในการใช้งานได้ตามความเหมาะสมของโลหะบัดกรี

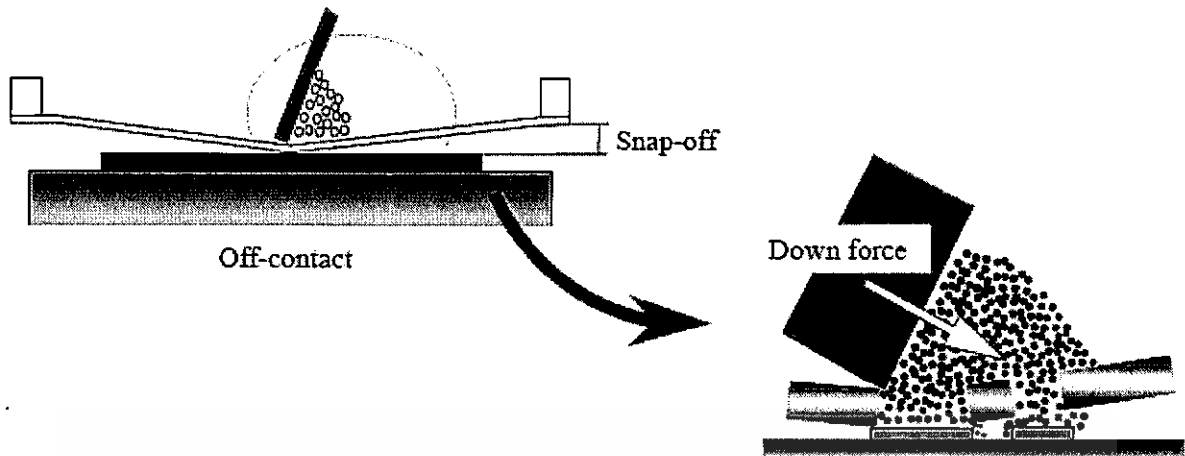
### 3) พารามิเตอร์เครื่องพิมพ์

สำหรับการพิมพ์โลหะบัดกรีบนแผ่นรอง การควบคุมระยะ Snap-off ถูกพิจารณาให้เป็นหนึ่งในปัจจัยที่มีผลต่อการพิมพ์ โดยสามารถตั้งค่าได้ทั้ง On-contact และ Off-contact สำหรับ On-contact จะไม่มีระยะห่างระหว่างด้านล่างของ Stencil และพื้นผิวของแผ่นรอง ดังแสดงในรูปที่ 2.7 ซึ่งสามารถป้องกันการเปื้อนของโลหะบัดกรีที่เป็นสาเหตุของการเกิด bridging



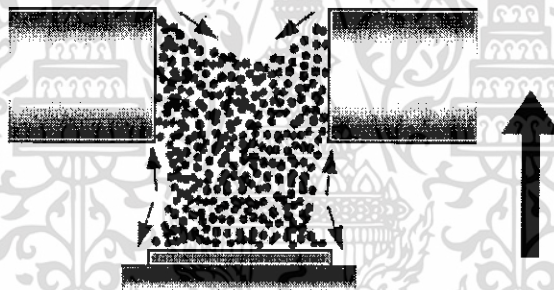
รูปที่ 2.7 On-contact

Off-contact ควรจะนำมาประยุกต์ใช้เมื่อไม่มีระบบควบคุมความเร็วการแยกออกของ Stencil ซึ่งวิธีนี้โลหะบัดกรีแบบครีมสามารถหลุดออกจากรูของ Stencil ได้อย่างสิ้นไหล แต่ระยะทางระหว่าง Stencil และแผ่นรองเป็นสาเหตุของการเกิดรอยเปื้อนของโลหะบัดกรีดังแสดงในรูปที่ 2.8



รูปที่ 2.8 Off-contact และการเปื้อนของโลหะบัดกรี

การควบคุมความเร็วในการแยก Stencil ออกเป็นปัจจัยที่มีความสำคัญมากที่สุดในการประเมินคุณภาพ การพิมพ์ ซึ่งเมื่อลดความเร็วในการแยก Stencil ออกจะเป็นการลดแรงเสียดทานระหว่างโลหะบัดกรี และ ผงของรู และยังช่วยให้แยก Stencil ออกจากโลหะบัดกรีได้ง่ายขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.9



รูปที่ 2.9 การแยก Stencil ออกจากโลหะบัดกรี

#### 4) โลหะบัดกรีแบบครีม

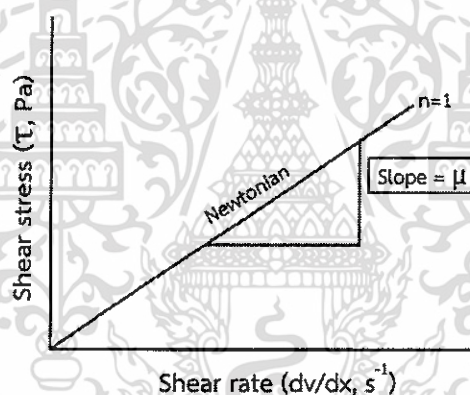
โลหะบัดกรีแบบครีมมีส่วนประกอบเป็นผงโลหะผสมกับฟลักซ์ (Flux) โดยเป็นที่ทราบกันดีว่าการ กระจายของขนาด และรูปร่างของผงโลหะเป็นปัจจัยหนึ่งที่สำคัญในการพิมพ์ นอกจากนี้คุณสมบัติของ Flux medium ในโลหะบัดกรีแบบครีมยังส่งผลต่อคุณสมบัติในการพิมพ์เป็นอย่างมาก ซึ่ง Flux medium เป็นวัสดุที่มีความซับซ้อน และมีคุณสมบัติที่แตกต่างกันขึ้นอยู่กับปริมาณของฟลักซ์ ปริมาณอนุภาคแข็ง อิโซโทรปี (Thixotropy) และความหนืด (Viscosity) เป็นต้น

### 2.1.4 รีโอยี (Rheology)

คำว่าวิทยาศาสตร์ของไหล (Rheology) มีที่มาจากภาษากรีก โดยคำว่า Rheo หมายถึง การไหล Bingham และ Crawford [23] ได้เสนอแนะว่าเป็นศาสตร์ที่ใช้อธิบายการไหลของของเหลว และการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของของแข็ง ความหนืด (Viscosity) จึงเป็นความต้านทานของของเหลวต่อการไหล ความหนืดที่สูงขึ้นก็จะมีค่าความต้านทานต่อการไหลมากขึ้นด้วย ของเหลวธรรมดาสามารถที่จะแสดงค่าความหนืดสัมบูรณ์ได้ ในขณะที่สารกระจายตัวที่มีส่วนผสมของสารหลายตัวจะมีคุณสมบัติการไหลที่ซับซ้อน และไม่สามารถแสดงค่าความหนืดค่าเดียวได้ โดยลักษณะการไหลของของไหลโดยทั่วไปสามารถแบ่งได้ 2 แบบ ดังนี้

1) Newtonian fluid เป็นลักษณะการไหลของของไหลที่เป็นไปตามการสันนิษฐานของนิวตัน คือ ที่อุณหภูมิหนึ่งๆของไหลจะมีค่าความหนืดเป็นค่าคงที่ ไม่เปลี่ยนแปลงขึ้นกับอัตราเฉือนหรือความเร็วในการกวนไม่ว่าจะกวนเร็วหรือกวนช้า ตัวอย่างเช่น น้ำ น้ำมัน น้ำเชื่อม น้ำผลไม้ เป็นต้น

เมื่อนำมาเขียนความสัมพันธ์ระหว่าง ความเค้นเฉือน (Shear stress) และ อัตราความเค้นเฉือน (Rate of shear) ที่หลายๆค่าจะได้กราฟไหล (Rheogram) ที่เป็นเส้นตรงออกจากจุดกำเนิด ดังแสดงในรูปที่ 2.10



รูปที่ 2.10 กราฟการไหลแบบ Newtonian [23]

2) Non newtonian fluid เป็นลักษณะการไหลของของไหลที่ไม่เป็นไปตามการสันนิษฐานของนิวตัน คือ ที่อุณหภูมิหนึ่งๆของไหลมีค่าความหนืดเป็นค่าไม่คงที่ การเปลี่ยนแปลงขึ้นอยู่กัอัตราเฉือนหรือความเร็วในการกวนลักษณะการไหลแบบนี้แบ่งเป็น 4 แบบ

2.1) Pseudoplastic ของไหลที่มีค่าความหนืดลดลง เมื่อเพิ่มอัตราเฉือน หรือยิ่งกวนเร็ว ยิ่งไหลง่าย พฤติกรรมแบบนี้แสดงสมบัติเป็น Shear thinning

2.2) Dilatant ของไหลที่มีค่าความหนืดเพิ่มขึ้น เมื่อเพิ่มอัตราเฉือน หรือยิ่งกวนเร็ว ยิ่งหนืด พฤติกรรมแบบนี้แสดงสมบัติเป็น Shear thickening

2.3) Bingham fluid ของไหลที่เมื่อมีแรงกระทำสูงมากจนถึงจุดที่เรียกว่า Yield value หรือ Yield stress จึงจะเกิดลักษณะการไหลแบบ Newtonian fluid

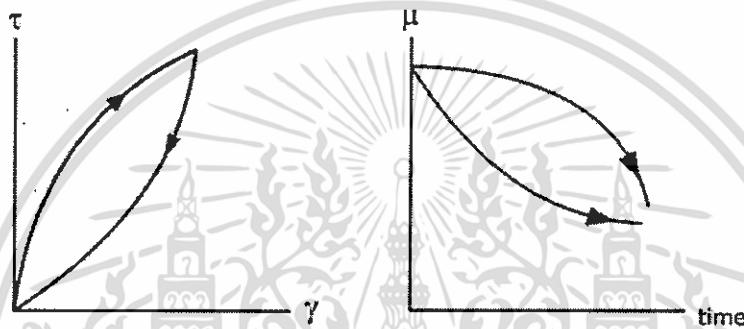
2.4) Plastic ของไหลที่เมื่อมีแรงกระทำสูงพอเพื่อเอาชนะค่าความเค้น ณ จุด Yield stress ถึงจะเริ่มไหลได้ และจะไหลแบบ Pseudoplastic

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

#### 2.1.4.1 การไหลแบบธิโซโทรปี (Thixotropy flow)

ของเหลวที่มีการไหลแบบ Plastic และ Pseudoplastic บางชนิด เมื่อลดแรงที่ใช้ในการเคลื่อนที่จะทำให้อัตราเร็วที่ใช้ในการเคลื่อนที่ลดลงอย่างช้าๆ โดยไม่เป็นไปตามความโค้งของกราฟเส้นขาขึ้น แต่จะเป็นไปตามความโค้งของกราฟขาลง ซึ่งแตกต่างจากของเหลวที่มีการไหลแบบ Newtonian ที่มีกราฟขาขึ้น และขาลงทับกัน หากพิจารณาค่าความหนืดจะพบว่าลดลงตามระยะเวลา

ปรากฏการณ์นี้เกิดขึ้นเนื่องจากโครงสร้างที่ถูกทำลายจากแรงที่ให้ และไม่สามารถสร้างโครงสร้างนั้นกลับคืนได้ทันทีเมื่อมีแรงกระทำน้อยลง ปรากฏการณ์นี้เรียกว่า ธิโซโทรปี (Thixotropy) ดังแสดงในรูปที่ 2.11



รูปที่ 2.11 กราฟการไหลแบบ Thixotropy [23]

#### 2.1.5 การกระจายตัวของโลหะบัดกรีบนแผ่นรอง

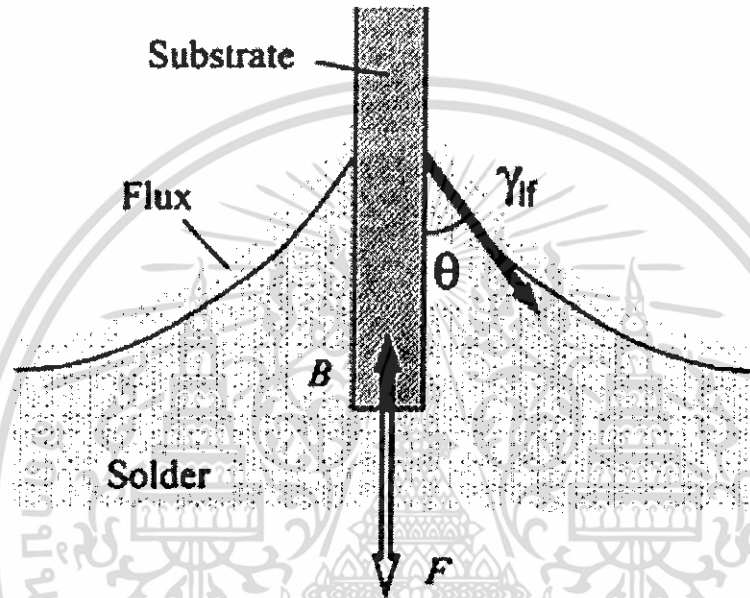
การเปียกเป็นคุณสมบัติของของเหลวที่แผ่กระจายบนของแข็ง หรือระหว่างหยดโลหะกับแผ่นรอง โดยทั่วไปความสามารถในการเปียกจะวัดได้จากระดับของการกระจายตัว (Degree of wetting) และ อัตราของการกระจายตัว (Rate of wetting) โดยระดับของการกระจายตัวสามารถวัดได้จากมุมเปียก (Contact angle) ที่บริเวณผิวสัมผัสระหว่างของแข็ง และของเหลว ซึ่งมุมเปียกจะขึ้นอยู่กัพื้นที่ผิว และพลังงานระหว่างพื้นผิวที่เกี่ยวข้องกับพื้นที่ร่วมกันระหว่างของแข็งกับของเหลว อัตราการกระจายตัวชี้ให้เห็นว่าของเหลวจะเปียก และกระจายตัวได้รวดเร็วเพียงใด โดยมีสาเหตุมาจากหลายปัจจัยเช่น สภาพแวดล้อมของระบบ ความหนืดของของเหลว และปฏิกิริยาเคมีที่เกิดขึ้นที่พื้นสัมผัสระหว่างของแข็งกับของเหลว เป็นต้น ซึ่งวิธี Wetting balance เป็นหนึ่งในวิธีที่นิยมใช้ในการคำนวณความสามารถในการเปียก ในวิธีนี้จะทำการวัดแรงบนแผ่นรองขณะที่จุ่มลงในอ่างหลอมโลหะบัดกรี (Solder bath) ดังแสดงในรูปที่ 2.12 ตัวแปรที่บ่งชี้ถึงความสามารถในการเปียกได้แก่ เวลาการกระจายตัว (Wetting time) และ แรงการกระจายตัว สามารถคำนวณได้จากการวิเคราะห์ของกราฟ Force-time รูปที่ 2.13 ซึ่งแรงการกระจายตัวสามารถหาได้จากสมการที่ 2.1

$$F = P\gamma_{lf} \cos\theta - B \quad (2.1)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

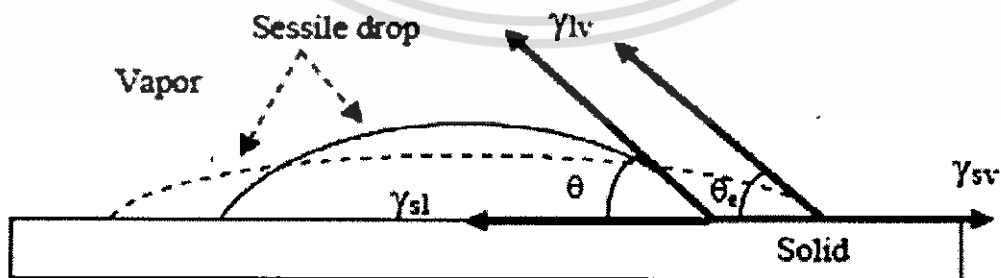
โดยที่  $F$  คือ แรงการกระจายตัว  
 $\theta$  คือ มุมเปียก  
 $P$  คือ เส้นรอบวงของแผ่นรอง  
 $B$  คือ แรง Buoyancy

โดย  $P$  และ  $B$  เป็นค่าคงที่ ขณะที่  $F$  และ  $\theta$  สามารถวัดได้จากการทดสอบ และ  $\gamma_{lf}$  สามารถหาได้จากสมการที่ 2.1



รูปที่ 2.12 เทคนิค Wetting balance [24]

เมื่อหยดของโลหะบัดกรีอยู่บนพื้นผิวของแผ่นรอง หยดของโลหะบัดกรีจะกระจายตัวไปบนพื้นผิวของของแผ่นรอง และจะกลับมาเริ่มทำมุมกับพื้นผิวของของแผ่นรองอีกครั้งหลังจากหยุดกระจายตัว ดังแสดงในรูปที่ 2.13

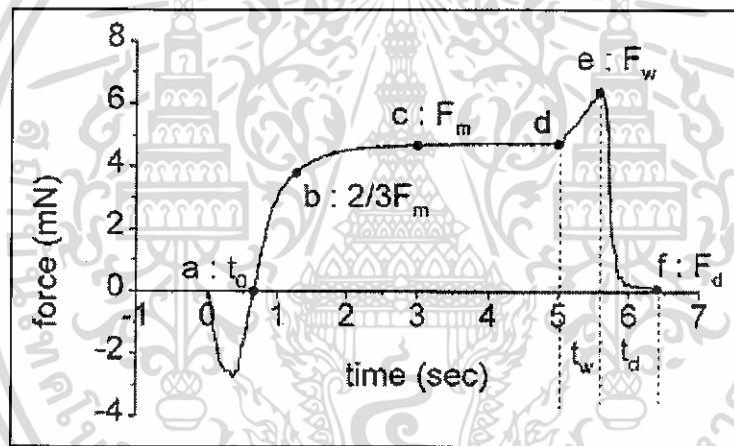


รูปที่ 2.13 การกระจายของหยดโลหะบัดกรีบนพื้นผิวของแผ่นรอง [24]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 2.1.6 Wetting curve

จากรูปที่ 2.14 แสดง Wetting curve ที่ใช้เพื่อคำนวณแรงตึงผิวของโลหะบัดกรี โดยมีแกน x เป็นเวลาในหน่วยวินาที (s) และแกน y เป็นแรงในหน่วยมิลลินิวตัน (mN) ซึ่งมีค่าที่ใช้เพื่อบ่งชี้ความสามารถในการเปียก 3 ค่าได้แก่ เวลาในการเปียก (Wetting time) แรงการเปียกหลังจากเวลาจำเพาะ (Wetting force achieved after a specific time) และแรงเปียกสูงสุด (The maximum wetting force) โดยเวลาที่เริ่มจุ่มชิ้นงานลงในอ่างหลอมโลหะบัดกรีจนทำมุม 90 องศา หรือช่วงเวลาที่แรงเปียกกลับมามีค่าเท่ากับศูนย์ คือเวลาการเปียก (Wetting time) แรงการเปียกหลังจากเวลาจำเพาะ (Wetting force achieved after a specific time) เป็นค่าที่มีความสำคัญในทางปฏิบัติมากที่สุดเนื่องจากโดยทั่วไปเวลาจำเพาะ (Specific time) เป็นเวลาที่เปรียบได้กับเวลาจริงในการบัดกรี และแรงเปียกสูงสุด (The maximum wetting force) เป็นแรงที่สามารถวัดได้เมื่อชิ้นงานที่ถูกดึงออกจากอ่างหลอมโลหะบัดกรีอยู่ในสภาวะสมดุล และแรงที่วัดได้มีค่าคงที่ ซึ่งแรงเปียกสูงสุดจะสามารถนำมาคำนวณมุมเปียก (Contact angle) ถ้ารู้ค่าของแรงตึงผิว หรือสามารถหาค่าแรงตึงผิวจากการวัดมุมเปียกภายใต้สภาวะสมดุล และในสภาวะสมดุลแรงเปียก (Wetting force:  $F$ ) สามารถแสดงได้ดังสมการที่ 2.1 ในหัวข้อที่ 2.1.5



รูปที่ 2.14 Wetting curve [25]

ความชันของเส้นโค้งแรงเปียกที่เพิ่มขึ้นแสดงให้เห็นถึงการเพิ่มขึ้นของแรงลอยตัว (Buoyancy force) จากการดึงชิ้นงานออกจากอ่างหลอมโลหะบัดกรี และจุดสูงสุดแสดงให้เห็นว่าโลหะบัดกรีได้ไหลไปตามด้านข้างของชิ้นงานตัวอย่างไปจนถึงขอบท้ายของชิ้นงาน และมุมสัมผัสจะลดลงไปเป็นศูนย์ หลังจากนั้นผิวสัมผัสระหว่างโลหะบัดกรี และชิ้นงานตัวอย่างจะเปลี่ยนจากขอบด้านข้างถึงขอบด้านล่างของชิ้นงาน และการทดสอบจะสิ้นสุดลงเมื่อเกิดคอคอดของโลหะบัดกรีจำไปสู่การแยกออกจากกันของโลหะบัดกรีและชิ้นงาน

## 2.1.6 การแพร่ของอะตอมและการแข็งตัวของโลหะ

### 2.1.6.1 การแพร่ของอะตอม

การแพร่ของอะตอม (Diffusion of atom) เป็นการเคลื่อนที่ของอะตอมจากจุดหนึ่งไปยังอีกจุดหนึ่ง ซึ่งอาจเกิดขึ้นได้ทั้งในสภาพของแข็ง ของเหลว และก๊าซ การแพร่ในสภาพของเหลว และก๊าซนั้นอาจเกิดขึ้นได้ง่าย แต่การแพร่ในสภาพของแข็งนั้นจะต้องอาศัยตัวช่วยกระตุ้นให้เกิดการแพร่ อันได้แก่ ความร้อน ยิ่งมีพลังงานความร้อนมากก็จะช่วยให้เกิดการแพร่ได้ดีขึ้น อัตราการเคลื่อนที่ของอะตอมมีความสัมพันธ์กับอุณหภูมิหรือพลังงานความร้อน ดังสมการของ Arrhenius (สมการที่ 2.2)

$$\text{Rate} = C_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2.2)$$

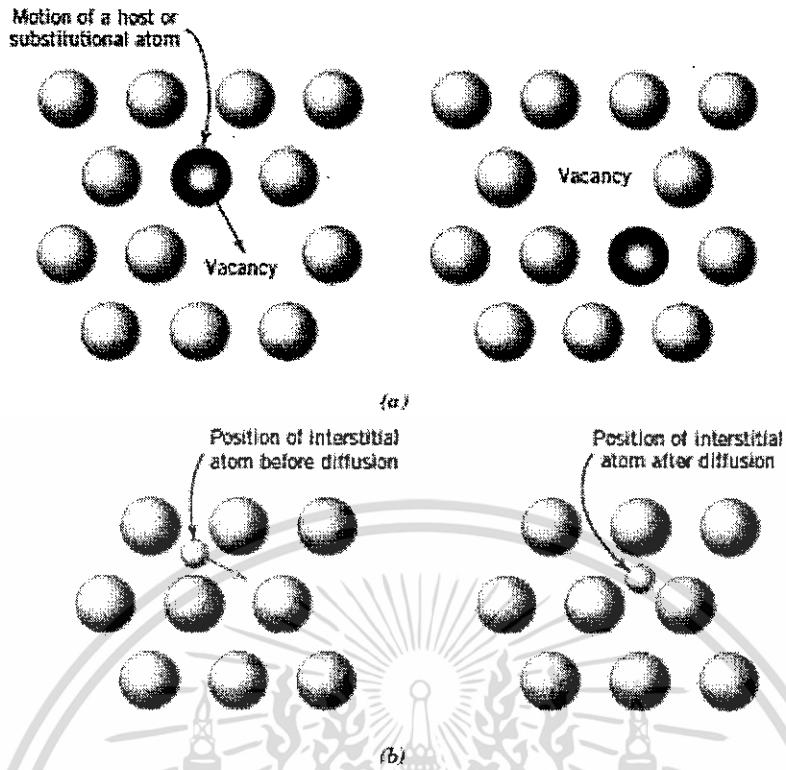
โดยที่	$C_0$	คือ ค่าคงที่ของอัตราความเร็ว
	$R$	คือ ค่าคงที่ของแก๊ส (1.987 cal/mol.k)
	$T$	คือ อุณหภูมิสมบูรณ์ (k)
	$Q$	คือ พลังงานกระตุ้น (cal/mol)

### 2.1.6.2 กลไกการแพร่ (Diffusion mechanisms)

การแพร่ของอะตอมของโลหะบริสุทธิ์เป็นการเคลื่อนที่ของอะตอมของตัวมันเองจากที่หนึ่งไปอีกที่หนึ่ง กระบวนการแพร่แบบนี้เราเรียกว่า การแพร่โดยตัวเอง (Self-diffusion) ขณะที่กระบวนการแพร่โดยอะตอมที่ต่างชนิดกันหรืออะตอมของวัสดุที่ต่างกันมีการแพร่ที่สำคัญอยู่ 2 อย่างอย่างคือ

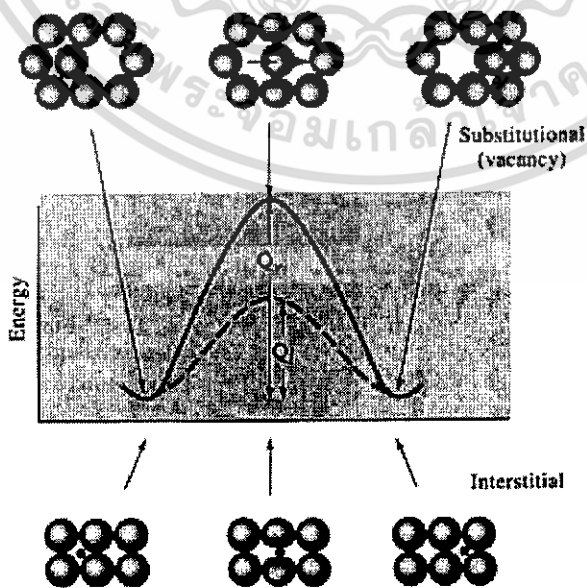
1) การแพร่แบบช่องว่าง (Vacancy diffusion) การแพร่แบบช่องว่างนี้จะเกิดขึ้นจากการเคลื่อนที่ของอะตอมจากที่หนึ่งไปยังอีกที่หนึ่ง เมื่อมีพลังงานกระตุ้นอะตอมจะเกิดการสั่นสะเทือน และเคลื่อนที่ไปเปลี่ยนตำแหน่ง ซึ่งการเคลื่อนที่จากตำแหน่งหนึ่งสู่ที่ว่างอีกตำแหน่ง จะทำให้เกิดช่องว่างขึ้นจึงเรียกการเคลื่อนที่นี้ว่า การเคลื่อนที่แบบช่องว่าง ดังรูปที่ 2.15 (a)

2) การแพร่แบบแทรกที่ (interstitial diffusion) เป็นการแพร่ที่เกิดกับอะตอมที่มีขนาดเล็กเคลื่อนที่ไปแทรกอยู่ตามช่องระหว่างอะตอมที่มีขนาดใหญ่กว่า ดังรูปที่ 2.15 (b)



รูปที่ 2.15 (a) กลไกการแพร่แบบช่องว่าง (b) กลไกการแพร่แบบแทรกที่ [26]

พลังงานกระตุ้นสำหรับการแพร่ เป็นพลังงานที่ใช้ในการทำให้อะตอมเคลื่อนที่จากที่หนึ่งไปยังอีกที่หนึ่ง ดังแสดงในรูปที่ 2.16 พลังงานที่ใช้ทำให้อะตอมเคลื่อนที่จะต้องสูงกว่าพลังงานแบร์ริเออร์ (Energy barriers) ซึ่งเรียกพลังงานนี้ว่า พลังงานกระตุ้น (activate energy,  $Q$ ) โดยพลังงานนี้จะได้จากการให้ความร้อนแก่อะตอม โดยปกติแล้วพลังงานที่ใช้กระตุ้นในกลไกการแพร่แบบช่องว่างจะมากกว่ากลไกการแพร่แบบแทรกที่



รูปที่ 2.16 พลังงานที่ใช้กระตุ้น (Activate energy,  $Q$ ) [26]

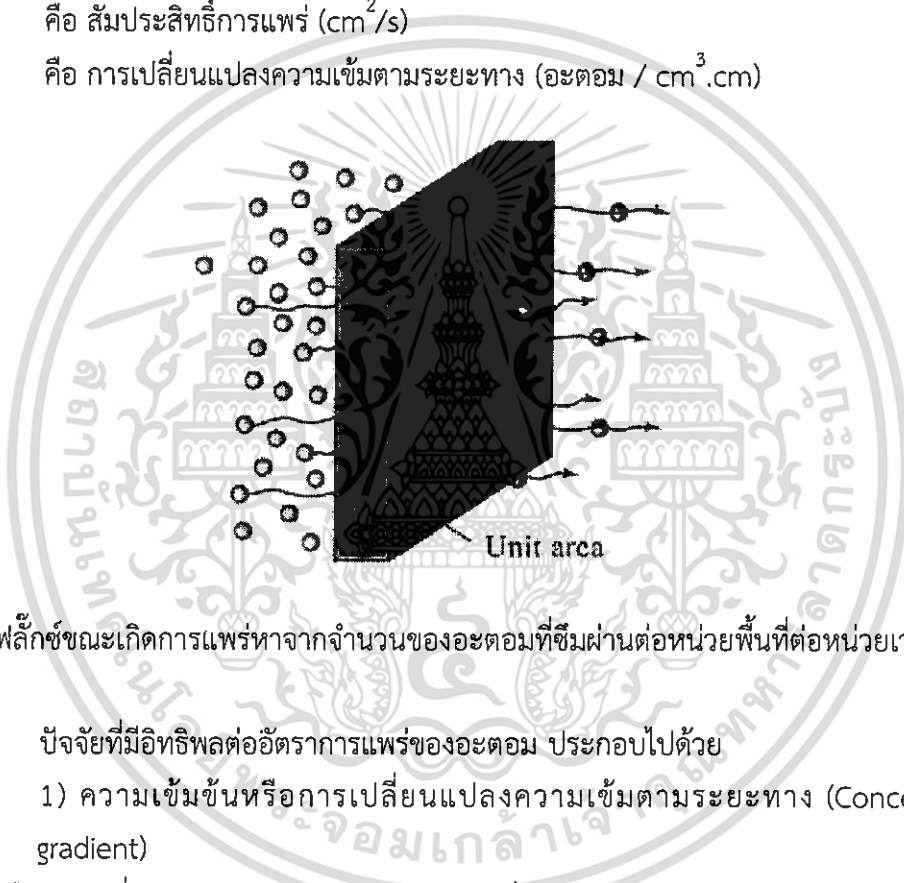
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 2.1.6.3 อัตราการแพร่ (Rate of diffusion)

อัตราการแพร่ของอะตอมสามารถวัดเป็นฟลักซ์ (Flux,  $J$ ) ซึ่งหมายถึง อัตราการถ่ายโอนของอะตอมจากที่ที่มีความเข้มข้นสูงไปยังที่ที่มีความเข้มข้นต่ำ (ดังรูปที่ 2.17) โดยหาออกมาเป็นจำนวนอะตอมที่แพร่ผ่านระบบเป็นหน่วยพื้นที่ตามกฎข้อที่หนึ่งของ Fick คือ (สมการที่ 2.3)

$$J = -D \left( \frac{\Delta c}{\Delta x} \right) \quad (2.3)$$

โดยที่	$J$	คือ ฟลักซ์ (อะตอม / $\text{cm}^2 \cdot \text{s}$ )
	$D$	คือ สัมประสิทธิ์การแพร่ ( $\text{cm}^2 / \text{s}$ )
	$\frac{\Delta c}{\Delta x}$	คือ การเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นตามระยะทาง (อะตอม / $\text{cm}^3 \cdot \text{cm}$ )

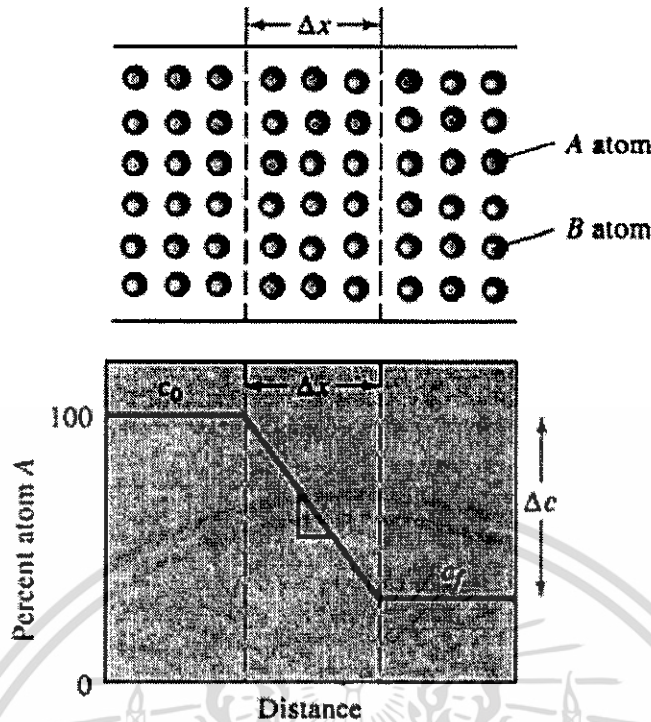


รูปที่ 2.17 ฟลักซ์ขณะเกิดการแพร่หาจากจำนวนของอะตอมที่ซึมผ่านต่อหน่วยพื้นที่ต่อหน่วยเวลา [26]

ปัจจัยที่มีอิทธิพลต่ออัตราการแพร่ของอะตอม ประกอบไปด้วย

- 1) ความเข้มข้นหรือการเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นตามระยะทาง (Concentration gradient)

ความเข้มข้นหรือการเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นตามระยะทางเป็นความสัมพันธ์ของปริมาณความเข้มข้นของอะตอม ( $\Delta c$ ) ที่เปลี่ยนไปตามระยะทาง ( $\Delta x$ ) ดังรูปที่ 2.18 จะเกิดขึ้นเมื่อวัสดุ 2 ชนิดที่มีส่วนผสมที่แตกต่างกันมาสัมผัสกันหรือเกิดจากก๊าซหรือของเหลวที่มีความเข้มข้นมากๆ อยู่ล้อมรอบวัสดุแข็ง แล้วเกิดการแพร่หรือถ่ายเทอะตอมจากที่ที่มีความเข้มข้นสูงไปยังที่ที่มีความเข้มข้นต่ำ



รูปที่ 2.18 การเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นของอะตอมที่เกิดการแพร่ตามระยะทาง [26]

2) อุณหภูมิ และสัมประสิทธิ์การแพร่

สัมประสิทธิ์การแพร่จะมีความสัมพันธ์กับอุณหภูมิ ตามสมการของ Arrhenius ดังแสดง

ในสมการที่ 2.4

$$D = -D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \tag{2.4}$$

โดยที่ Q คือ พลังงานกระตุ้น (cal/mol)

R คือ ค่าคงที่ของแก๊ส (1.987 cal/mol.k)

T คือ อุณหภูมิสมบูรณ์ (k)

$D_0$  คือ ค่าคงที่ของระบบการแพร่

เมื่ออุณหภูมิของวัสดุสูงขึ้นค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ และพลักซ์ของอะตอมก็จะเพิ่มขึ้นด้วย ดังนั้นที่อุณหภูมิสูงอัตราการแพร่จะเกิดสูงขึ้น เนื่องจากมีพลังงานกระตุ้นที่สูง ด้วยเหตุนี้กระบวนการแพร่ที่กระทำกับโลหะหรือเซรามิกจึงกระทำที่อุณหภูมิค่อนข้างสูง

3) ชนิดของโครงสร้างผลึก

โครงสร้างผลึกแต่ละชนิดจะมีค่าสัมประสิทธิ์ของการแพร่ที่แตกต่างกัน เช่น เหล็กกล้าคาร์บอน โดยค่าสัมประสิทธิ์ของการคาร์บอนในเหล็กที่มีโครงสร้างแบบ BCC จะมีค่าเท่ากับ  $10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$  ที่อุณหภูมิ  $500^\circ\text{C}$  ซึ่งมากกว่าค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของคาร์บอนในเหล็กที่มีโครงสร้างแบบ FCC ที่มีค่าเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เท่ากับ  $(5 \times 10^{-15}) \text{ m}^2/\text{s}$  ที่อุณหภูมิ  $500^\circ\text{C}$  ที่เป็นเช่นนี้เพราะโครงสร้างผลึกแบบ FCC จะมีค่า APF (0.74) มากกว่าโครงสร้างผลึกแบบ BCC (0.68)

#### 4) ชนิดของกลไกการแพร่

กลไกการแพร่แบบแทรกที่หรือแบบช่องว่าง จะส่งผลต่อสภาพของการแพร่ โดยอะตอมขนาดเล็กสามารถแพร่แบบแทรกที่ในโครงสร้างของผลึกที่มีขนาดใหญ่ได้ เช่น อะตอมของคาร์บอนในโครงสร้าง BCC หรือ FCC ของเหล็กกล้า ส่วนท่อแดงจะแพร่เข้าไปในโครงสร้างผลึกของอลูมิเนียมแบบกลไกช่องว่าง เพราะอะตอมของธาตุทั้งสองมีขนาดที่ใกล้เคียงกัน

#### 5) เวลาในการแพร่

กลไกการเกิดการแพร่ต้องอาศัยเวลา เพราะหน่วยของฟลักซ์เป็นจำนวนอะตอม/ $\text{cm}^2 \cdot \text{s}$  ดังนั้นหากมีอะตอมจำนวนมากก็ต้องใช้เวลานานขึ้น อย่างไรก็ตามแล้วแต่เวลาในการแพร่สามารถลดลงไปได้หากเราเพิ่มอุณหภูมิให้สูงขึ้น

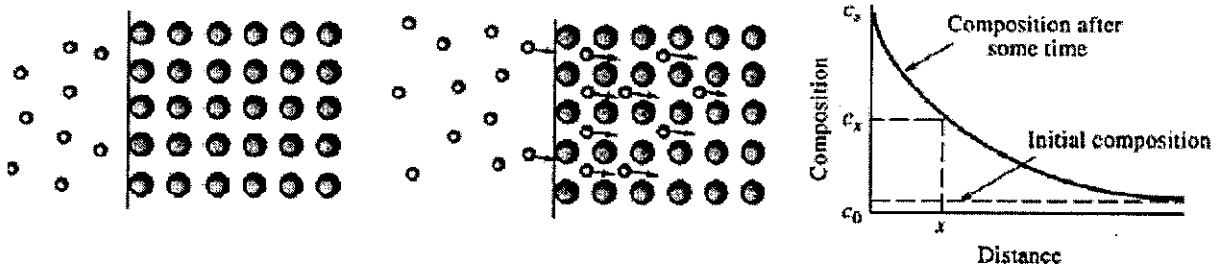
#### การแพร่ในสถานะไม่คงตัว (Non-steady state)

การแพร่ในสถานะไม่คงตัว จะเป็นกระบวนการแพร่ความเข้มข้นของอะตอมจะมีการเปลี่ยนแปลงตามเวลา เช่น เหล็กที่มีอะตอมของคาร์บอนแพร่เข้าไปบริเวณผิวเมื่อเวลาผ่านไปนานเข้าความเข้มข้นของอะตอมที่ผิวของเหล็กจะมีการเปลี่ยนแปลง ซึ่งการแพร่ในสถานะไม่คงตัวนี้จะปฏิบัติตามกฎข้อที่สองของ Fick (Fick's second law) ดังสมการที่ 2.5

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_0} = \text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad (2.5)$$

โดยที่	$C_s$	คือ ความเข้มข้นของอะตอมที่ผิวของวัสดุ
	$C_0$	คือ ความเข้มข้นของอะตอมที่มีอยู่ในเนื้อวัสดุก่อนเกิดการแพร่
	$C_x$	คือ ความเข้มข้นของอะตอมที่ระยะห่างจากผิว $x$ ที่เวลา $t$
	$D$	คือ สัมประสิทธิ์การแพร่ของอะตอม
	$X$	คือ ระยะห่างจากผิว
	$t$	คือ เวลา
	erf	คือ error function ทางคณิตศาสตร์

ความเข้มข้นของอะตอมเมื่อเวลาเปลี่ยนแปลงได้แสดงในรูปที่ 2.19



รูปที่ 2.19 การแพร่ของอะตอมคู่ผิวของวัสดุ ซึ่งเป็นไปตามกฎข้อที่สองของ Fick [26]

#### 2.1.6.4 กระบวนการแข็งตัวของโลหะ

กระบวนการแข็งตัวของโลหะหรือโลหะผสมในกระบวนการหล่อโลหะนั้น นับว่ามีความสำคัญมากต่อกระบวนการผลิตในอุตสาหกรรม เนื่องจากโลหะส่วนใหญ่จะถูกหลอม และหล่อขึ้นรูปเป็นผลิตภัณฑ์ที่สำเร็จรูป

โดยทั่วไปการแข็งตัว (Solidification) ของโลหะหรือโลหะผสมสามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ขั้นตอนดังนี้ คือ

1) การเกิดนิวคลีเอชัน (Nucleation) ซึ่งเป็นขั้นตอนการเกิดนิวคลีเอ (nuclei) ที่อยู่ตัวในโลหะที่หลอมเหลว

2) การเติบโตของนิวคลีเอไปเป็นผลึก และเกิดเป็นโครงสร้างของเกรน (grain) โดยนิวคลีเอเล็กๆ ในโลหะที่หลอมเหลวจะค่อยๆ เติบโตขึ้นเป็นผลึกจนกระทั่งผลึกเหล่านี้จะต่อกันเป็นโครงสร้างของเกรน บริเวณเกรน บริเวณที่สัมผัสระหว่างเกรนจะถูกเรียกว่า ขอบเขตของเกรน (Grain boundaries)

รูปร่างลักษณะของแต่ละเกรนที่เกิดขึ้นหลังจากกระบวนการแข็งตัวจะขึ้นอยู่กับปัจจัยต่างๆ หลายประการ โดยเฉพาะอย่างยิ่งความแตกต่างของอุณหภูมิ (thermal gradient) คือ ปัจจัยที่สำคัญ

#### 2.1.3.5 ประเภทของกลไกการเกิดนิวคลีเอที่อยู่ในโลหะที่หลอมเหลว

กลไกของการเกิดนิวคลีเอซึ่งเป็นอนุภาคของแข็งเล็กๆ ที่อยู่ในโลหะที่หลอมเหลวมี 2 กลไก ดังนี้ คือ

1) กลไกการเกิดนิวคลีเอแบบเอกพันธ์ (Homogeneous nucleation) เป็นกลไกที่ง่ายที่สุดมักจะถูกนำมาพิจารณาก่อน กล่าวคือ กลไกนี้มักจะเกิดขึ้นในกระบวนการการแข็งตัวของโลหะบริสุทธิ์ที่มีอุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิของจุดเยือกแข็งสมดุล (Equilibrium freezing) ของโลหะนั้นมากจนนิวคลีเอที่เกิดขึ้นโดยกลไกนี้ จะเกิดจากการเคลื่อนตัวของอะตอมโลหะอย่างช้าๆ มาเกิดพันธะระหว่างกันจนกระทั่งได้ขนาดที่อยู่ตัว เรียกว่า นิวเคลียส (nucleus) ซึ่งจะอยู่ตัว และเกิดเป็นผลึกต่อไป

พลังงานที่เกี่ยวข้องในกลไกของการเกิดนิวคลีเอแบบเอกพันธ์ ประกอบด้วยการเปลี่ยนแปลงพลังงาน 2 ชนิด คือ

1.1) พลังงานอิสระเชิงปริมาตร (Volume หรือ Bulk free energy;  $\Delta G_v$ ) ซึ่งพลังงานส่วนนี้จะให้ออกมาเมื่อมีการแข็งตัวของโลหะที่หลอมเหลว ซึ่งมีค่าเป็นลบ

1.2) พลังงานอิสระเชิงพื้นผิว (Surface free energy;  $\Delta G_s$ ) เป็นพลังงานที่ต้องการเพื่อทำให้เกิดของแข็งใหม่ของอนุภาคของแข็งนิวคลีเอ ซึ่งมีค่าเป็นบวก

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2) กระบวนการเกิดนิวคลีโอแบบวิวิธพันธ์ (Heterogeneous nucleation) เป็นกลไกที่นิวคลีโอเกิดขึ้นภายในโลหะที่หลอมเหลวบนผิวของภาชนะบรรจุสิ่งเจือปน หรือวัสดุอื่น ซึ่งพลังงานอิสระที่ต้องการเพื่อทำให้เกิดนิวคลีโอเกิดขึ้นภายในโลหะที่หลอมเหลวบนผิวของภาชนะบรรจุสิ่งเจือปน หรือวัสดุอื่น ซึ่งพลังงานอิสระที่ต้องการเพื่อทำให้เกิดนิวคลีโอที่อยู่ตัวนั้นจะต่ำกว่าที่ต้องการในกลไกของกระบวนการเกิด นิวคลีโอแบบเอกพันธ์ ดังนั้น จึงต้องการปริมาณ Undercooling ไม่สูงมากนัก และโดยทั่วไปเรามักจะพบว่ากระบวนการหล่อโลหะในอุตสาหกรรม มักจะทำได้ Undercooling ไม่สูงมาก คือระหว่าง  $0.1-10^{\circ}\text{C}$  จึงอาจกล่าวได้ว่า การเกิดนิวคลีโอในอุตสาหกรรมหล่อโลหะมักจะเป็นแบบวิวิธพันธ์มากกว่าแบบเอกพันธ์

### 2.1.7 ทฤษฎีการดูดซึมของอนุภาคนาโน [27]

การเติมอนุภาคนาโนลงไปโลหะบัดกรีนั้นจะช่วยยับยั้งการเจริญเติบโตของเกรนของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะด้วยการลดพลังงานพื้นผิวของเกรนของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นหลังจากการแข็งตัว โดยสามารถอธิบายได้จากการดูดซึมของอนุภาคนาโน ซึ่งพลังงานพื้นผิวของเกรนของสารประกอบเชิงโลหะแสดงดังสมการที่ 2.6

$$\sum_N \gamma_c^N S_N = \sum_N \left( \gamma_0^N - RT \int_0^c \frac{\Pi^N}{c} dc \right) S_N \quad (2.6)$$

$$\sum_N \gamma_c^N S_N = \sum_N \gamma_0^N S_N - RT \sum_N S_N \int_0^c \frac{\Pi^N}{c} dc \rightarrow \min \quad (2.7)$$

โดยที่	C	คือ ความเข้มข้นของอนุภาคนาโน
	$\gamma_0^N$	คือ แรงตึงผิวของอนุภาค $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ตัวที่ N ที่ปราศจากการดูดซึมจากอนุภาคนาโน
	$\gamma^N$	คือ แรงตึงผิวของอนุภาค $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ตัวที่ N
	$\gamma_c^N$	คือ แรงตึงผิวของอนุภาค $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ตัวที่ N ที่ถูกดูดซึมจากอนุภาคนาโน
	$S_N$	คือ พื้นที่ของอนุภาค $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ตัวที่ N
	$\Pi^N$	คือ ปริมาณการดูดซึมทั้งหมดของอนุภาคนาโนที่อนุภาค $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ตัวที่ N
	N	คือ ค่าคงที่ของแก๊ส
	R	คือ ค่าคงที่ของแก๊ส
	T	คือ อุณหภูมิสัมบูรณ์ (Absolute temperature)

กำหนดให้ปริมาตรของสารประกอบเชิงโลหะมีค่าคงที่ พลังงานพื้นผิวของระนาบต้องมีค่าต่ำที่สุดในสภาวะสมดุล ในสมการที่ 2.7  $\sum_N \gamma_0^N S_N$  ถูกสมมุติให้มีค่าคงที่เนื่องจากไม่ได้ขึ้นอยู่กับความเข้มข้นของอนุภาคนาโน ดังนั้น  $\sum_N S_N \int_0^c \frac{\Pi^N}{c} dc$  ต้องมีค่ามากที่สุด เพื่อให้พลังงานพื้นผิวของเกรนของสารประกอบเชิงโลหะมีค่าต่ำที่สุด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

### 2.2.1 จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี

จุดหลอมเหลวถือว่าเป็นปัจจัยสำคัญในการพัฒนาโลหะบัดกรีเพื่อนำมาใช้กับอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ ในปัจจุบันอุปกรณ์ที่ใช้ในการดำเนินการผลิตถูกออกแบบมาเพื่อใช้กับอุณหภูมิ 456 K ซึ่งเป็นอุณหภูมิจุดยูเทกติกของ Sn-Pb ถ้าจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีเชิงประกอบที่ถูกพัฒนามีอุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิของอุปกรณ์ที่ใช้ในการดำเนินการผลิตทำให้ผู้ประกอบการจำเป็นต้องจัดหาอุปกรณ์ในการผลิตใหม่ [29] ดังนั้นในการพัฒนาโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโน อนุภาคนาโนที่ใช้ไม่ควรทำให้จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น

จากการสำรวจงานวิจัยต่างๆพบว่า ในการทำโลหะบัดกรีเชิงประกอบโดยการเติมอนุภาคนาโนลงไปโลหะบัดกรีจะมีผลกระทบต่อการเปลี่ยนแปลงจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีในหลากหลายลักษณะ เช่น ในงานวิจัยของ Nai และคณะ [30,31] ที่ศึกษาอิทธิพลของของอนุภาคนาโน MWCNTs ต่อจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag ด้วยเครื่อง DSC พบว่าการเติมอนุภาคนาโน MWCNTs ไม่มีนัยสำคัญต่อการเปลี่ยนแปลงจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag เช่นเดียวกับงานวิจัยของ Shen และคณะ [32] ได้ศึกษาจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโน Sn-3.5Ag-ZrO<sub>2</sub> ผลการทดสอบชี้ให้เห็นว่าจุดหลอมเหลวโลหะบัดกรี Sn-Ag ไม่มีการเปลี่ยนแปลงเมื่อเติมอนุภาคนาโน ZrO<sub>2</sub> ขณะที่ยังงานวิจัยของ Kumar และคณะ [33,34] พบว่าจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีที่เติม SWCNT มีอุณหภูมิที่ลดลงเล็กน้อยเมื่อเทียบกับโลหะบัดกรีพื้นฐาน การเปลี่ยนแปลงของจุดหลอมเหลวสามารถอธิบายได้จากพลังงานพื้นผิวที่มีพลังงานสูง และปฏิกิริยาผิวสัมผัสที่ไม่เสถียรของโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโน เช่นเดียวกับงานวิจัยของ Liu และคณะ [8] ที่พบว่าจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu มีอุณหภูมิลดลงเมื่อเติมอนุภาคนาโน SiC โดยจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนมีอุณหภูมิต่ำกว่าโลหะบัดกรีพื้นฐาน 1 K ซึ่งคาดว่า การลดลงของจุดหลอมเหลวเป็นผลมาจากการเพิ่มขึ้นของพื้นผิวที่ไม่เสถียรของโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโน เนื่องจากการเติมอนุภาคนาโน SiC ที่มีพลังงานพื้นผิวอิสระสูง อย่างไรก็ตามในบางงานวิจัยพบว่าการเติมอนุภาคนาโนลงในโลหะบัดกรีมีผลให้จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น เช่น El-Daly และคณะ [7] พบว่าการเติมอนุภาคนาโน SiC ลงในโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.5Cu เพื่อทำให้เป็นโลหะบัดกรีเชิงประกอบ ทำให้จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิจัยของ Tay และคณะ [35] ในการทำโลหะบัดกรีเชิงประกอบโดยเติมอนุภาคนาโน Co ลงในโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu แล้วทำให้จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น และผลการวิจัยของ Tsao [36] ก็พบเช่นเดียวกันว่าจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-0.5Cu เพิ่มขึ้น และช่วงอุณหภูมิการหลอมเหลวกว้างขึ้น เมื่อเติมอนุภาคนาโน TiO<sub>2</sub>

### 2.2.2 ความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีบนแผ่นรอง

การเติมอนุภาคนาโนลงไปโลหะบัดกรี พบว่ามีผลกระทบต่อความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีบนแผ่นรอง ทำให้ความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีบนแผ่นรองมีแนวโน้มลดลงตามปริมาณของอนุภาคนาโนที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากอนุภาคนาโนที่เติมเข้าไปทำให้ความหนืดของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น และ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

อนุภาคนาโนจะเป็นตัวยับยั้งการแพร่กระจายของหยดโลหะเหลวบนแผ่นรอง อย่างไรก็ตามการเติมอนุภาคนาโนในปริมาณเล็กน้อยสามารถปรับปรุงการเปียกของโลหะบัดกรีกับแผ่นรองได้ ซึ่งยังไม่มีการวิจัยใดที่สามารถอธิบายเหตุผลของปรากฏการณ์ได้อย่างชัดเจน เช่น งานวิจัยของ Tai และคณะ [37] พบว่า โลหะบัดกรีเชิงประกอบ Sn-0.7Cu ที่เติมอนุภาคนาโน Ag ในปริมาณ 0.5 wt% มีความสามารถในการเปียกที่ดีกว่าโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu อย่างไรก็ตามเมื่อปริมาณของอนุภาคนาโนมีมากขึ้น ความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีเชิงประกอบบนแผ่นรองทองแดงมีค่าที่ลดลง งานวิจัยของ Yue และคณะ [38] พบว่าการเติมอนุภาคนาโน  $Fe_2O_3$  ในปริมาณ 0.2-1 wt% ลงในโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.7Cu สามารถช่วยปรับปรุงความสามารถในการเปียก เมื่ออนุภาคนาโน  $Fe_2O_3$  ที่ผสมอยู่ในโลหะบัดกรีมีปริมาณไม่เกิน 0.4 wt% และเมื่อปริมาณของอนุภาคนาโน  $Fe_2O_3$  มีมากกว่า 0.4 wt% ส่งผลให้ความสามารถในการเปียกมีค่าลดลง

### 2.2.3 ความสามารถในการพิมพ์ของโลหะบัดกรีแบบครีม

กระบวนการพิมพ์ถือว่ามีสำคัญในอุตสาหกรรมประกอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ เนื่องจากข้อบกพร่องส่วนใหญ่ที่เกิดขึ้น เช่น การทรุดตัว (Slumping) และ การเกิดบริดจ์ (Bridging) มีผลมาจากความความผิดพลาดในกระบวนการพิมพ์ของโลหะบัดกรีแบบครีม โดยในการประกอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ขนาดเล็กมีความจำเป็นต้องลดขนาดรูของ Stencil ให้มีขนาดเล็กลงส่งผลให้เกิดการอุดตันในรูของ Stencil ได้ง่ายขึ้น และทำให้เกิดการส่งผ่านที่ไม่สมบูรณ์ของโลหะบัดกรีแบบครีมไปยังแผ่น PCB ซึ่งในงานวิจัยของ Durairaj และคณะ [39] ได้กล่าวไว้ว่ากระบวนการพิมพ์จะประกอบไปด้วยขั้นตอน 4 ขั้นตอน ได้แก่ การวางก้อนโลหะบัดกรีแบบครีมไว้ด้านบนของ Squeegee ซึ่งเป็นแท่งไม้หุ้มด้วยยางไว้สำหรับปาดโลหะบัดกรี การเติมโลหะบัดกรีลงในรูของ stencil และการดึง stencil ออกเพื่อให้โลหะบัดกรีหลุดออกจากรูของ stencil โดยในงานวิจัยของ Durairaj และคณะ [40] พบว่าขั้นตอนที่มีความสำคัญต่อความสามารถในการพิมพ์คือ ขั้นตอนการเติมโลหะบัดกรีลงในรูของ Stencil และขั้นตอนการดึง Stencil ออกเพื่อให้โลหะบัดกรีหลุดออกจากรูของ Stencil ซึ่งประสิทธิภาพของทั้ง 2 ขั้นตอนนี้ขึ้นอยู่กับ Rheology ของโลหะบัดกรีแบบครีม ซึ่งในขั้นตอนการเติมโลหะบัดกรีลงในรูของ Stencil โลหะบัดกรีแบบครีมที่ถูกปาดด้วย Squeegee จะต้องมีค่าความหนืดต่ำเพียงพอที่จะไหลลงในช่องว่างของ Stencil และในขณะที่ดึง Stencil ออกความหนืดของโลหะบัดกรีต้องมีมากพอที่จะเอาชนะแรงเชื่อมแน่น (Cohesive force) ของผนังด้านในของช่อง Stencil ซึ่งการพิมพ์ที่ดีถูกจำกัดความจากปริมาตรของก้อนโลหะบัดกรีที่ทำการพิมพ์ลงบนแผ่นรอง คือ ปริมาตรของก้อนโลหะบัดกรีที่ถูกพิมพ์ลงบนแผ่นรองควรมีปริมาตรเท่ากับปริมาตรรูของ Stencil อย่างไรก็ตามในสภาพแวดล้อมการผลิตปริมาตรของก้อนโลหะบัดกรีที่ถูกพิมพ์ลงบนแผ่นรองมักมีปริมาตรที่น้อยกว่าปริมาตรรู ของ Stencil ที่มีสาเหตุมาจากแรงเชื่อมแน่นของโลหะบัดกรีกับผนังด้านในรูของ Stencil ดังนั้นถ้าสามารถควบคุมขั้นตอนทั้ง 2 ให้ดำเนินการอย่างมีประสิทธิภาพแล้วจะสามารถช่วยลดข้อบกพร่อง และเพิ่มประสิทธิภาพของผลผลิตได้ดียิ่งขึ้น นอกจากนี้ประสิทธิภาพการพิมพ์ยังถูกควบคุมด้วยจำนวนตัวแปรของกระบวนการพิมพ์ ซึ่งสามารถแบ่งออกได้เป็น 4 กลุ่ม ได้แก่ เครื่องพิมพ์ Stencil สภาพแวดล้อม และโลหะบัดกรีแบบครีม โดยตัวแปรบางตัวสามารถที่จะปรับเปลี่ยนค่าได้ ตัวอย่างเช่น Stencil ขณะที่คุณสมบัติของโลหะบัดกรีแบบครีม เช่น ความหนืดจะเปลี่ยนแปลงอย่างต่อเนื่องในช่วงวัฏจักรการพิมพ์

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

#### 2.2.4 สารประกอบเชิงโลหะ

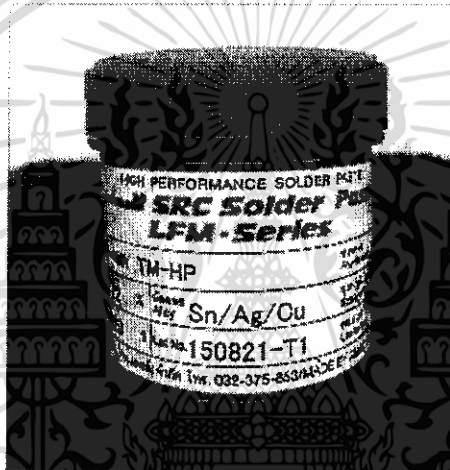
กระบวนการที่สำคัญสำหรับการเชื่อมตติโลหะบัดกรี คือ การทำให้เกิดเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compound, IMC) บริเวณรอยต่อของผิวโลหะ โดยมีหน้าที่เชื่อมตติระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นรอง อย่างไรก็ตามชั้นของสารประกอบเชิงโลหะที่หนาเกินไปจะส่งผลให้ Fatigue life ของรอยบัดกรีลดลงอย่างมีนัยสำคัญ ซึ่งอาจทำให้เกิดการแตกหักภายในชั้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหรือตามแนวบัดกรีระหว่างโลหะบัดกรี และชั้นสารประกอบเชิงโลหะ [3,5] ดังนั้นจึงเป็นสิ่งจำเป็นในการป้องกันไม่ให้ชั้นสารประกอบเชิงโลหะบริเวณรอยต่อมีการเติบโตที่มากเกินไป โดยในงานวิจัยของ Tang และคณะ [3] ได้ศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโน  $\text{TiO}_2$  ต่อการเติบโตของสารประกอบเชิงโลหะในรอยบัดกรีของโลหะบัดกรี  $\text{Sn-3.0Ag-0.5Cu-xTiO}_2$  พบว่าเมื่อเริ่มการก่อตัวของสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{TiO}_2$  จะอยู่ในรูปของอนุภาคขนาดเล็กที่กระจายตัวอยู่ในรอยต่อโลหะบัดกรี การมีอยู่ของอนุภาคนาโน  $\text{TiO}_2$  จะลดพลังงานแบริ่งของการเกิดนิวเคลียส  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ทำให้อัตราการเกิดนิวเคลียส (Nucleation rate) เพิ่มขึ้น และทำให้เกรนของ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  มีขนาดเล็กลง (Refine grain) ซึ่งเป็นการป้องกันการบ่มเกรน (Grain ripening) ของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ ดังนั้นความแตกต่างระหว่างรัศมีเกรนของสารประกอบเชิงโลหะในรอยต่อของโลหะบัดกรีที่เติม  $\text{TiO}_2$  จะมีขนาดเล็กกว่าในรอยต่อของโลหะบัดกรีที่ไม่ได้เติม  $\text{TiO}_2$  นอกเหนือจากการเพิ่มขึ้นของอัตราการเกิดนิวเคลียส และการทำให้เกรนมีขนาดเล็กลง การเติมอนุภาคนาโนยังส่งผลต่อการยับยั้งการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี  $\text{Sn-3.0Ag-0.5Cu-xTiO}_2$  โดยสามารถอธิบายได้จากทฤษฎีการดูดซึมของอนุภาคนาโน  $\text{TiO}_2$  นอกจากนี้ยังพบว่าขนาดที่แตกต่างกันของอนุภาคนาโนที่เติมลงในโลหะบัดกรีจะมีผลต่อขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นบริเวณรอยบัดกรี ซึ่งในงานวิจัยของ Zhao และคณะ [41] ได้ศึกษาอิทธิพลของขนาดของอนุภาคนาโน  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  ต่อการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี  $\text{Sn-1.0Ag-0.5Cu}$  โดยจะทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคหลังจากการบัดกรี และหลังจากการบ่มเพาะความร้อนที่อุณหภูมิ  $150^\circ\text{C}$  เป็นเวลา 100, 200 และ 300 ชั่วโมงตามลำดับ จากผลการทดสอบโครงสร้างจุลภาคบริเวณรอยบัดกรีหลังการบัดกรีพบว่าขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเล็กลงเมื่ออนุภาคนาโนที่เติมลงในโลหะบัดกรีมีขนาดเฉลี่ย 20 และ 50 nm แต่มีขนาดที่เพิ่มขึ้นเมื่อเติมอนุภาคนาโนที่มีขนาด 200 nm ลงในโลหะบัดกรี โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเล็กที่สุดเมื่ออนุภาคนาโนมีขนาด 20 nm นอกจากนี้ความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนที่เติมอนุภาค  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  ขนาด 20 nm ยังมีขนาดเล็กกว่าโลหะบัดกรีพื้นฐานในทุกช่วงเวลาการบ่มความร้อน อย่างไรก็ตามเมื่อเติมอนุภาค  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  ขนาด 200 nm ลงในโลหะบัดกรีพบว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะมีขนาดที่ใหญ่กว่าโลหะบัดกรีพื้นฐานในทุกช่วงเวลาการบ่มความร้อน จากปรากฏการณ์นี้แสดงให้เห็นว่าอนุภาค  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  สามารถยับยั้งการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้ แต่ประสิทธิภาพการยับยั้งการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนที่เติมอนุภาค  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  ขนาดเล็กกว่าจะให้ประสิทธิภาพที่ดีกว่าทั้งหลังการบัดกรี และหลังการบ่มความร้อน

### บทที่ 3

#### วิธีดำเนินการวิจัย

#### 3.1 คุณสมบัติของโลหะบัดกรี

โลหะบัดกรีที่ใช้ในงานวิจัยนี้คือ โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแบบครีมนสูตร Sn-3.0Ag-0.5Cu (SAC305) รุ่น LFM-48W TM-HP จาก บริษัท อัลมิต ไทยแลนด์ จำกัด แสดงดังรูปที่ 3.1 ซึ่งภายในโลหะบัดกรี SAC305 ประกอบไปด้วยผงโลหะที่มีขนาดอนุภาค 20-38  $\mu\text{m}$  ผสมอยู่กับ ฟลักซ์ 12 % โดยโลหะบัดกรี SAC305 มีอุณหภูมิโซลิดัส (Solidus temperature) และ อุณหภูมิลิกวิดัส (Liquids temperature) เท่ากับ 217 และ 220 $^{\circ}\text{C}$  ตามลำดับ ขณะที่ฟลักซ์มีจุดหลอมเหลวอยู่ที่ 80 $^{\circ}\text{C}$  ความหนาแน่นของโลหะบัดกรีแบบครีมนี้น่าเท่ากับ 4.17  $\text{g}/\text{cm}^3$  และมีค่าความหนืดอยู่ในช่วง 150-300 Pa·s [42]

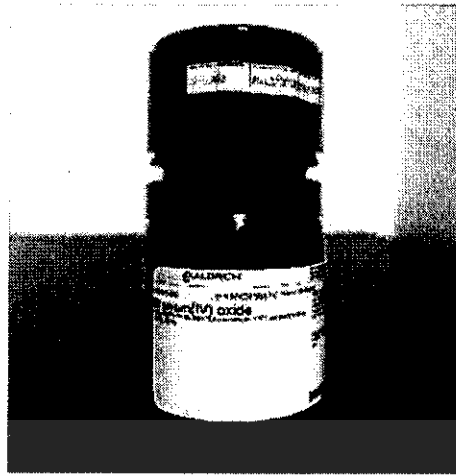


รูปที่ 3.1 โลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu (SAC305)

#### 3.2 คุณสมบัติของอนุภาคที่เติมลงในโลหะบัดกรี

##### 3.2.1 อนุภาคนาโน Mn-doped $\text{TiO}_2$

อนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  เป็นอนุภาคนาโนชนิดใหม่ที่เจือด้วยธาตุ Mn ในปริมาณ 1 % จาก บริษัท Aldrich ดังแสดงในรูปที่ 3.2 ซึ่งอนุภาคนาโนชนิดนี้มีความบริสุทธิ์ 97 % ขนาดอนุภาคเล็กกว่า 100 nm พื้นที่ผิวมีขนาดมากกว่า 14  $\text{m}^2/\text{g}$  และมีค่าความหนาแน่นเท่ากับ 4.26  $\text{g}/\text{mL}$  ที่ 25  $^{\circ}\text{C}$  โดยผลการทดสอบลักษณะพื้นผิวและการรวมตัวกันเป็นกลุ่มก้อนของอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (Transmission Electron Microscope; TEM) แสดงดังรูปที่ 3.3 [43]



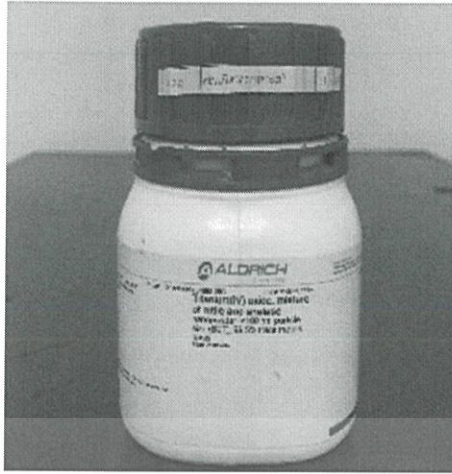
รูปที่ 3.2 อนุภาคนาโน Mn-doped TiO<sub>2</sub>



รูปที่ 3.3 ลักษณะพื้นผิวและการรวมตัวกันของอนุภาคนาโน Mn-doped TiO<sub>2</sub>

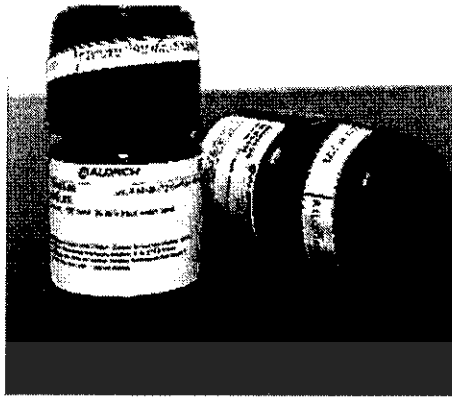
### 3.2.1 อนุภาคนาโน TiO<sub>2</sub>

อนุภาคนาโน TiO<sub>2</sub> ที่ใช้ในงานวิจัยนี้ แสดงดังในรูปที่ 3.4 เป็นผลิตภัณฑ์จาก บริษัท Aldrich ซึ่งอนุภาคนาโนชนิดนี้มีความบริสุทธิ์ 99.5 % มีขนาดอนุภาคเล็กกว่า 100 nm และมีค่าความหนาแน่นเท่ากับ 4.17 g/mL นอกจากนี้อนุภาคนาโน TiO<sub>2</sub> ชนิดนี้ยังมีโครงสร้างผลึกแบบ rutile และ anatase [44] โดยลักษณะพื้นผิวและการรวมตัวกันของอนุภาคนาโน TiO<sub>2</sub> แสดงดังรูปที่ 3.5

รูปที่ 3.4 อนุภาคนาโน  $\text{TiO}_2$ รูปที่ 3.5 ลักษณะพื้นผิวและการรวมตัวกันของอนุภาคนาโน  $\text{TiO}_2$ 

### 3.2.1 อนุภาค In

อนุภาค In ที่ใช้ในงานวิจัยนี้ แสดงดังในรูปที่ 3.6 เป็นผลิตภัณฑ์จาก บริษัท Aldrich ซึ่งอนุภาคชนิดนี้มีความบริสุทธิ์ 99.99 เปอร์เซ็นต์ มีขนาดอนุภาคเล็กกว่า  $149 \mu\text{m}$  ค่าความต้านทานไฟฟ้าเท่ากับ  $8.37 \mu\Omega\text{-cm}$  และมีค่าความหนาแน่นเท่ากับ  $7.3 \text{ g/mL}$  ที่  $25^\circ\text{C}$  [45] โดยลักษณะพื้นผิวและการรวมตัวกันของอนุภาค In แสดงดังรูปที่ 3.7



รูปที่ 3.6 อนุภาค In



รูปที่ 3.7 ลักษณะพื้นผิวและการรวมตัวกันของอนุภาค In

### 3.3 การเตรียมโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโน

โลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนแต่ละชนิดได้จากการผสมโลหะบัดกรีพื้นฐานร่วมกับอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$ , และ In ด้วยวิธีการกวนผสมเป็นเวลา 30 นาที เพื่อให้อนุภาคนาโนกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในเนื้อโลหะบัดกรี โดยการทดลองนี้จะใช้โลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu (SAC305) เป็นโลหะบัดกรีพื้นฐาน และผสมอนุภาคนาโนอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ  $\text{TiO}_2$  ปริมาณ 0, 0.05, 0.1, 0.5, และ 1% โดยน้ำหนัก ส่วน In จะถูกผสมด้วยปริมาณเพียง 0.5% โดยน้ำหนักเนื่องมาจากเป็นธาตุที่มีราคาสูง โดยส่วนผสมของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดแสดงดังตารางที่ 3.1

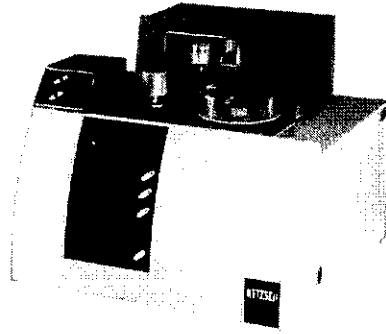
ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมของตัวอย่างที่ใช้ทำการทดสอบ

โลหะบัดกรี	ส่วนประกอบ (wt%)			
	SAC305	Mn-doped TiO <sub>2</sub>	TiO <sub>2</sub>	In
SAC305	100	0	0	0
SAC305-0.05Mn-doped TiO <sub>2</sub>	99.95	0.05	0	0
SAC305-0.10Mn-doped TiO <sub>2</sub>	99.90	0.10	0	0
SAC305-0.50Mn-doped TiO <sub>2</sub>	99.50	0.50	0	0
SAC305-1.00Mn-doped TiO <sub>2</sub>	99.00	1.00	0	0
SAC305-0.05Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	99.45	0.05	0	0.5
SAC305-0.10Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	99.40	0.10	0	0.5
SAC305-0.50Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	99.00	0.50	0	0.5
SAC305-1.00Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	98.50	1.00	0	0.5
SAC305-0.05TiO <sub>2</sub>	99.95	0	0.05	0
SAC305-0.10TiO <sub>2</sub>	99.90	0	0.10	0
SAC305-0.50TiO <sub>2</sub>	99.50	0	0.50	0
SAC305-1.00TiO <sub>2</sub>	99.00	0	1.00	0
SAC305-0.05TiO <sub>2</sub> -0.5In	99.45	0	0.05	0.5
SAC305-0.10TiO <sub>2</sub> -0.5In	99.40	0	0.10	0.5
SAC305-0.50TiO <sub>2</sub> -0.5In	99.00	0	0.50	0.5
SAC305-1.00TiO <sub>2</sub> -0.5In	98.50	0	1.00	0.5

### 3.4 ขั้นตอนการทดลอง

#### 3.4.1 การทดสอบอุณหภูมิจุดหลอมเหลว

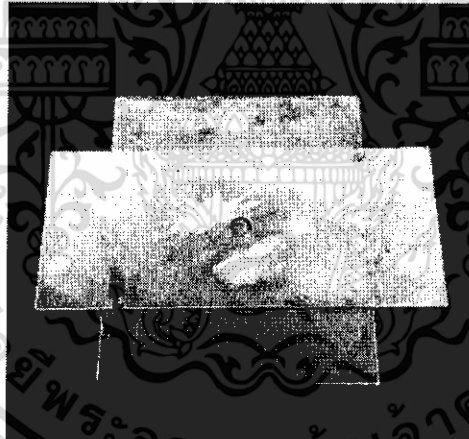
นำโลหะบัดกรีในแต่ละส่วนผสมไปทดสอบอุณหภูมิจุดหลอมเหลวด้วยเครื่อง DSC รุ่น NETZSCH DSC 204 ดังรูปที่ 3.8 การทดสอบจะทดสอบภายใต้บรรยากาศ N<sub>2</sub> ขึ้นงานในการทดสอบแต่ละชิ้นมีน้ำหนักประมาณ 8 mg ซึ่งอัตราการให้ความร้อนอยู่ที่ 10 °C/min โดยเริ่มจากอุณหภูมิตั้งต้นที่ 25 °C จนถึง 350 °C



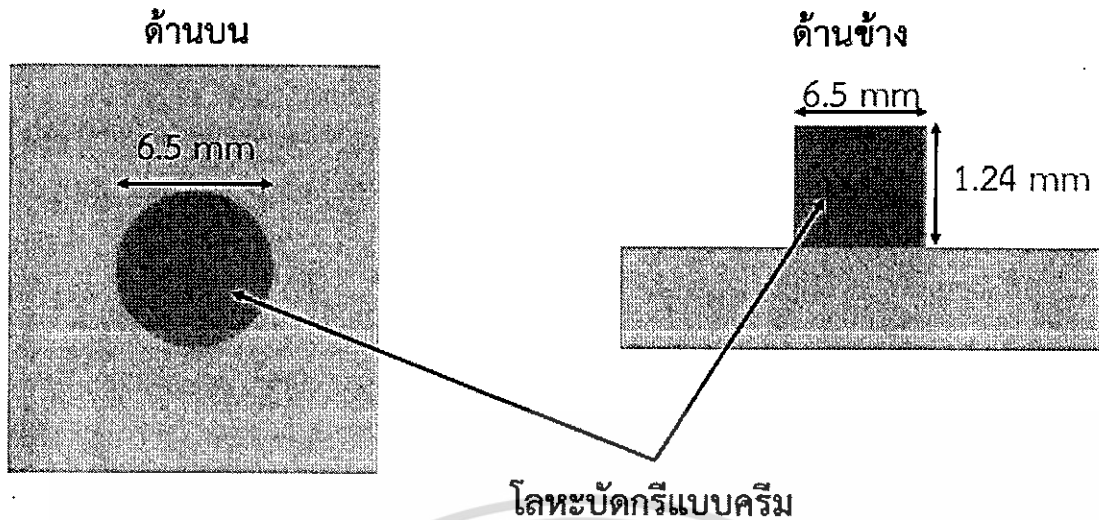
รูปที่ 3.8 เครื่อง DSC สำหรับทดสอบอุณหภูมิจุดหลอมเหลว [46]

#### 3.4.2 การพิมพ์โลหะบัดกรีลงบนแผ่นทองแดง

เริ่มจากการนำแผ่นทองแดงความบริสุทธิ์ 99.99% ชนิด OFHC (Oxygen-free high conductivity) ที่มีขนาด 30x30x0.35 มิลลิเมตร มาทำความสะอาดด้วยสารละลายไฮโซโพรพิลแอลกอฮอล์ ตามมาตรฐาน JIS Z 3284 จากนั้นนำโลหะบัดกรีแต่ละชนิดมาพิมพ์ลงบนแผ่นทองแดงด้วยแม่พิมพ์เหล็กกล้าไร้สนิม 304 ดังรูปที่ 3.9 โดยชิ้นงานที่ได้จะมีลักษณะเป็นทรงกระบอกที่มีเส้นผ่านศูนย์กลาง 6.5 mm และสูง 1.24 mm ตามมาตรฐาน JIS Z3198-3:2003 ดังรูปที่ 3.10



รูปที่ 3.9 แม่พิมพ์โลหะบัดกรี



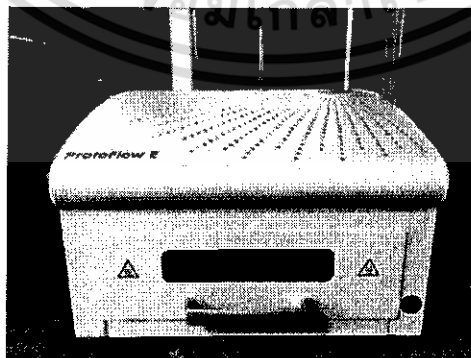
รูปที่ 3.10 โลหะบัดกรีหลังการพิมพ์

การวัดความสามารถในการพิมพ์ของโลหะบัดกรีนั้น จะทำการวัดปริมาตรของโลหะบัดกรีที่ถูกพิมพ์ลงบนแผ่นทองแดง จากนั้นนำค่าที่วัดได้มาคำนวณหาความสามารถในการพิมพ์ ดังสมการที่ 3.1 โดย  $P\%$  คือความสามารถในการพิมพ์ของโลหะบัดกรี  $V$  คือ ปริมาตรของโลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดงหลังการพิมพ์ และ  $V_0$  คือ ปริมาตรของโลหะบัดกรีที่ถูกบรรจุเต็มปริมาตรของแม่พิมพ์

$$P\% = \frac{V}{V_0} \times 100 \quad (3.1)$$

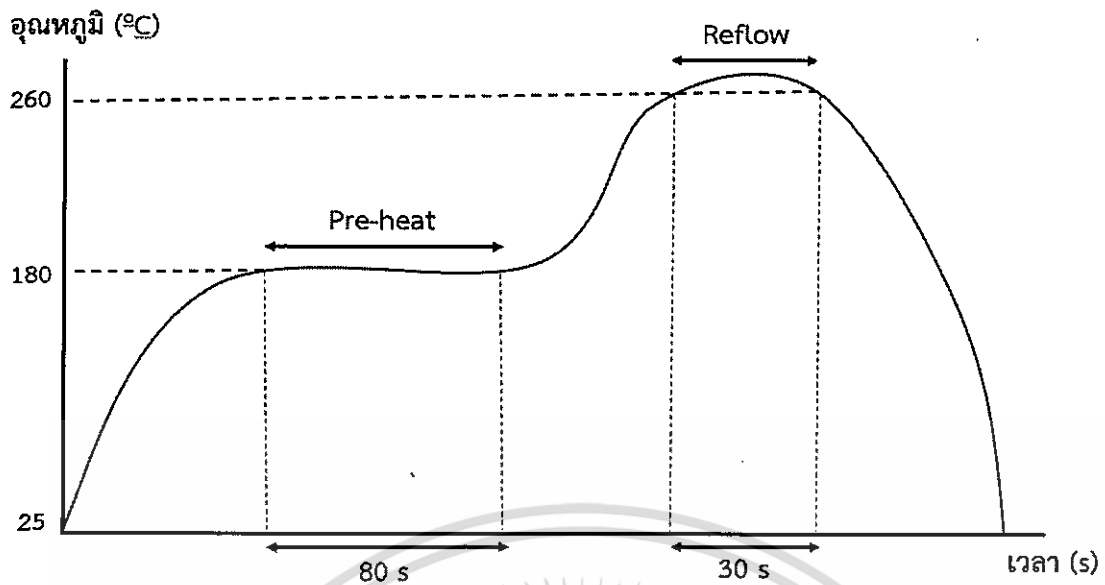
#### 3.4.3 การบัดกรี

นำชิ้นงานที่เตรียมไว้ไปบัดกรี โดยวิธีการ Reflow ด้วยเครื่อง Reflow ยี่ห้อ LPKF รุ่น Protoflow E ดังแสดงในรูปที่ 3.11 การบัดกรีจะบัดกรีที่อุณหภูมิ  $260^\circ\text{C}$  เป็นเวลา 30 วินาที ดังแสดง Reflow profile ตามมาตรฐานของ IPC/JEDEC: J-STD-020D-01 [47] ในรูปที่ 3.12 จากนั้นปล่อยให้เย็นตัวในอากาศและล้างคราบฟลักซ์ออกด้วยเอทานอล โดยชิ้นงานแสดงดังรูปที่ 3.13

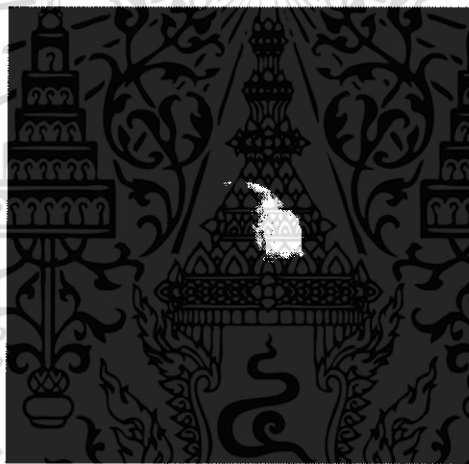


รูปที่ 3.11 เครื่อง reflow ยี่ห้อ LPKF รุ่น Protoflow E

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



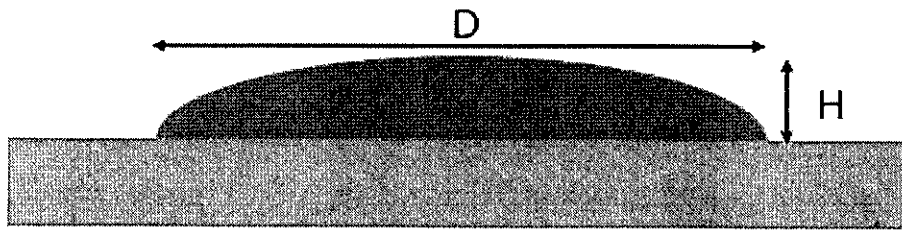
รูปที่ 3.12 Reflow profile



รูปที่ 3.13 ชิ้นงานหลังการบัดกรี

ความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีจะถูกศึกษาในรูปแบบของ ตัวประกอบการกระจายตัว อัตราส่วนการกระจายตัว และมุมสัมผัส ซึ่งการวัดค่าความสามารถในการเปียกนั้น จะใช้ไมโครมิเตอร์วัด ความสูงของโลหะบัดกรีที่จุดสูงสุด และใช้โปรแกรม Image pro express วัดพื้นที่ และเส้นรอบวงของ โลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดง จากนั้นนำค่าที่วัดได้จากชิ้นงานมาคำนวณหาตัวประกอบการกระจายตัว อัตราส่วนการกระจายตัว และมุมเปียก

ตัวประกอบการกระจายตัวสามารถหาได้จากสมการที่ 3.2 โดยที่  $S_f$  คือ ตัวประกอบการกระจายตัว  $H$  คือ ความสูงของโลหะบัดกรีที่แผ่กระจาย และ  $D$  คือ เส้นผ่านศูนย์กลางของโลหะบัดกรีหลังการ บัดกรี ดังแสดงในรูปที่ 3.14



รูปที่ 3.14 ความสูงและเส้นผ่านศูนย์กลางของโลหะบัดกรี

$$S_f = \frac{D - H}{D} \times 100 \quad (3.2)$$

อัตราส่วนการกระจายตัวสามารถหาได้จากสมการที่ 3.3 โดย  $S_r$  คือ อัตราส่วนการกระจายตัว  $A$  คือ พื้นที่การกระจายตัวของโลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดง และ  $A_0$  คือ พื้นที่หน้าตัดของโลหะบัดกรีก่อนการบัดกรี

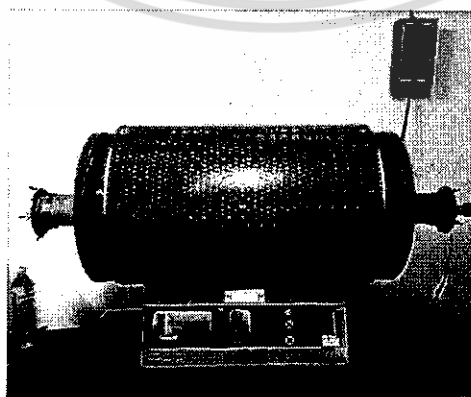
$$S_r = \frac{A}{A_0} \quad (3.3)$$

มุมเปียกสามารถหาได้จากสมการที่ 3.4 โดย  $\theta$  คือ มุมเปียกของโลหะบัดกรีหลังการบัดกรี

$$\theta = \arctan\left(\frac{2h}{D}\right) \quad (3.4)$$

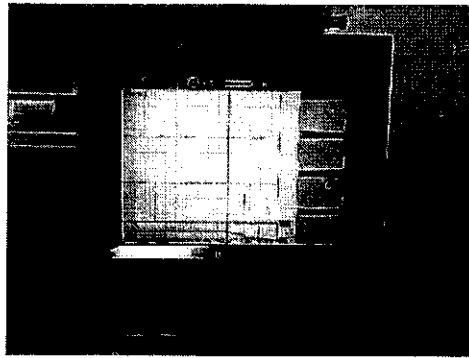
#### 3.4.4 การบ่มด้วยความร้อน

หลังจากการบัดกรีนำชิ้นงานแต่ละส่วนผสมบ่มด้วยความร้อนในน้ำมันแร่ (Mineral oil) ด้วยเตาอบแบบท่อ (Tube furnace) ยี่ห้อ CARBOLITE รุ่น STF 15/450 ดังแสดงในรูปที่ 3.15 ที่อุณหภูมิ 170 °C โดยใช้เวลาในการบ่มที่ 1, 10, 100 และ 1000 ชั่วโมง หลังจากการบ่มปล่อยให้เย็นตัวในอากาศที่อุณหภูมิห้อง สำหรับการตรวจสอบความแปรปรวนของอุณหภูมิ และระยะเวลาการบ่มจะใช้เครื่องเก็บข้อมูลยี่ห้อ YOKOGAWA รุ่น DQA STATION DX 100 ในการบันทึกข้อมูลตลอดเวลาการบ่มดังแสดงในรูปที่ 3.16



รูปที่ 3.15 เตาอบแบบท่อ

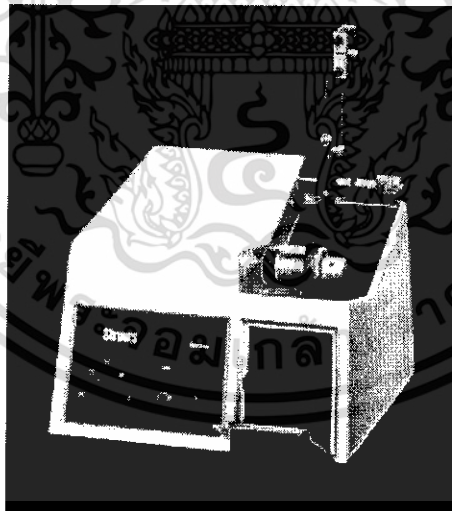
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



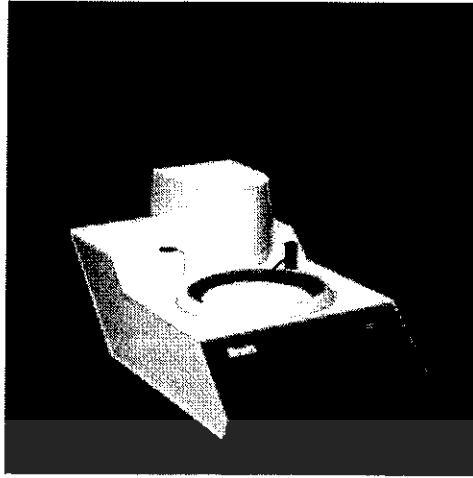
รูปที่ 3.16 เครื่องบันทึกข้อมูล

#### 3.4.5 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

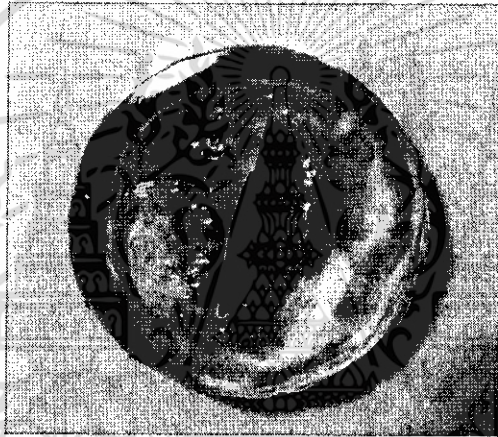
เพื่อที่จะสังเกตรอยบัดกรี ชิ้นงานจะถูกนำมาทำภาคตัดขวางด้วยเครื่องตัดแรงโน้มถ่วงยี่ห้อ Struers รุ่น Minitom ดังรูปที่ 3.17 และหล่อด้วย Epoxy จากนั้นทำการขัดผิวชิ้นงานด้วยกระดาษทรายเบอร์ 100, 1000 และ 4000 ตามลำดับ จากนั้นขัดบนผ้าสักหลาดด้วยผงอะลูมินาขนาด 1 และ 0.3  $\mu\text{m}$  ตามลำดับ โดยใช้เครื่องขัดยี่ห้อ Struers LaboPol-1 ดังรูปที่ 3.18 ชิ้นงานที่ผ่านการขัดผิวหน้าแล้วจะมีลักษณะดังรูป 3.19 จากนั้นนำไปตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning electron microscope หรือ SEM) ยี่ห้อ JEOL รุ่น JSM-6510 LV ดังรูปที่ 3.20 เพื่อตรวจสอบลักษณะพื้นผิวของชิ้นงาน หลังจากนั้นจะทำการตรวจสอบปริมาณธาตุที่พบบนพื้นผิวชิ้นงานตัวอย่างด้วยวิธี Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX) ผ่านทางเครื่อง EDX ยี่ห้อ JEOL ที่ติดมากับตัวเครื่อง SEM ซึ่งผลที่ได้จะแสดงธาตุที่ค้นพบในบริเวณที่สนใจ



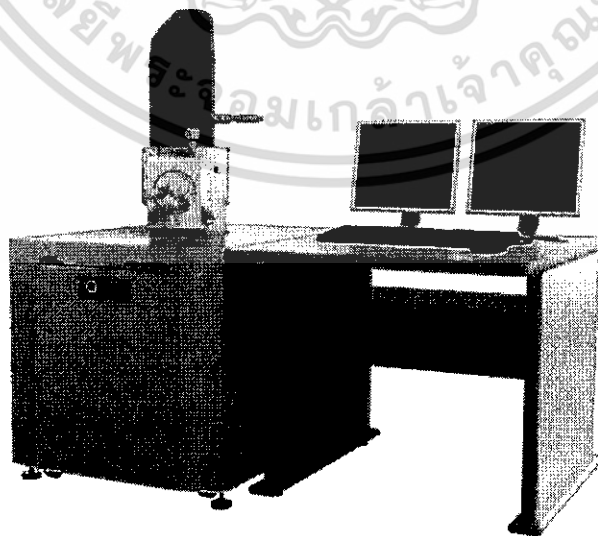
รูปที่ 3.17 เครื่องตัดแรงโน้มถ่วงยี่ห้อ Struers รุ่น Minitom [48]



รูป 3.18 เครื่องขัดยี่ห้อ Struers LaboPol-1 [49]



รูป 3.19 ชิ้นงานหลังการขัดผิวหน้า



รูปที่ 3.20 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดยี่ห้อ JEOL JSM-6510 LV [50]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

หลังจากตรวจสอบรอยบัดกรีของชิ้นงานแต่ละส่วนผลสมด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด ภาพถ่ายที่ได้จากการตรวจสอบชิ้นงานจะถูกนำไปวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะโดยใช้โปรแกรม Image-Pro Express ซึ่งความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ( $h$ ) จะถูกคำนวณจากสมการที่ 3.5 โดย  $A$  คือ พื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ และ  $L$  คือ ความยาวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ในกรณีที่ชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีมากกว่า 1 ชั้น จะทำการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะแยกกัน ซึ่งตัวแปรต่างๆแสดงดังตัวอย่างในรูปที่ 3.21



รูปที่ 3.21 การวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

$$h = \frac{A}{L}$$

(3.5)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

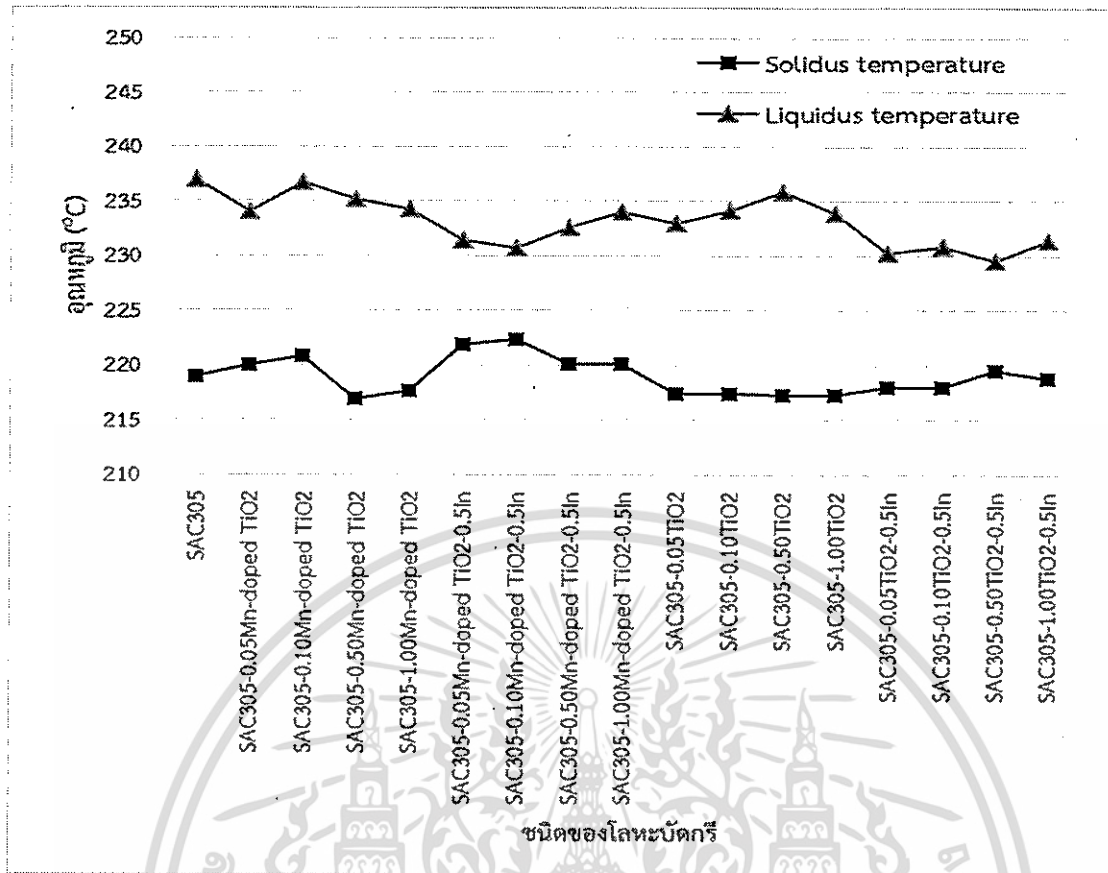
## บทที่ 4 ผลการวิจัย

### 4.1 อุณหภูมิจุดหลอมเหลว

จากผล DSC ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดสามารถแสดงค่าอุณหภูมิโซลิดัส อุณหภูมิลิกวิดัส และช่วงหลอมเหลว ได้ดังตารางที่ 4.1 และรูปที่ 4.1

ตารางที่ 4.1 ผล DSC ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

โลหะบัดกรี	อุณหภูมิโซลิดัส (°C)	อุณหภูมิลิกวิดัส (°C)	ช่วงหลอมเหลว (°C)
SAC305	219.0	237.0	18.0
SAC305-0.05Mn-doped TiO <sub>2</sub>	220.0	234.0	14.0
SAC305-0.10Mn-doped TiO <sub>2</sub>	220.8	236.7	15.9
SAC305-0.50Mn-doped TiO <sub>2</sub>	217.0	235.2	18.2
SAC305-1.00Mn-doped TiO <sub>2</sub>	217.7	234.3	16.6
SAC305-0.05Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	221.9	231.5	9.60
SAC305-0.10Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	222.4	230.7	8.30
SAC305-0.50Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	220.1	232.6	12.5
SAC305-1.00Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	220.2	234.0	13.8
SAC305-0.05TiO <sub>2</sub>	217.4	233.0	15.6
SAC305-0.10TiO <sub>2</sub>	217.4	234.1	16.7
SAC305-0.50TiO <sub>2</sub>	217.3	235.9	18.6
SAC305-1.00TiO <sub>2</sub>	217.3	233.9	16.6
SAC305-0.05TiO <sub>2</sub> -0.5In	218.0	230.3	12.3
SAC305-0.10TiO <sub>2</sub> -0.5In	218.0	230.8	12.8
SAC305-0.50TiO <sub>2</sub> -0.5In	219.6	229.6	10.0
SAC305-1.00TiO <sub>2</sub> -0.5In	218.9	231.4	12.5



รูปที่ 4.1 อุณหภูมิโซลิดัส และลิกวิดัสของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

จากรูปที่ 4.1 พบว่าอุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรีแต่ละสูตรมีค่าแตกต่างกันเพียงเล็กน้อยโดยการเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณที่มากกว่า 0.1 wt% จะทำอุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรีพื้นฐาน (219 °C) มีค่าลดลง และพบว่า การเติมอนุภาคนาโน  $\text{TiO}_2$  ในอัตราส่วน 0.05-1 wt% สามารถช่วยลดอุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรีได้ ซึ่งอุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรีที่เติม  $\text{TiO}_2$  ในแต่ละอัตราส่วนจะมีค่าที่ใกล้เคียงกันในช่วง 217.3-217.4 °C นอกจากนี้ยังพบว่า การเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  ลงในโลหะบัดกรีทำให้อุณหภูมิลิกวิดัสของโลหะบัดกรีมีค่าลดลง โดยผลการทดลองในงานวิจัยนี้สอดคล้องกับงานวิจัยของ Tsao และคณะ [51] ที่พบว่าการเติมอนุภาคนาโน  $\text{TiO}_2$  ลงในโลหะบัดกรี Sn-Cu สามารถลดอุณหภูมิโซลิดัส และลิกวิดัสได้ ซึ่ง Tsao ได้อธิบายการลดลงของอุณหภูมิจุดหลอมเหลวว่ามีสาเหตุมาจากอนุภาคนาโนที่มีพลังงานพื้นผิวอิสระค่อนข้างสูง ดังนั้นเมื่อเติมอนุภาคนาโนลงในโลหะบัดกรีจะทำให้พื้นผิวของโลหะบัดกรีเกิดความไม่เสถียร และส่งผลให้โลหะบัดกรีหลอมเหลวได้ง่ายขึ้น และจากผลการทดลองพบว่าเมื่อเติมอนุภาค In ร่วมกับอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  จะทำให้อุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนมีอุณหภูมิสูงกว่ากรณีที่เติมเฉพาะอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  อย่างไรก็ตามพบว่าการเติมอนุภาค In ร่วมกับอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  สามารถช่วยลดอุณหภูมิลิกวิดัสได้ดีกว่ากรณีที่เติมเฉพาะอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  โดยในงานวิจัยของ El-Daly และคณะ [52-53] ที่ศึกษาอิทธิพลของ Zn ต่อคุณสมบัติการหลอมเหลวของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.3Cu ได้พบว่าการเติม Zn ส่งผลให้อุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรีพื้นฐานมีค่าเพิ่มขึ้น ขณะที่อุณหภูมิลิกวิดัสมีค่าลดลง ซึ่ง El-Daly และคณะได้อธิบายการเอ็กสทรานเป็นเอ็กสทรานพลังงานไว้สำหรับปฏิกิริยาเชิงซ้อนเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้ใช้เว็บไซต์นี้โดยไม่มีการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เปลี่ยนแปลงอุณหภูมิซิลิเดส และอุณหภูมิควิตส์ว่าเกิดจากการเปลี่ยนแปลงคุณสมบัติทางกายภาพของพื้นที่ผิวสัมผัสระหว่างอนุภาคของโลหะบัดกรี และการเปลี่ยนแปลงความเสถียรของพื้นที่ผิว ดังนั้นจึงเป็นไปได้ว่าการเติม In ร่วมกับอนุภาคนาโน Mn-doped TiO<sub>2</sub> หรือ TiO<sub>2</sub> จะทำให้คุณสมบัติทางกายภาพของพื้นที่ผิวสัมผัสระหว่างอนุภาคของโลหะบัดกรีเปลี่ยนแปลงไป และเพิ่มความไม่เสถียรให้กับพื้นผิวของอนุภาคโลหะบัดกรี ทำให้อุณหภูมิซิลิเดสของโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนที่เติม In มีค่าเพิ่มขึ้น ขณะที่อุณหภูมิควิตส์มีค่าลดลง

ช่วงการหลอมของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดสามารถสังเกตได้จากความกว้างระหว่างจุดอุณหภูมิซิลิเดส และลิกวิตัสในรูปที่ 4.2 จากกราฟพบว่าช่วงความกว้างระหว่างจุดอุณหภูมิซิลิเดส และลิกวิตัสจะแคบลงอย่างชัดเจนเมื่อเติม In ร่วมกับ Mn-doped TiO<sub>2</sub> หรือ TiO<sub>2</sub> ซึ่งจากผลการทดลองชี้ให้เห็นว่า In สามารถช่วยลดช่วงอุณหภูมิการหลอมของโลหะบัดกรีเชิงประกอบได้เป็นอย่างดี

#### 4.2 ความสามารถในการเปียก

โลหะบัดกรีที่มีความสามารถในการเปียกที่ดีควรมีค่าการกระจายตัวบนแผ่นทองแดงสูง โดยค่าตัวประกอบการกระจายตัว และอัตราส่วนการกระจายตัวจะต้องมีค่ามาก ขณะที่มุมเปียกระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดงจะต้องมีค่าน้อย จากผลการทดลองนำมาคำนวณเพื่อหาค่าตัวประกอบการกระจายตัว อัตราส่วนการกระจายตัวและ มุมเปียก ได้ผลลัพธ์ดังตารางที่ 4.2-4.4 และรูปที่ 4.2-4.4 ตามลำดับ

ตารางที่ 4.2 ตัวประกอบการกระจายตัวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

โลหะบัดกรี	ตัวประกอบการกระจายตัว (%)			ค่าเฉลี่ย (%)	ส่วนเปียกเบนมาตรฐาน (%)
	ชั้นที่ 1	ชั้นที่ 2	ชั้นที่ 3		
SAC305	86.37	86.75	87.68	86.94	0.67
SAC305-0.05Mn-doped TiO <sub>2</sub>	88.80	90.24	88.99	89.34	0.77
SAC305-0.10Mn-doped TiO <sub>2</sub>	91.96	91.82	91.45	91.75	0.26
SAC305-0.50Mn-doped TiO <sub>2</sub>	88.23	88.89	88.58	88.57	0.33
SAC305-1.00Mn-doped TiO <sub>2</sub>	89.24	88.59	89.52	89.12	0.47
SAC305-0.05Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	90.80	89.77	90.31	90.30	0.51
SAC305-0.10Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	91.42	90.94	90.68	91.01	0.37
SAC305-0.50Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	91.74	90.98	91.77	91.50	0.45
SAC305-1.00Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	90.90	91.40	91.26	91.19	0.25
SAC305-0.05TiO <sub>2</sub>	90.85	90.60	90.23	90.56	0.31
SAC305-0.10TiO <sub>2</sub>	91.72	91.87	91.88	91.82	0.09

ตารางที่ 4.2 ตัวประกอบการกระจายตัวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด (ต่อ)

โลหะบัดกรี	ตัวประกอบการกระจายตัว (%)			ค่าเฉลี่ย (%)	ส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐาน (%)
	ชั้นที่ 1	ชั้นที่ 2	ชั้นที่ 3		
SAC305-0.50TiO <sub>2</sub>	92.08	91.66	91.75	91.83	0.21
SAC305-1.00TiO <sub>2</sub>	90.02	88.76	89.17	89.32	0.64
SAC305-0.05TiO <sub>2</sub> -0.5In	91.05	90.89	90.58	90.84	0.23
SAC305-0.10TiO <sub>2</sub> -0.5In	92.92	92.37	92.81	92.70	0.29
SAC305-0.50TiO <sub>2</sub> -0.5In	91.48	91.31	91.72	91.50	0.20
SAC305-1.00TiO <sub>2</sub> -0.5In	90.25	88.13	91.73	90.03	1.80

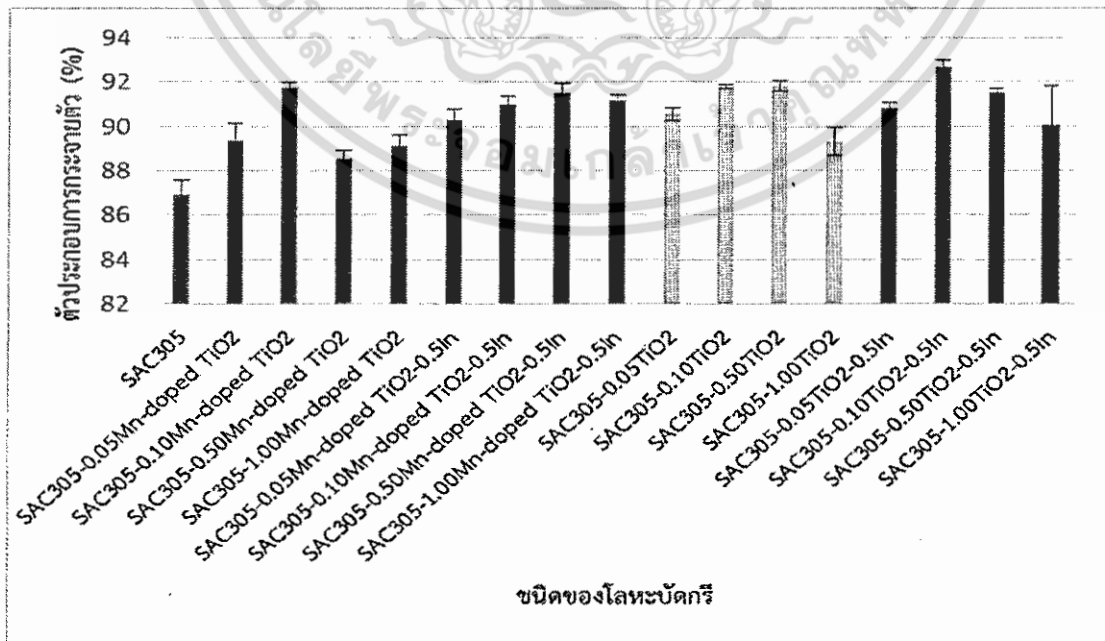
ตารางที่ 4.3 อัตราส่วนการกระจายตัวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

โลหะบัดกรี	อัตราส่วนการกระจายตัว			ค่าเฉลี่ย	ส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐาน
	ชั้นที่ 1	ชั้นที่ 2	ชั้นที่ 3		
SAC305	1.01	0.97	0.97	0.98	0.02
SAC305-0.05Mn-doped TiO <sub>2</sub>	1.03	1.08	1.07	1.06	0.02
SAC305-0.10Mn-doped TiO <sub>2</sub>	1.36	1.31	1.28	1.32	0.03
SAC305-0.50Mn-doped TiO <sub>2</sub>	0.98	1.02	1.02	1.01	0.02
SAC305-1.00Mn-doped TiO <sub>2</sub>	1.09	0.99	1.05	1.04	0.04
SAC305-0.05Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	1.14	1.07	1.03	1.08	0.05
SAC305-0.10Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	1.23	1.21	1.18	1.21	0.02
SAC305-0.50Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	1.29	1.19	1.30	1.26	0.06
SAC305-1.00Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	1.13	1.11	1.15	1.13	0.01
SAC305-0.05TiO <sub>2</sub>	1.23	1.13	1.21	1.19	0.05
SAC305-0.10TiO <sub>2</sub>	1.28	1.33	1.21	1.27	0.06
SAC305-0.50TiO <sub>2</sub>	1.26	1.26	1.25	1.26	0.08
SAC305-1.00TiO <sub>2</sub>	1.09	0.99	1.10	1.06	0.06
SAC305-0.05TiO <sub>2</sub> -0.5In	1.28	1.16	1.16	1.20	0.07
SAC305-0.10TiO <sub>2</sub> -0.5In	1.43	1.41	1.38	1.41	0.02
SAC305-0.50TiO <sub>2</sub> -0.5In	1.25	1.28	1.28	1.27	0.01
SAC305-1.00TiO <sub>2</sub> -0.5In	1.25	1.15	1.16	1.19	0.05

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

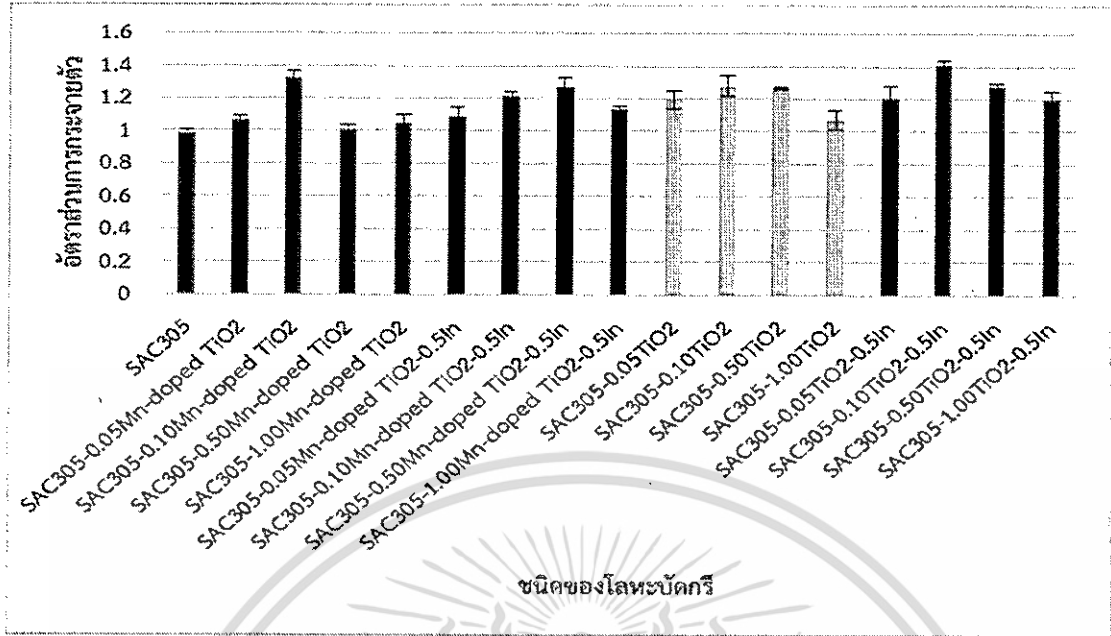
ตารางที่ 4.4 มุมเปียกของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

โลหะบัดกรี	มุมเปียก ( $\theta$ )			ค่าเฉลี่ย ( $\theta$ )	ส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐาน ( $\theta$ )
	ชั้นที่ 1	ชั้นที่ 2	ชั้นที่ 3		
SAC305	15.23	14.83	13.83	14.63	0.72
SAC305-0.05Mn-doped TiO <sub>2</sub>	12.62	11.04	12.41	12.02	0.85
SAC305-0.10Mn-doped TiO <sub>2</sub>	9.12	9.28	9.69	9.36	0.29
SAC305-0.50Mn-doped TiO <sub>2</sub>	13.24	12.51	12.85	12.87	0.36
SAC305-1.00Mn-doped TiO <sub>2</sub>	12.13	12.84	11.82	12.27	0.52
SAC305-0.05Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	10.42	11.55	10.95	10.97	0.56
SAC305-0.10Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	9.73	10.26	10.55	10.18	0.41
SAC305-0.50Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	9.37	10.22	9.33	9.64	0.50
SAC305-1.00Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	10.30	9.75	9.91	9.99	0.28
SAC305-0.05TiO <sub>2</sub>	10.36	10.64	11.04	10.68	0.34
SAC305-0.10TiO <sub>2</sub>	9.40	9.23	9.21	9.28	0.10
SAC305-0.50TiO <sub>2</sub>	9.00	9.46	9.35	9.27	0.24
SAC305-1.00TiO <sub>2</sub>	11.28	12.66	12.21	12.05	0.70
SAC305-0.05TiO <sub>2</sub> -0.5In	10.14	10.31	10.66	10.37	0.26
SAC305-0.10TiO <sub>2</sub> -0.5In	8.05	8.67	8.17	8.30	0.32
SAC305-0.50TiO <sub>2</sub> -0.5In	9.66	9.85	9.40	9.64	0.22
SAC305-1.00TiO <sub>2</sub> -0.5In	11.02	13.35	9.39	11.25	1.99

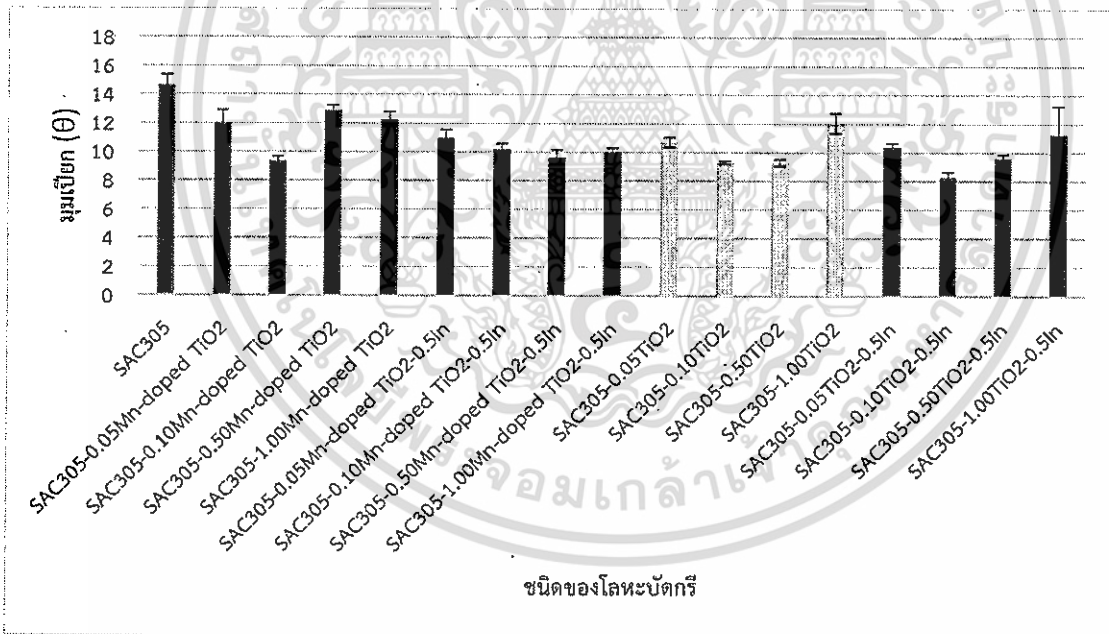


รูปที่ 4.2 ตัวประกอบการกระจายตัวโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้สำหรับใช้ในเพื่อการศึกษาร่วมกัน มิใช่เพื่อให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.3 อัตราส่วนการกระจายตัวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด



รูปที่ 4.4 มุมเปียกของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากผลการทดลองในรูปที่ 4.2-4.4 แสดงให้เห็นว่า ค่าตัวประกอบการกระจายตัว อัตราส่วนการกระจายตัว และมุมเปียกมีความสอดคล้องกัน ดังนั้นจึงใช้ผลการคำนวณมุมเปียกดังรูปที่ 4.4 เป็นตัวแทนในการอธิบายผลการทดลอง จากการเติมอนุภาคนาโน Mn-doped TiO<sub>2</sub> ลงในโลหะบัดกรี SAC305 พบว่าทำให้มุมเปียกมีค่าลดลง ซึ่งมีค่าน้อยที่สุดเมื่อเติม Mn-doped TiO<sub>2</sub> ในอัตราส่วน 0.1 wt% โดยมุมเปียกลดลง 5 องศา เมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีพื้นฐาน และจากการเติม TiO<sub>2</sub> ลงในโลหะบัดกรีพบว่ามุมเปียกจะมีค่าลดลงเช่นเดียวกับกรณีที่เติม Mn-doped TiO<sub>2</sub> ซึ่งมุมเปียกจะมีค่าน้อยที่สุดเมื่อเติม TiO<sub>2</sub> ในอัตราส่วน 0.1 wt% โดยมุมเปียกลดลง 4 องศา เมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีพื้นฐาน จะเห็นได้ว่าความสามารถในการเปียกมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเติมอนุภาคนาโนในปริมาณน้อยอย่างไรก็ตามเมื่ออนุภาคนาโนที่เติมลงในโลหะบัดกรีมีปริมาณมากจะทำให้ความสามารถในการเปียกมีค่าลดลง โดยในงานวิจัยของ Chen และคณะ [54] ได้อธิบายปรากฏการณ์ที่เกิดขึ้นว่าเกิดจากอนุภาคนาโนที่เติมลงในโลหะบัดกรีจะมีแนวโน้มการสะสมตัวอยู่ที่พื้นผิวสัมผัสระหว่างฟลักซ์และโลหะบัดกรีที่หลอมเหลวขณะการบัดกรี ทำให้พลังงานพื้นผิวสัมผัส (Interfacial surface energy) มีค่าลดลง และนำไปสู่การลดลงของแรงตึงผิวระหว่างฟลักซ์อนุภาคนาโน และโลหะบัดกรี ทำให้โลหะบัดกรีที่ก่อตัวมีมุมเปียกที่เล็กลง อย่างไรก็ตามเมื่ออนุภาคนาโนในโลหะบัดกรีมีปริมาณมากจะพบว่าการกระจายตัวของโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนมีค่าลดลง ซึ่งมีสาเหตุมาจากความหนืดที่เพิ่มขึ้นของโลหะบัดกรีขณะหลอมเหลว จึงส่งผลให้ความสามารถในการเปียกมีค่าลดลง

จากการเติม In ลงในโลหะบัดกรีร่วมกับการเติม Mn-doped TiO<sub>2</sub> หรือ TiO<sub>2</sub> พบว่าการเติม In สามารถช่วยลดมุมเปียกของโลหะบัดกรีเชิงประกอบได้ ดังแสดงในรูปที่ 4.7 โดยในงานวิจัยของ Takemoto และ Miyazaki [55] ที่ศึกษาผลกระทบของค่าความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิที่ใช้ในการบัดกรีกับอุณหภูมิวิกฤต ( $\Delta T_L$ ) ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วต่อเวลาการเปียก (Wetting time) จากผลการทดลองของ Takemoto และ Miyazaki ซึ่งให้เห็นว่าเมื่อ  $\Delta T_L$  มีค่าเพิ่มมากขึ้นจะทำให้ เวลาการเปียกมีค่าลดลง ซึ่งเป็นที่ทราบกันดีว่าเวลาการเปียกนั้นแปรผกผันกับแรงการเปียก (Wetting force) ดังนั้นถ้า  $\Delta T_L$  มีค่ามากขึ้นจะทำให้ความสามารถในการเปียกดีขึ้น และเมื่อพิจารณาอุณหภูมิวิกฤตของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดจะพบว่าโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนที่เติม In มีอุณหภูมิวิกฤตที่ต่ำกว่าโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนที่ไม่ได้เติม In ดังนั้นโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนที่เติม In จึงมีค่า  $\Delta T_L$  สูงกว่าโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนที่ไม่ได้เติม In ซึ่งทำให้โลหะบัดกรีที่เติม In มีความสามารถในการเปียกที่ดีขึ้น

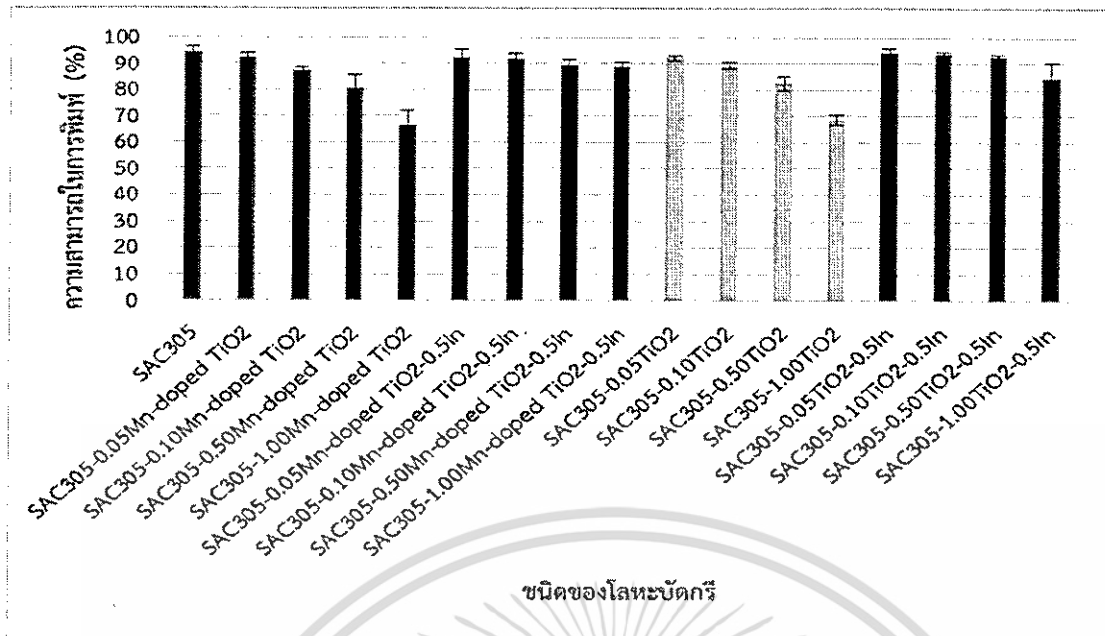
### 4.3 ความสามารถในการพิมพ์

จากการคำนวณความสามารถในการพิมพ์ ได้ผลลัพธ์ดังตารางที่ 4.5 และมุมเปียกแสดงดังรูปที่ 4.5

ตารางที่ 4.5 ความสามารถในการพิมพ์ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

โลหะบัดกรี	ความสามารถในการพิมพ์ (%)			ค่าเฉลี่ย (%)	ส่วน เบี่ยงเบน มาตรฐาน (%)
	ชั้นที่ 1	ชั้นที่ 2	ชั้นที่ 3		
SAC305	91.73	93.95	96.5	94.06	2.39
SAC305-0.05Mn-doped TiO <sub>2</sub>	91.27	92.26	94.01	92.51	1.38
SAC305-0.10Mn-doped TiO <sub>2</sub>	86.07	88.64	87.65	87.45	1.29
SAC305-0.50Mn-doped TiO <sub>2</sub>	80.83	85.72	75.23	80.59	5.25
SAC305-1.00Mn-doped TiO <sub>2</sub>	69.16	59.60	70.21	66.32	5.84
SAC305-0.05Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	89.63	95.70	92.31	92.55	3.03
SAC305-0.10Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	92.55	89.46	93.77	91.93	2.22
SAC305-0.50Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	91.15	86.60	90.33	89.36	2.42
SAC305-1.00Mn-doped TiO <sub>2</sub> -0.5In	89.98	86.83	89.40	88.74	1.67
SAC305-0.05TiO <sub>2</sub>	91.27	93.07	92.37	92.24	0.91
SAC305-0.10TiO <sub>2</sub>	88.23	90.68	89.28	89.40	1.22
SAC305-0.50TiO <sub>2</sub>	79.95	83.16	84.97	82.69	2.54
SAC305-1.00TiO <sub>2</sub>	70.79	66.77	68.23	68.60	2.03
SAC305-0.05TiO <sub>2</sub> -0.5In	92.55	96.11	93.48	94.05	1.84
SAC305-0.10TiO <sub>2</sub> -0.5In	94.12	93.36	94.41	93.97	0.54
SAC305-0.50TiO <sub>2</sub> -0.5In	92.66	93.77	91.50	92.65	1.13
SAC305-1.00TiO <sub>2</sub> -0.5In	87.42	88.76	78.14	84.77	5.77

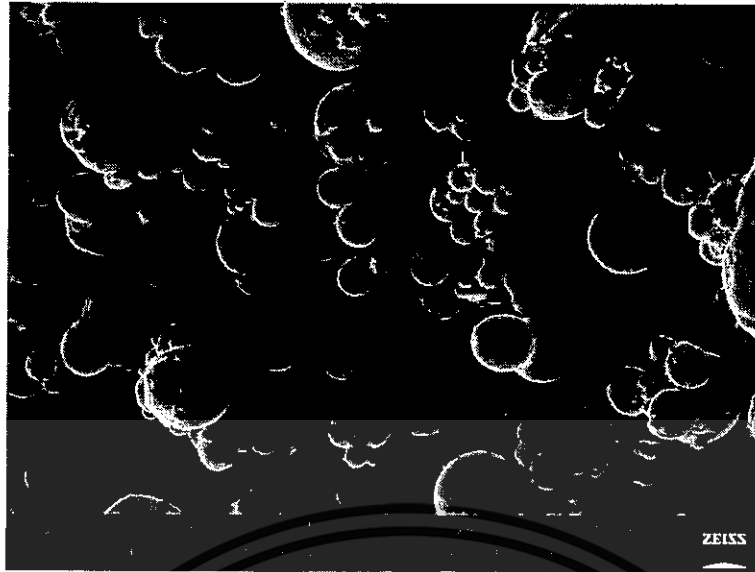
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.5 ความสามารถในการพิมพ์ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

จากการศึกษางานวิจัยของ Amalu และคณะ [57] ที่ศึกษาคุณสมบัติรีโอโลยีของโลหะบัดกรีแบบครีม และความสัมพันธ์ระหว่างคุณสมบัติรีโอโลยี (Rheology) ของโลหะบัดกรีแบบครีมกับความสามารถในการพิมพ์พบว่า ความหนืดเป็นหนึ่งในคุณสมบัติที่สำคัญของโลหะบัดกรีแบบครีมที่มีผลต่อกระบวนการพิมพ์ ซึ่งจากผลการทดลองดังแสดงในรูปที่ 4.5 พบว่าเมื่อปริมาณของอนุภาคนาโน Mn-doped TiO<sub>2</sub> หรือ TiO<sub>2</sub> ในโลหะบัดกรีมีมากขึ้นจะทำให้ความสามารถในการพิมพ์มีค่าลดลง โดยในงานวิจัยของ Liu และคณะ [58] ที่ศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโน SAC ในโลหะบัดกรี Sn-Bi พบว่าเมื่อปริมาณอนุภาคนาโนในโลหะบัดกรีมีปริมาณมากจะส่งผลให้ความหนืดของโลหะบัดกรีมีมากขึ้น และทำให้ความสามารถในการพิมพ์มีค่าลดลง ดังนั้นจึงเป็นไปได้ว่าการเติมอนุภาคนาโน Mn-doped TiO<sub>2</sub> หรือ TiO<sub>2</sub> ในปริมาณมากจะส่งผลให้ความหนืดของโลหะบัดกรีมีค่าเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ความสามารถในการพิมพ์ของโลหะบัดกรีมีค่าลดลง

จากรูปที่ 4.5 พบว่าการเติมอนุภาค In ร่วมกับอนุภาคนาโน Mn-doped TiO<sub>2</sub> หรือ TiO<sub>2</sub> ทำให้ความสามารถในการพิมพ์มีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับกรณีเติมเฉพาะ Mn-doped TiO<sub>2</sub> หรือ TiO<sub>2</sub> ลงในโลหะบัดกรี จะเห็นได้ว่าอนุภาค In สามารถช่วยเพิ่มความสามารถในการพิมพ์ของโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนได้เป็นอย่างดี ซึ่งมีสาเหตุมาจากลักษณะรูปร่างของ In ที่มีลักษณะเป็นทรงกลม ดังรูปที่ 4.6 ทำให้มีแรงเสียดทานระหว่างพื้นผิวสัมผัสน้อย เป็นผลให้โลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนที่มีการเติม In ลงไปสามารถพิมพ์เนื้อของโลหะบัดกรีลงบนแผ่นรองทองแดงได้ง่ายโดยอาศัยแรงอัดในการพิมพ์เพียงเล็กน้อย [59]

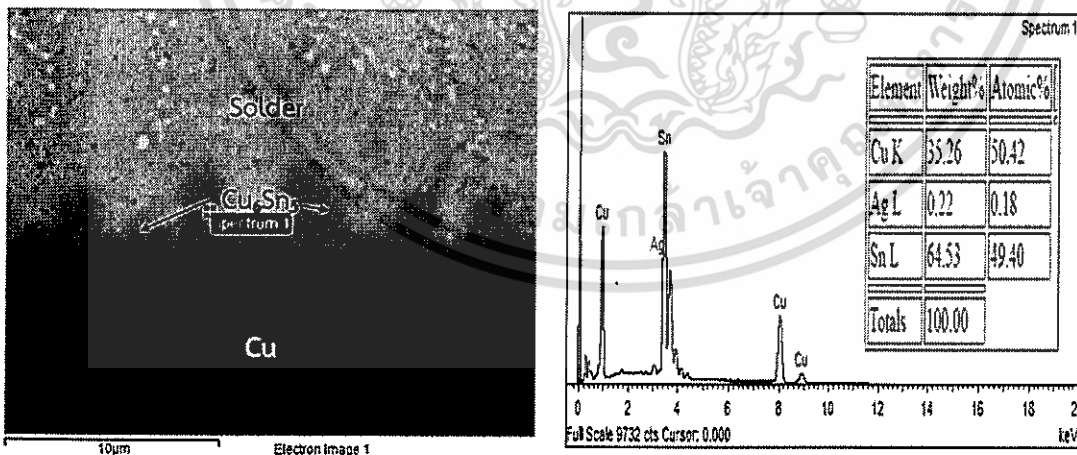


รูปที่ 4.6 ลักษณะพื้นผิวและการรวมตัวของอนุภาค In

#### 4.4 โครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

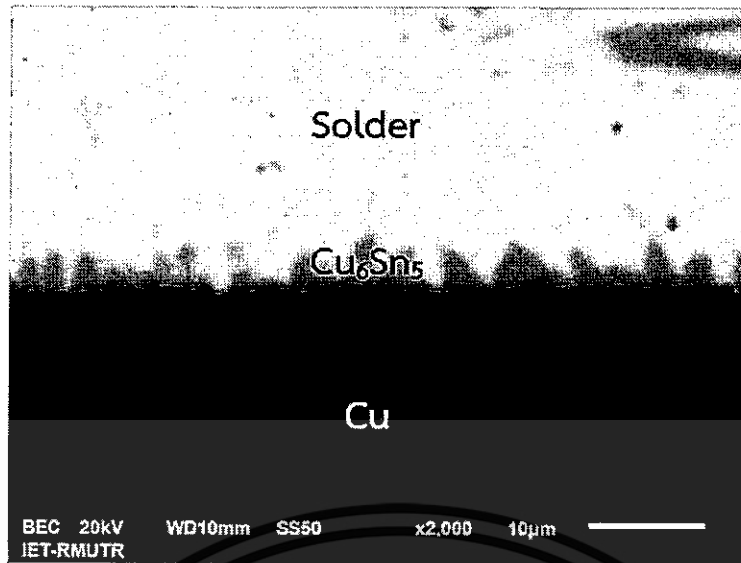
##### 4.4.1 โครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรี

จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดหลังจากบัดกรีพบว่า มีชั้นสารประกอบเชิงโลหะเกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นรองทองแดงเพียงชั้นเดียว ซึ่งจากการตรวจสอบตัวอย่างชิ้นงานหลังการบัดกรีของโลหะบัดกรี SAC305-0.05Mn-doped  $\text{TiO}_2\text{-0.5In}$  ด้วย EDX พบว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นคือ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ดังแสดงในรูปที่ 4.7 และโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดหลังการบัดกรีแสดงดังรูปที่ 4.8 – 4.24

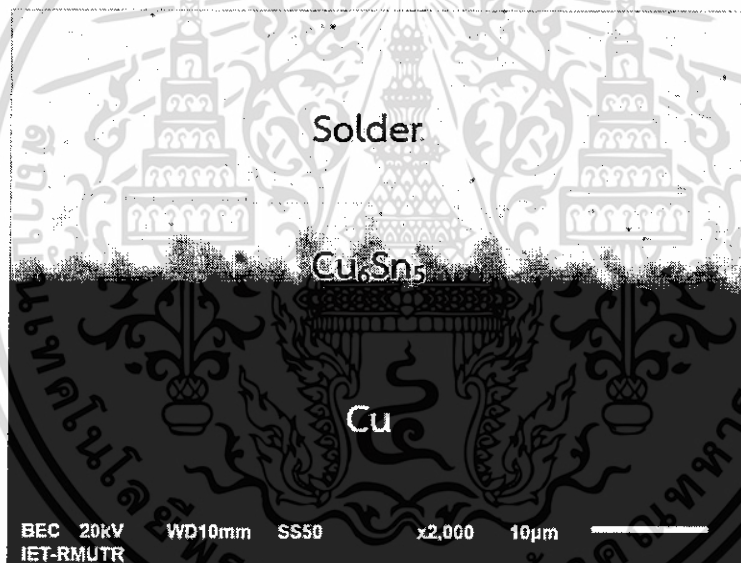


รูปที่ 4.7 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-0.05Mn-doped  $\text{TiO}_2\text{-0.5In}$  หลังการบัดกรีที่จุด Spectrum 1

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

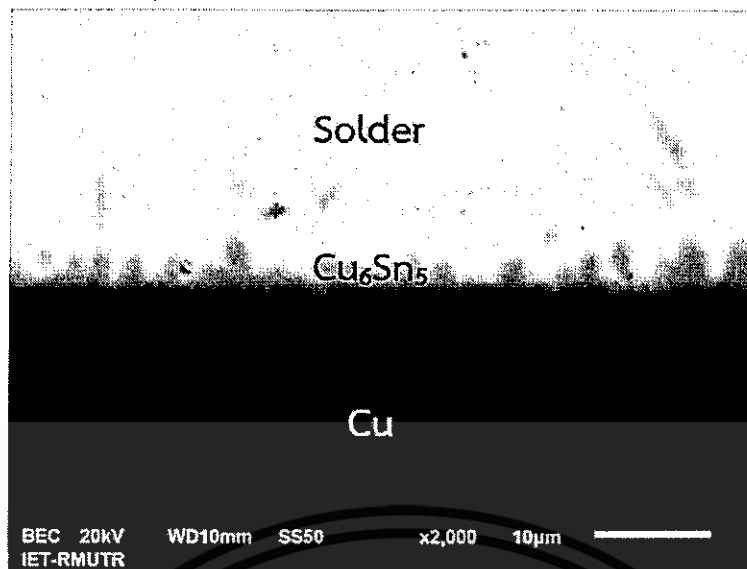


รูปที่ 4.8 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305 หลังการบัดกรี

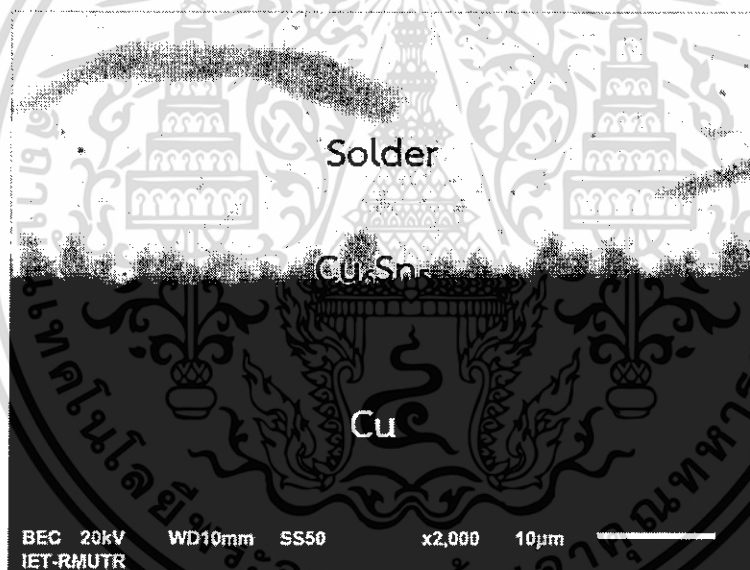


รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.05Mn-doped TiO<sub>2</sub> หลังการบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

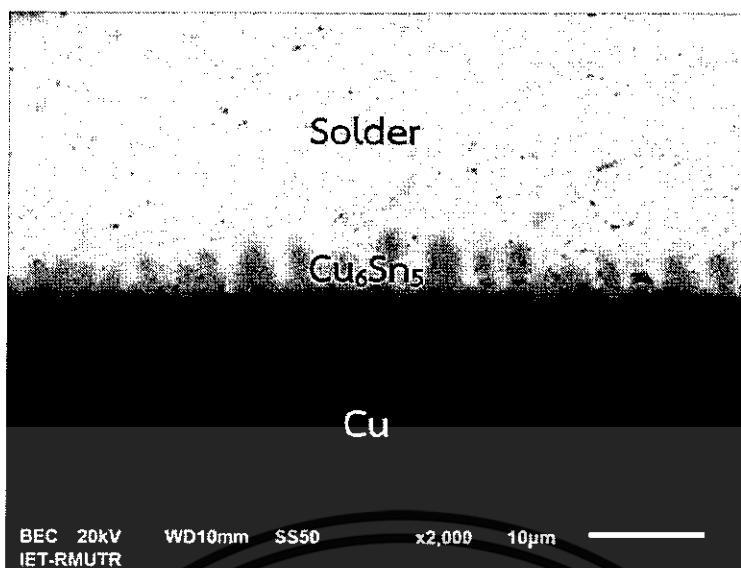


รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.1Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หลังการบัดกรี

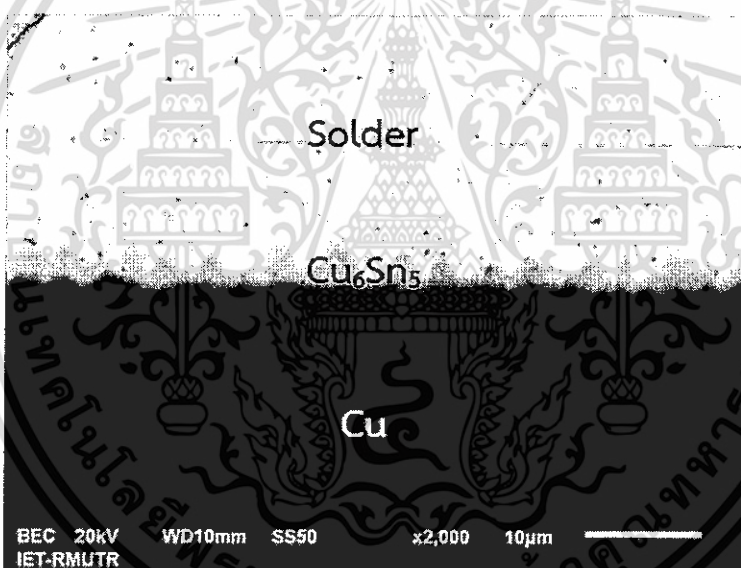


รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.5Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หลังการบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

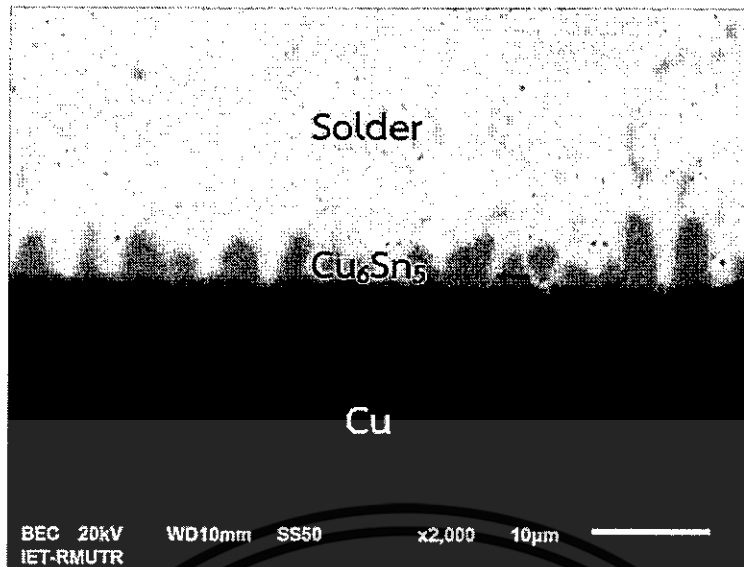


รูปที่ 4.12 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-1.0Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หลังการบัดกรี

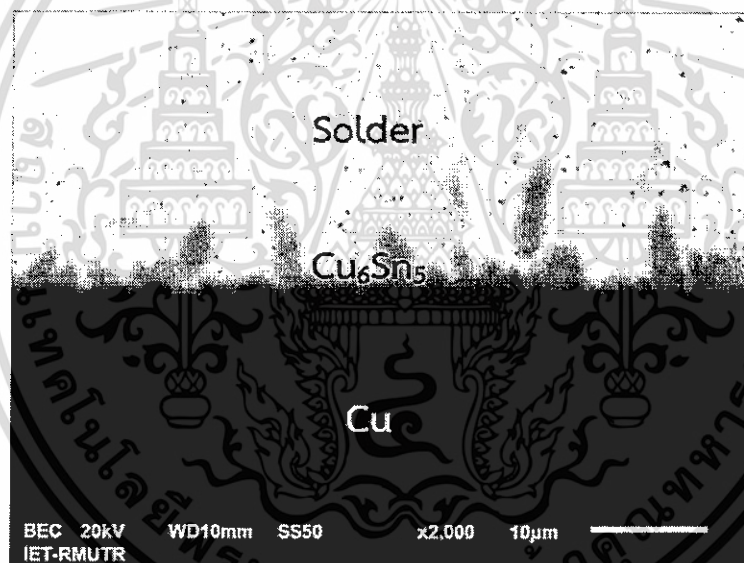


รูปที่ 4.13 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.05Mn-doped  $\text{TiO}_2$ -0.5In หลังการบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

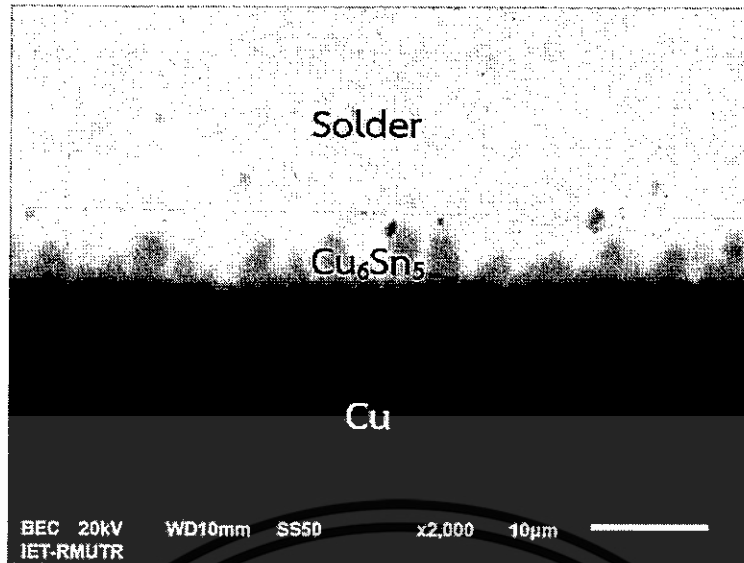


รูปที่ 4.14 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.1Mn-doped  $\text{TiO}_2$ -0.5In หลังการบัดกรี

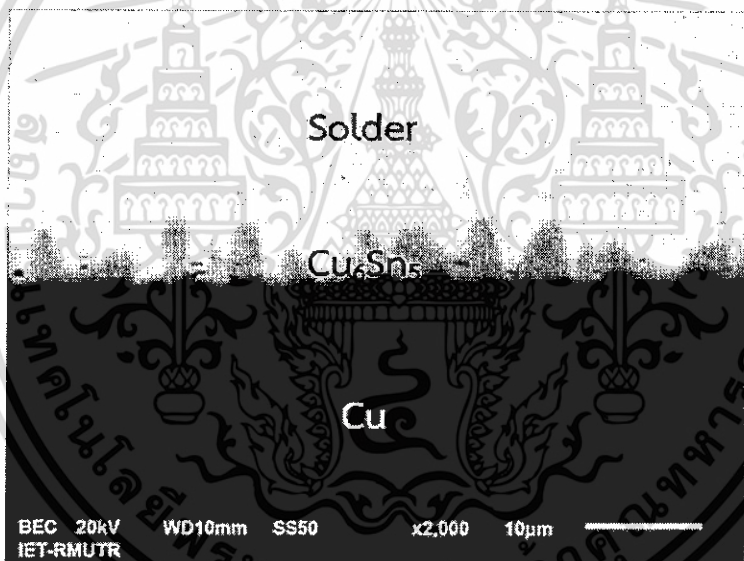


รูปที่ 4.15 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.5Mn-doped  $\text{TiO}_2$ -0.5In หลังการบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

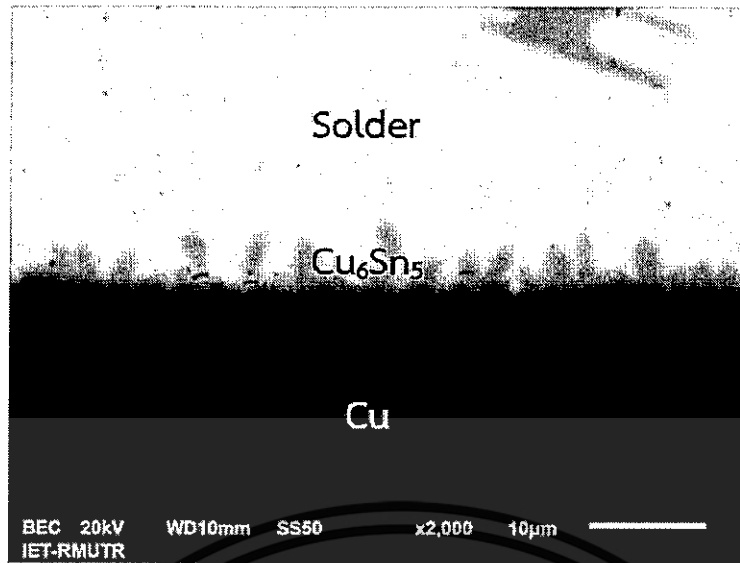


รูปที่ 4.16 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-1.0Mn-doped  $\text{TiO}_2$ -0.5In หลังการบัดกรี

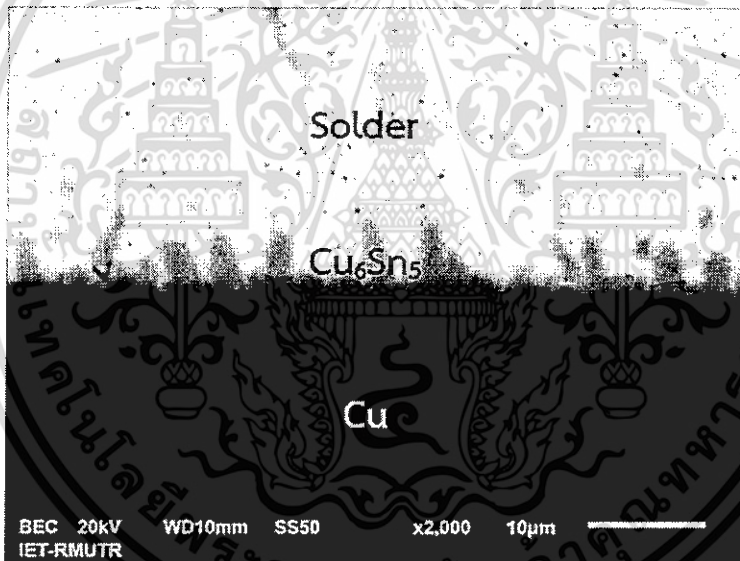


รูปที่ 4.17 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.05 $\text{TiO}_2$  หลังการบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

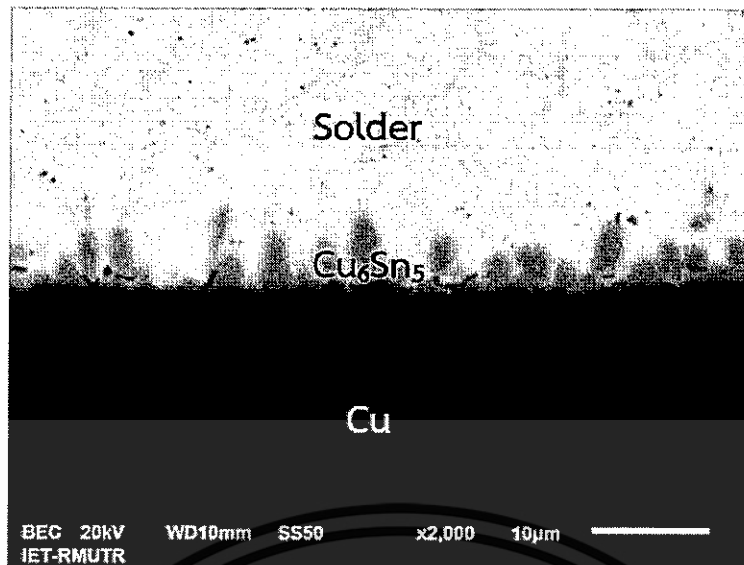


รูปที่ 4.18 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.1TiO<sub>2</sub> หลังการบัดกรี

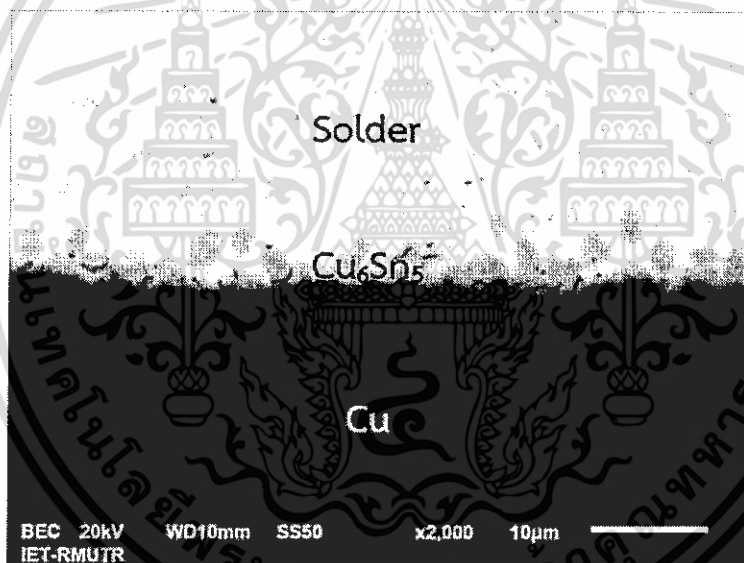


รูปที่ 4.19 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.5TiO<sub>2</sub> หลังการบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

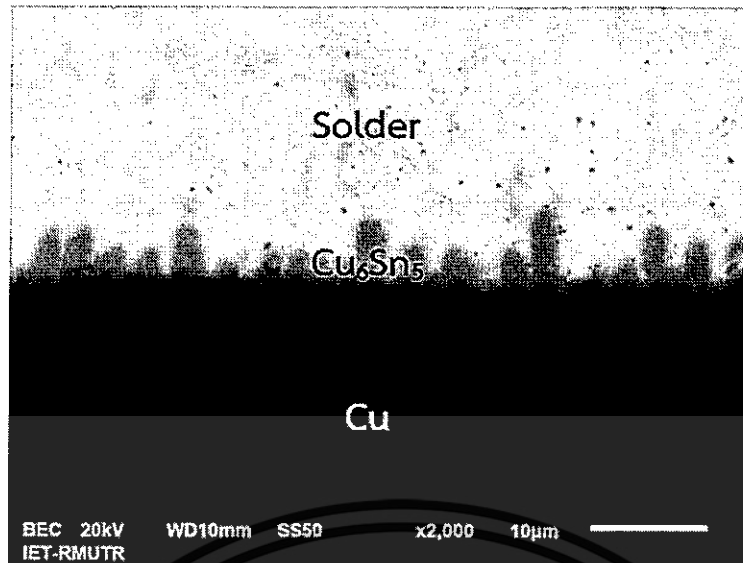


รูปที่ 4.20 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-1.0TiO<sub>2</sub> หลังการบัดกรี

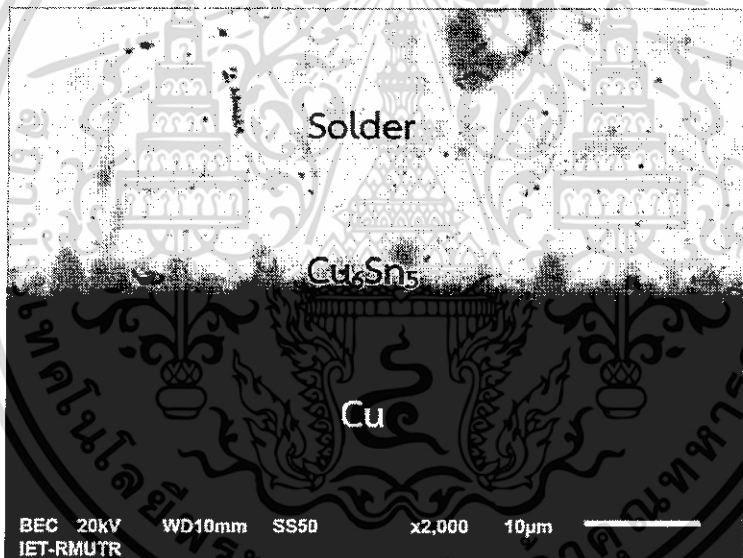


รูปที่ 4.21 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.05TiO<sub>2</sub>-0.5In หลังการบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

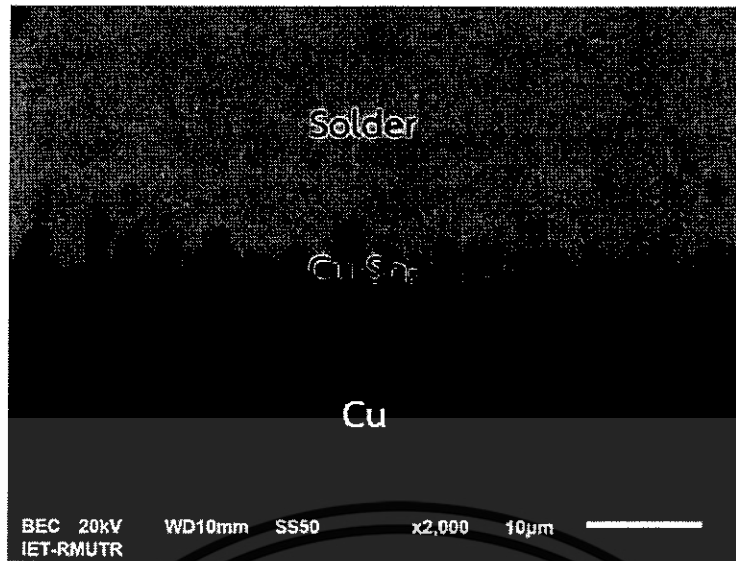


รูปที่ 4.22 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.1TiO<sub>2</sub>-0.5In หลังการบัดกรี



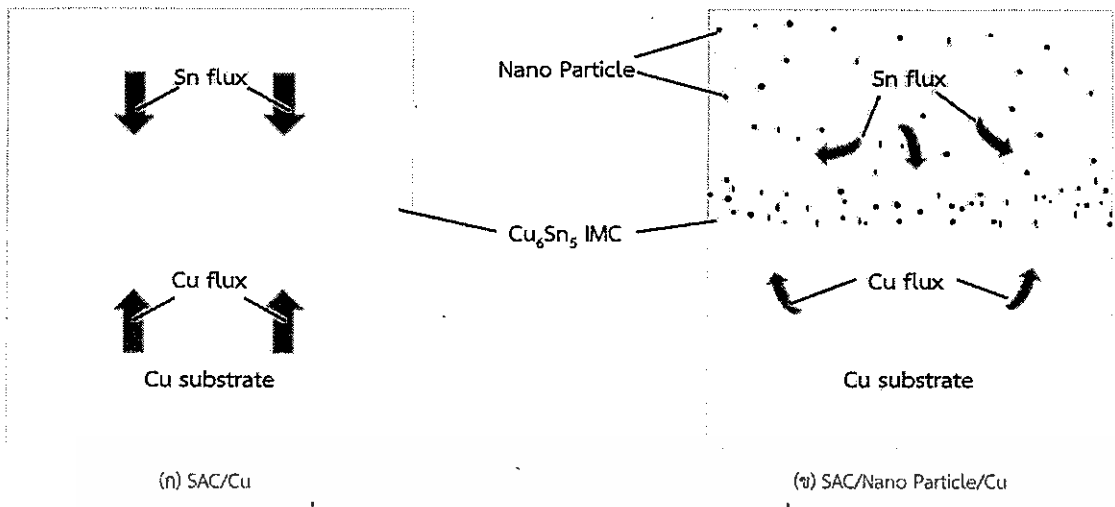
รูปที่ 4.23 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.5TiO<sub>2</sub>-0.5In หลังการบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



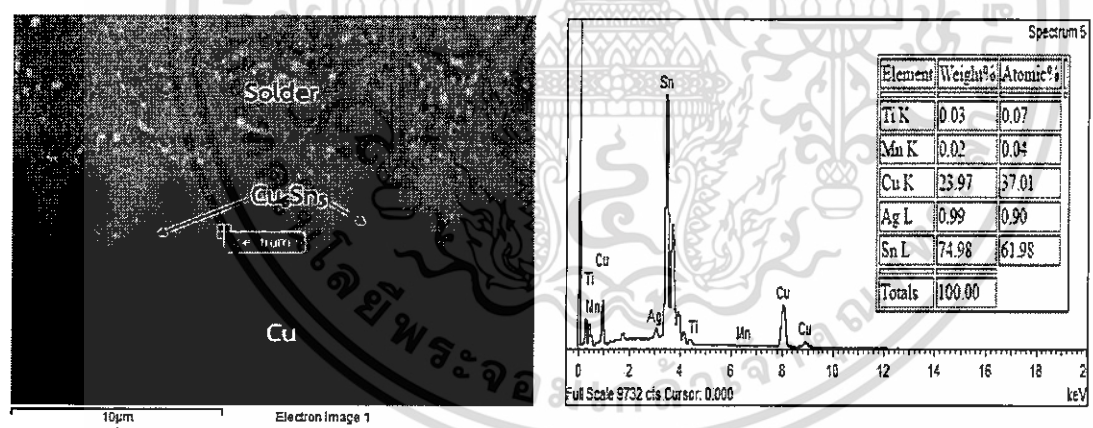
รูปที่ 4.24 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-1.0TiO<sub>2</sub>-0.5In หลังการบัดกรี

จากรูปที่ 4.8 – 4.24 พบว่า ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดหลังการบัดกรีมีรูปร่างลักษณะคล้ายเปลือกหอยกาบ ซึ่งการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะในลักษณะดังกล่าวสามารถอธิบายได้จาก จลนศาสตร์ของปฏิกิริยา (Reaction Kinetics) ดังรูปที่ 4.25 โดย รูปที่ 4.25 (ก) แสดงการทำงานของฟลักซ์ Cu และ Sn ที่รอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดง สำหรับระบบ SAC/Cu ฟลักซ์ของอะตอม Cu และ Sn มาจากแผ่นทองแดงและโลหะบัดกรีที่หลอมเหลว ตามลำดับ โดยฟลักซ์ของอะตอมทั้งสองจะมาพบกันโดยตรงบริเวณรอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดง ซึ่งจะก่อให้เกิดเฟส Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> ที่มีลักษณะคล้ายเปลือกหอยกาบ อย่างไรก็ตาม การแพร่ และความเข้มข้นของอะตอม Cu และ Sn ในระบบ SAC/Nano-Particle/Cu ดังรูปที่ 4.25 (ข) จะได้รับอิทธิพลจากอนุภาคนาโนที่เติมลงในโลหะบัดกรี โดยอนุภาคนาโนที่บางส่วนที่รวมตัวกันอยู่บริเวณรอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดงจะทำให้สมดุลการแพร่ของอะตอมถูกทำลาย และนำไปสู่การเปลี่ยนแปลงผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะบริเวณรอยต่อ ซึ่งเป็นผลให้เกิด Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> ที่มีรูปร่างแตกต่างกัน ในอีกแง่หนึ่งอนุภาคนาโนที่บริเวณรอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดงมีลักษณะการกระจายตัวไม่เป็นเอกพันธ์ (Homogeneous) ซึ่งทำให้เกิดเส้นทางการแพร่ของอะตอม Cu ที่แตกต่างกัน เป็นไปได้ว่าอะตอมของ Cu จะเลือกเส้นทางที่มีอนุภาคนาโนในปริมาณที่ต่ำกว่า ส่งผลให้เกิด Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> มีลักษณะเป็นแท่งยาว



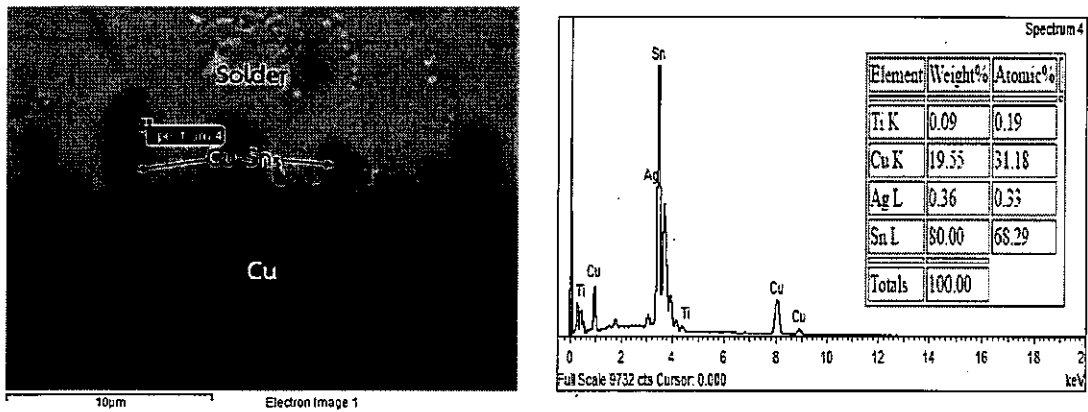
รูปที่ 4.25 การทำงานของฟลักซ์ Cu และ Sn ที่รอยต่อของ (ก) SAC/Cu (ข) SAC/Nano-Particle/Cu

และจากการตรวจสอบชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $Cu_6Sn_5$  ของโลหะบัดกรีทุกชนิดพบว่า โลหะบัดกรีที่ผสมอนุภาคนาโน Mn-doped  $TiO_2$  จะสามารถตรวจพบธาตุ Mn และ Ti ได้ในบริเวณชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $Cu_6Sn_5$  ดังแสดงในรูปที่ 4.26 เช่นเดียวกับโลหะบัดกรีที่ผสมอนุภาคนาโน  $TiO_2$  ที่จะสามารถตรวจพบธาตุ Ti ได้ในบริเวณชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $Cu_6Sn_5$  ดังแสดงในรูปที่ 4.27



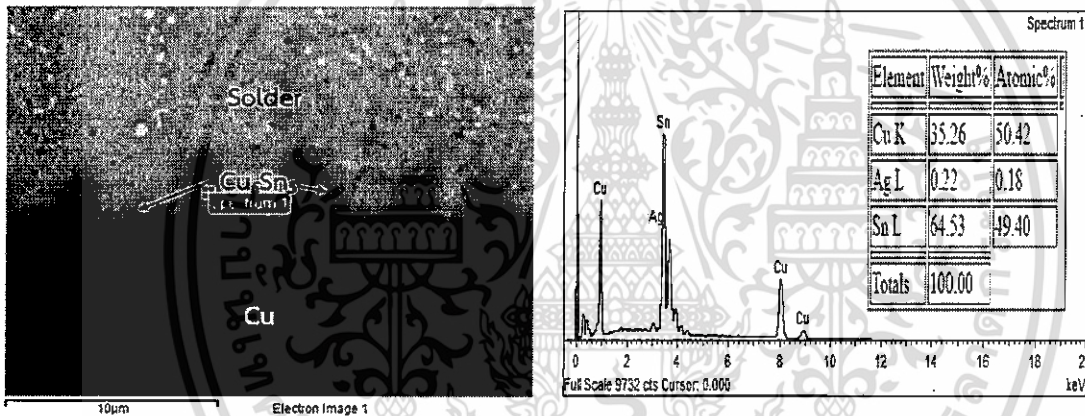
รูปที่ 4.26 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-0.05Mn-doped  $TiO_2$  หลังการบัดกรี ที่จุด Spectrum 5

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

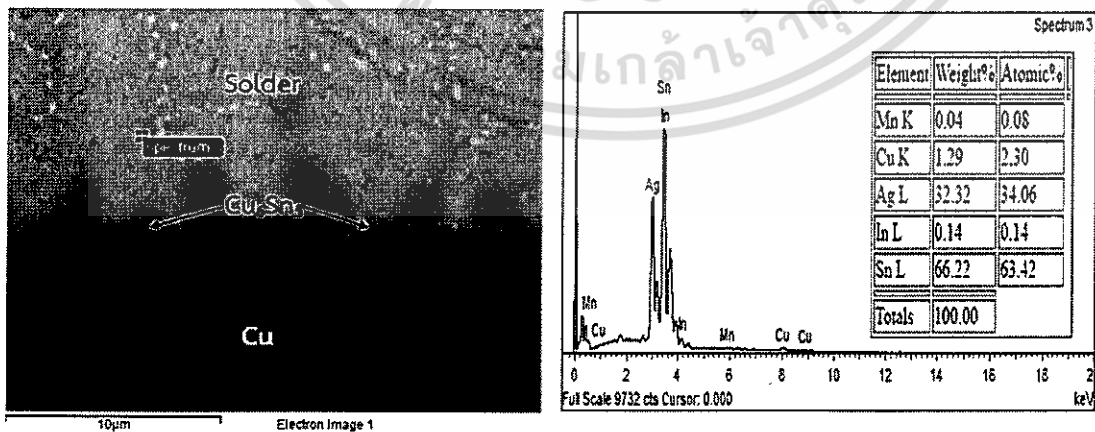


รูปที่ 4.27 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-0.5 TiO<sub>2</sub> หลังการบัดกรี  
ที่จุด Spectrum 4

อย่างไรก็ตามโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนที่ผสม In จะไม่สามารถตรวจพบธาตุ In ได้ในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> ดังแสดงในรูปที่ 4.28 แต่จะสามารถตรวจพบธาตุ In ได้ในพื้นที่ยูเทกติก (Eutectic area) ดังแสดงในรูปที่ 4.29



รูปที่ 4.28 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-0.05Mn-doped TiO<sub>2</sub>-0.5In หลังบัดกรี  
ที่จุด Spectrum 1



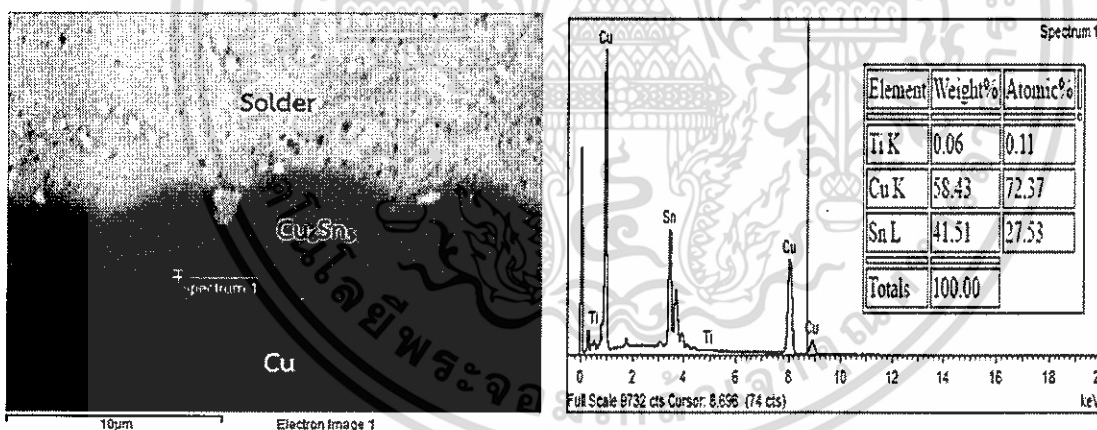
รูปที่ 4.29 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-0.05Mn-doped TiO<sub>2</sub>-0.5In หลังบัดกรี  
ที่จุด Spectrum 3

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

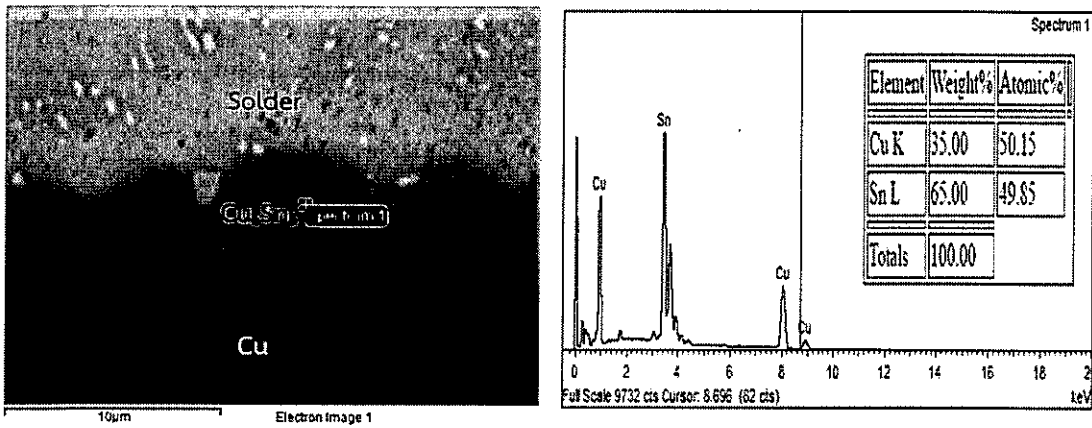
จากผลการตรวจสอบปริมาณธาตุในข้างต้น ซึ่งให้เห็นว่าการกระจายตัวของอนุภาคนาโนแต่ละชนิดมีการกระจายตัวแบบไม่เป็นรูปแบบ และจะเห็นได้ว่าอัตราส่วนของอนุภาคนาโนที่ตรวจพบในโลหะบัดกรีมีปริมาณที่น้อยกว่าอัตราส่วนจริงของอนุภาคนาโนที่เติมลงในโลหะบัดกรี โดยในงานวิจัยของ Chen และคณะ [60] ที่ศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโน TiC ต่อคุณสมบัติในการบัดกรีของโลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu พบว่าเมื่อเติม TiC ปริมาณ 0.05, 0.1 และ 0.2 wt% ลงในโลหะบัดกรีจะเหลือปริมาณของ TiC ในโลหะบัดกรีหลังการบัดกรีเพียง 0.016, 0.018 และ 0.019 wt% ตามลำดับ ซึ่งจากการทดลองของ Chen และคณะ แสดงให้เห็นว่า ขณะการบัดกรีอนุภาคนาโนที่ผสมลงในโลหะบัดกรีจะถูกขับออกจากโลหะบัดกรีมาพร้อมกับฟลักซ์ที่ผสมอยู่ในโลหะบัดกรี และจะเหลืออนุภาคนาโนในโลหะบัดกรีเพียงประมาณ 10-30 wt% ของปริมาณที่เติมลงไป

#### 4.4.2 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะหลังบ่มด้วยความร้อน

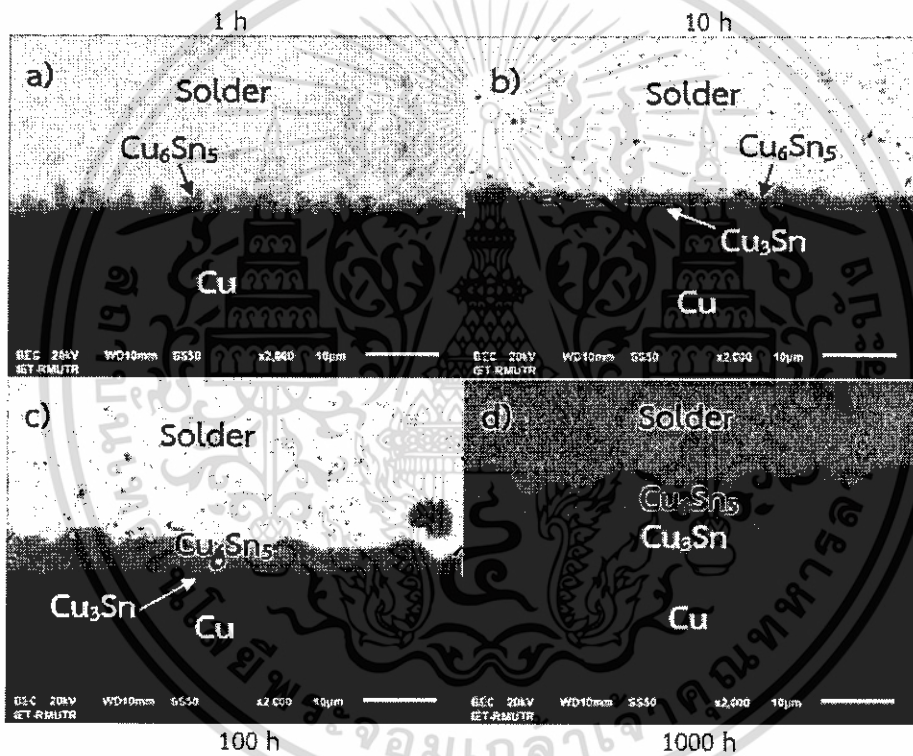
หลังจากชิ้นงานถูกบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ  $170^{\circ}\text{C}$  เป็นระยะเวลา 1, 10, 100 และ 1000 ชั่วโมง พบว่าชิ้นที่ถูกบ่มด้วยความร้อนเป็นระยะเวลา 10, 100 และ 1000 ชั่วโมง จะมีเฟสเกิดขึ้นระหว่างแผ่นทองแดง และเนื้อโลหะบัดกรี 2 เฟส ได้แก่ เฟสสีเข้ม และเฟสสีอ่อน ซึ่งจากการตรวจสอบพบว่า เฟสสีเข้ม ที่อยู่ติดกับ แผ่น ทองแดง คือ เฟส ของ ชิ้น สาร ประกอบ เชิง โลหะ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  ดังแสดงในรูปที่ 4.30 และเฟสสีอ่อนที่อยู่ติดกับเนื้อโลหะบัดกรีคือ เฟสของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ดังแสดงในรูปที่ 4.31 และโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดหลังบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ  $170^{\circ}\text{C}$  เป็นระยะเวลา 1, 10, 100 และ 1000 ชั่วโมงแสดงดังรูปที่ 4.32 - 4.48



รูปที่ 4.30 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-1.0TiO<sub>2</sub>-0.5In หลังบ่มด้วยความร้อนเป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ที่จุด Spectrum 1

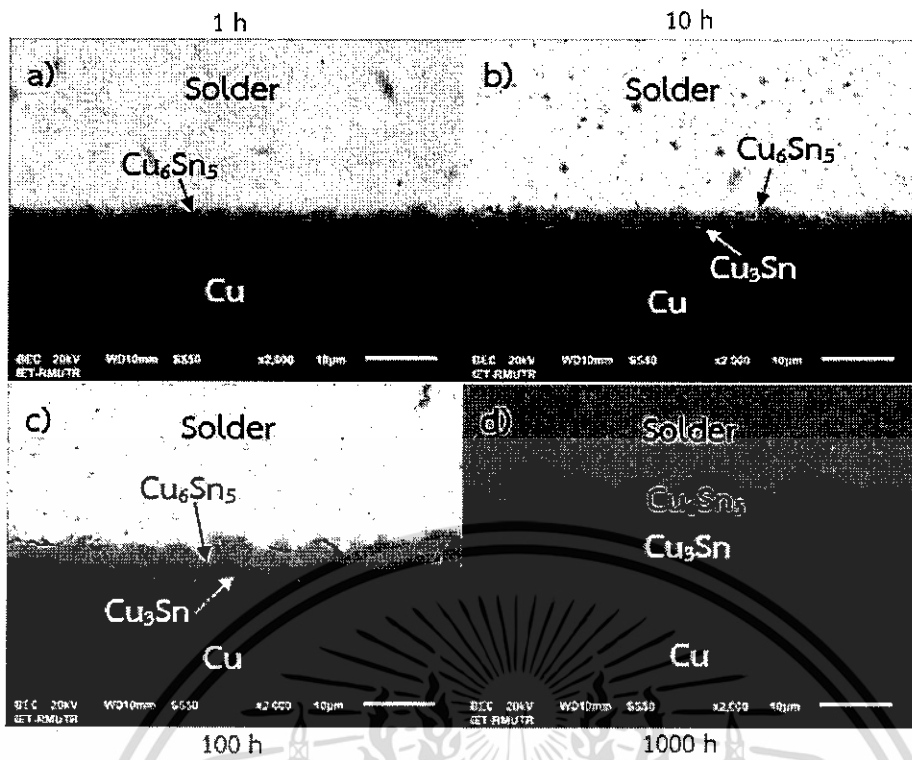


รูปที่ 4.31 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-0.5TiO<sub>2</sub>-0.5In หลังป้อนด้วยความร้อน เป็นระยะเวลา 100 ชั่วโมง ที่จุด Spectrum 1

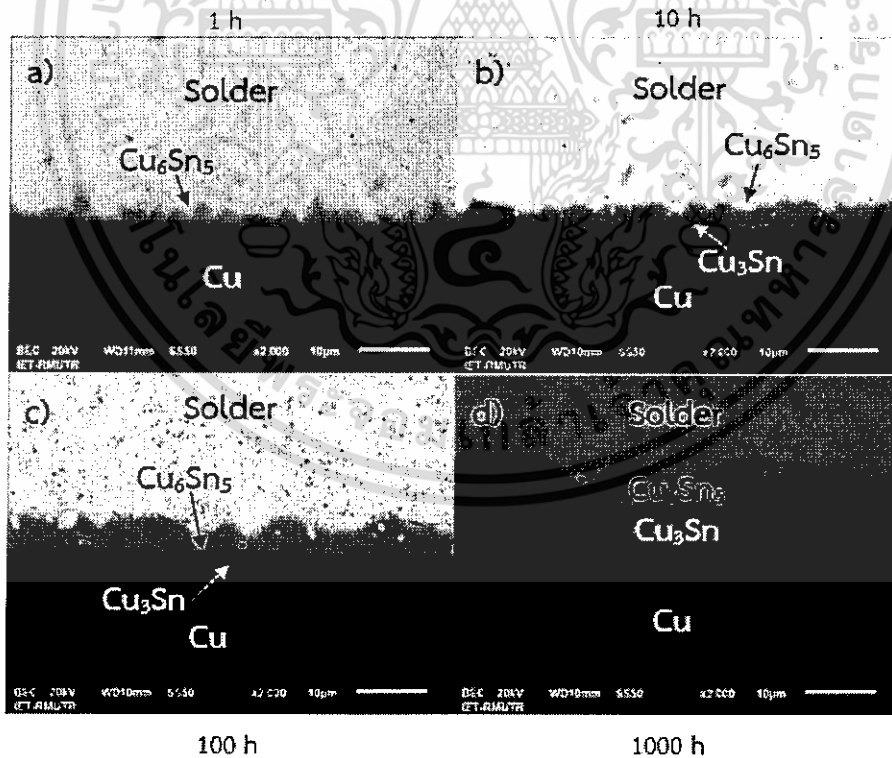


รูปที่ 4.32 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305 หลังป้อนด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง

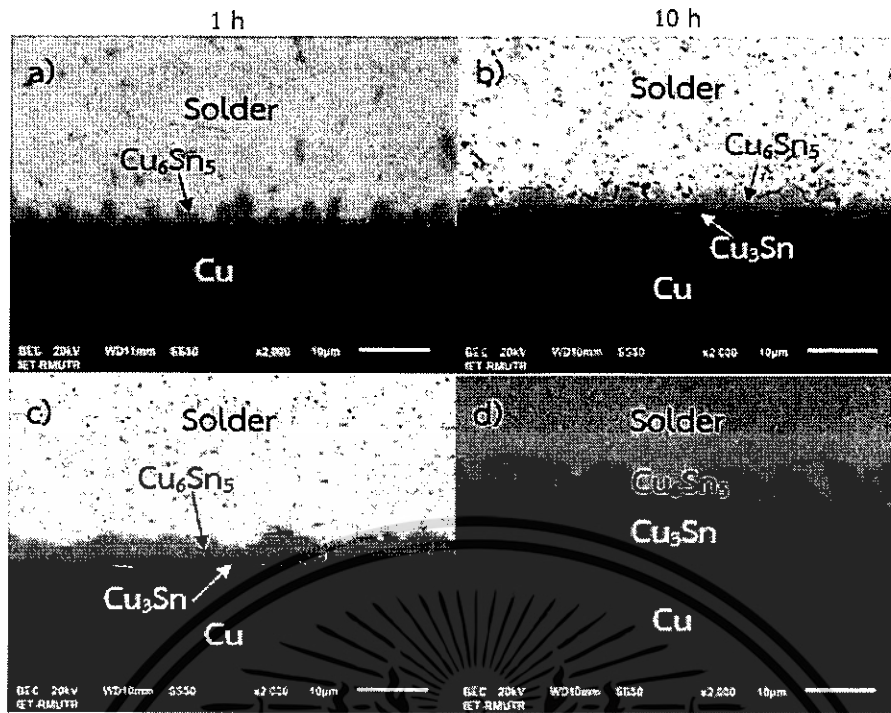
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.33 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.05Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หลังบ่มด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง

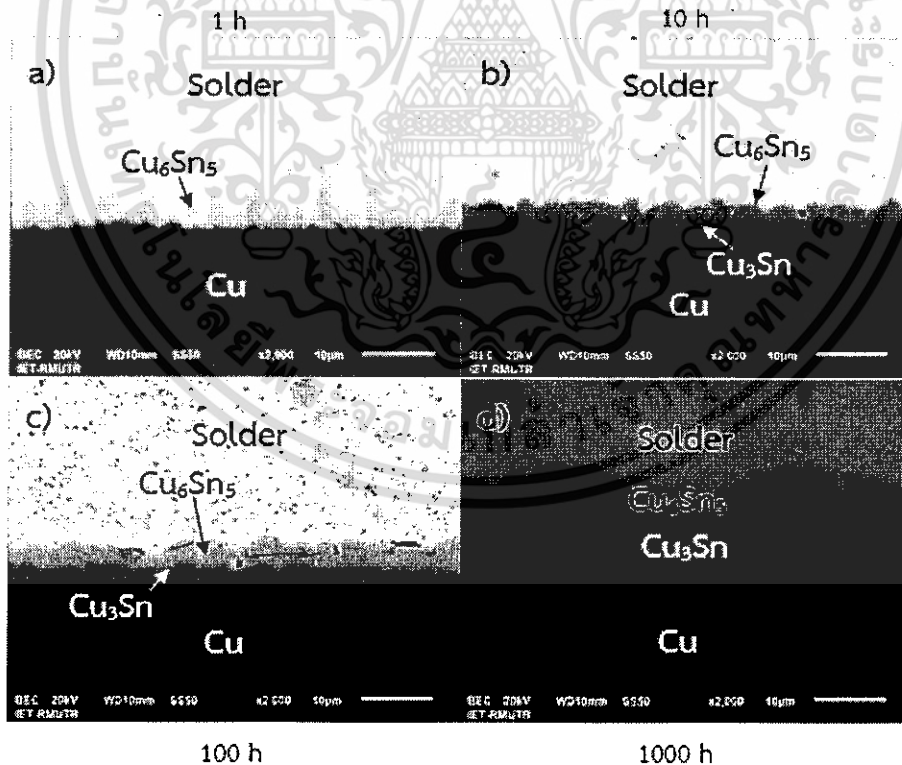


รูปที่ 4.34 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.1Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หลังบ่มด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง



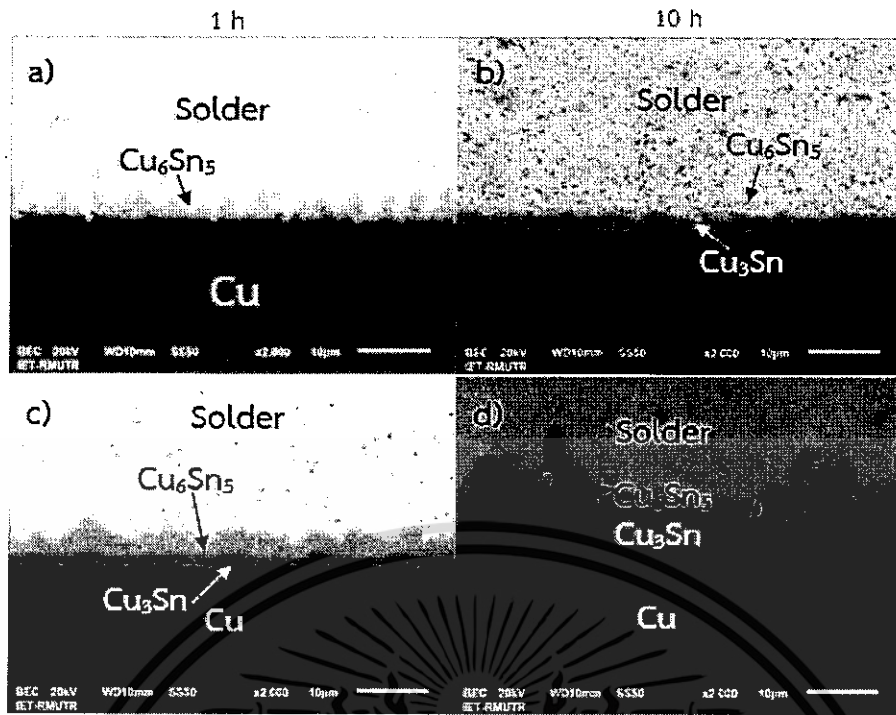
รูปที่ 4.35 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.5Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หลังบ่มด้วยความร้อน

a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง



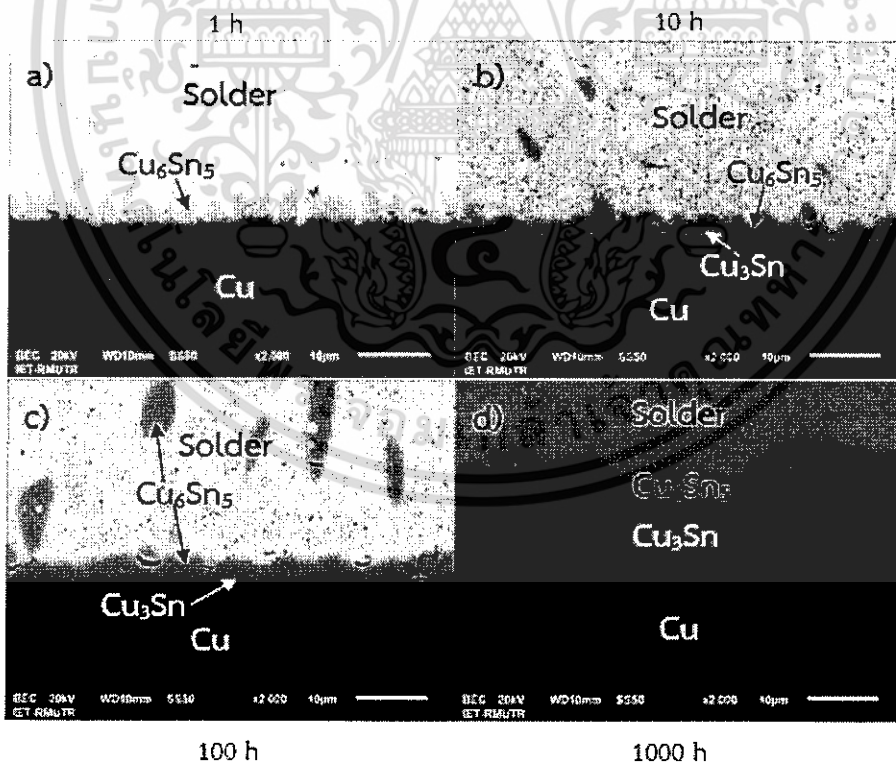
รูปที่ 4.36 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-1.0Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หลังบ่มด้วยความร้อน

a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง



รูปที่ 4.37 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.05Mn-doped  $\text{TiO}_2$ -0.5In หลังบ่มด้วยความร้อน

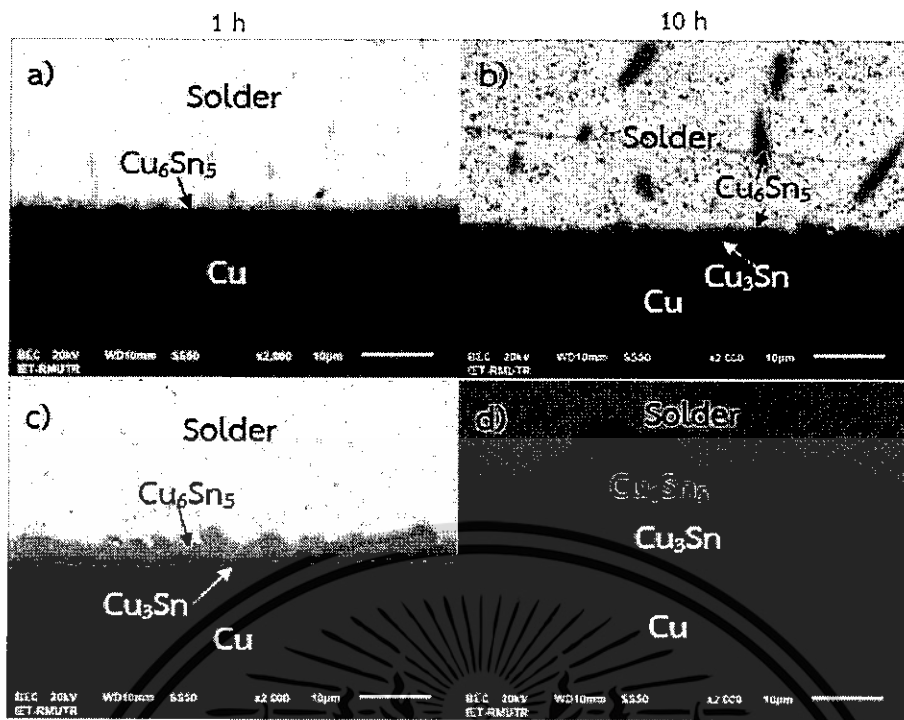
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง



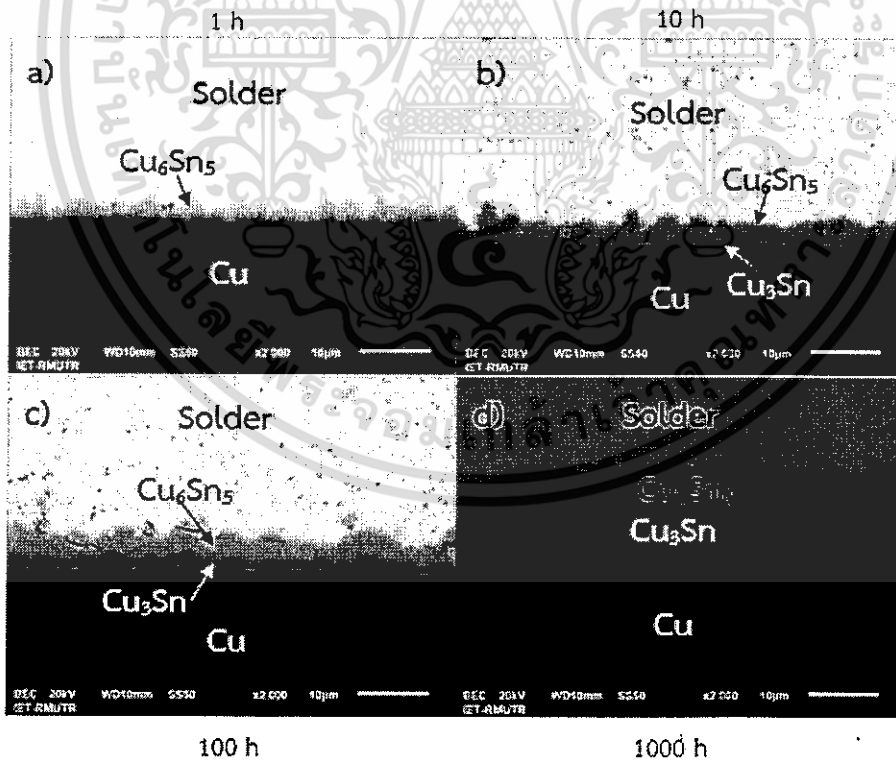
รูปที่ 4.38 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.1Mn-doped  $\text{TiO}_2$ -0.5In หลังบ่มด้วยความร้อน

a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

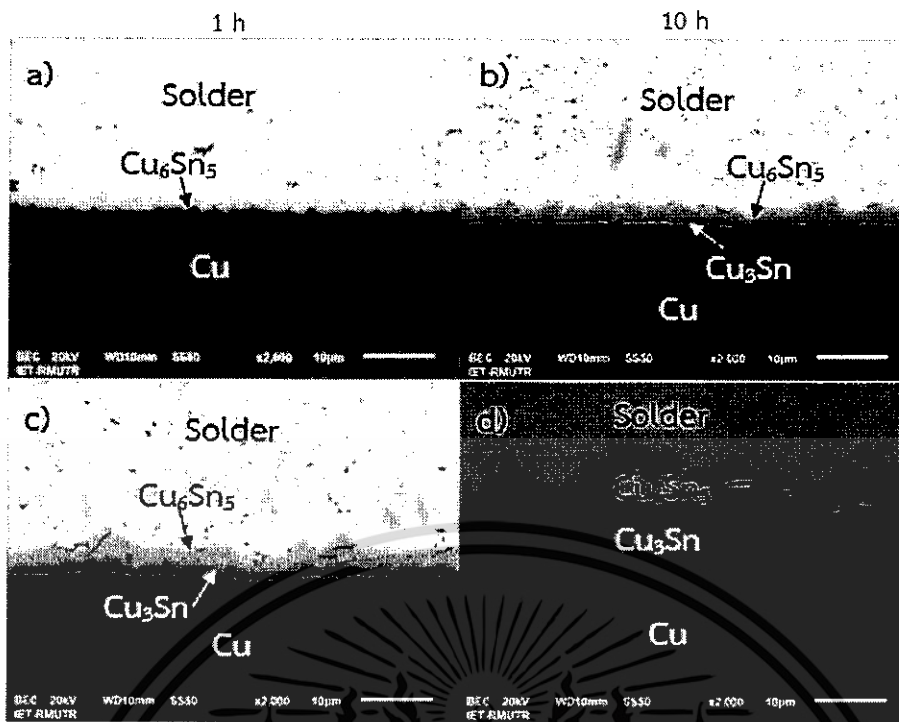


รูปที่ 4.39 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.5Mn-doped  $\text{TiO}_2$ -0.5In หลังบ่มด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง

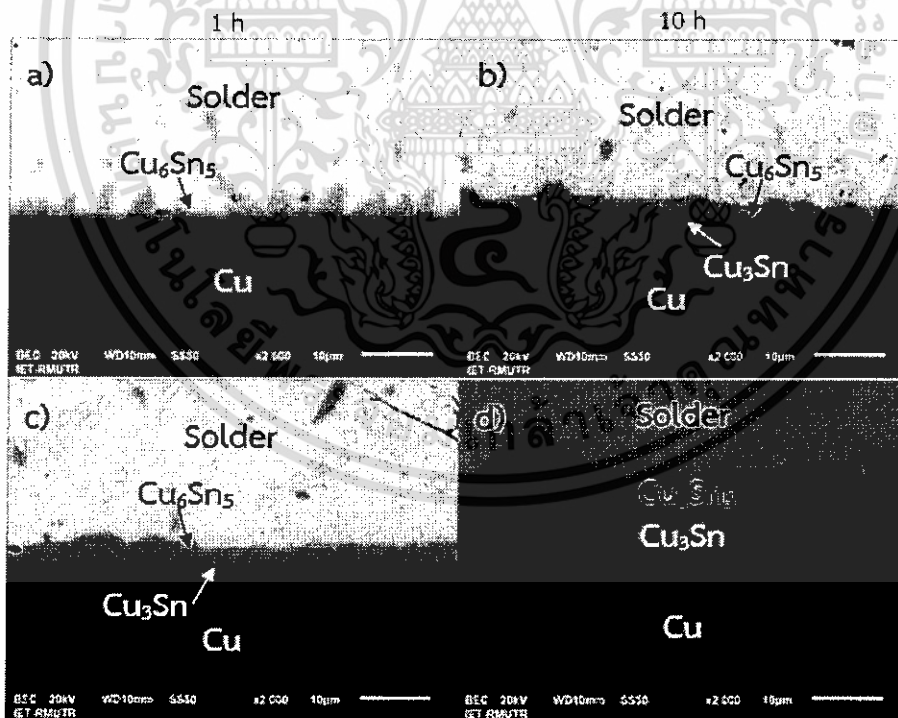


รูปที่ 4.40 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-1.0Mn-doped  $\text{TiO}_2$ -0.5In หลังบ่มด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

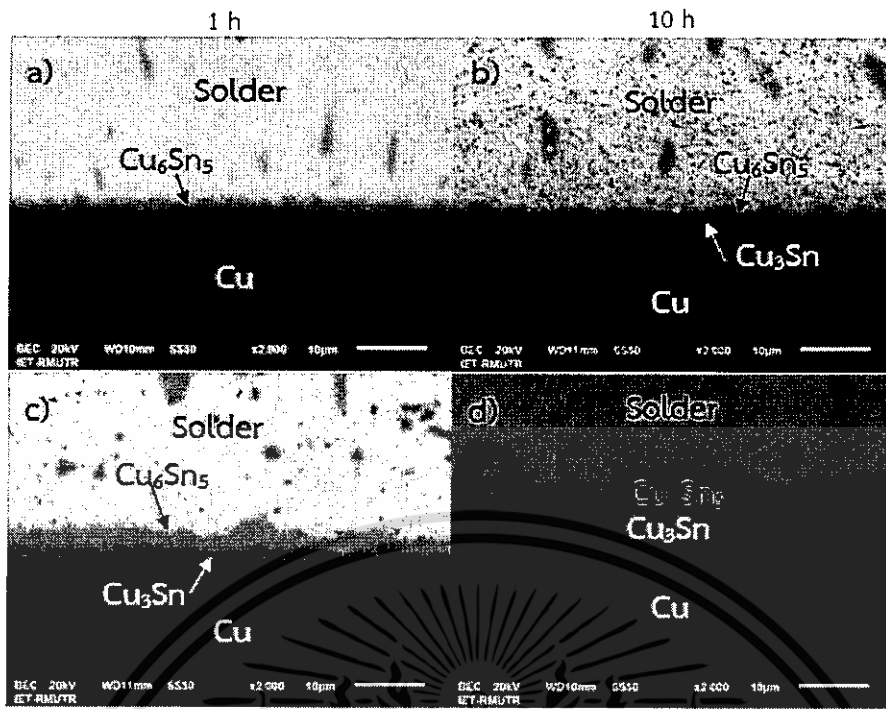


รูปที่ 4.41 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.05TiO<sub>2</sub> หลังบ่มด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง

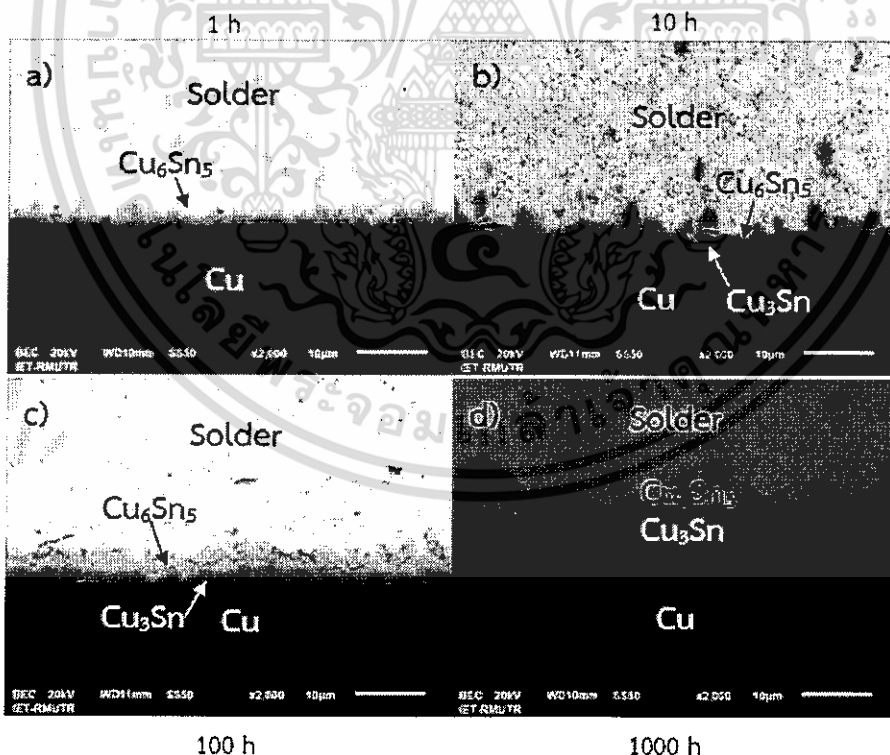


รูปที่ 4.42 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.1TiO<sub>2</sub> หลังบ่มด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

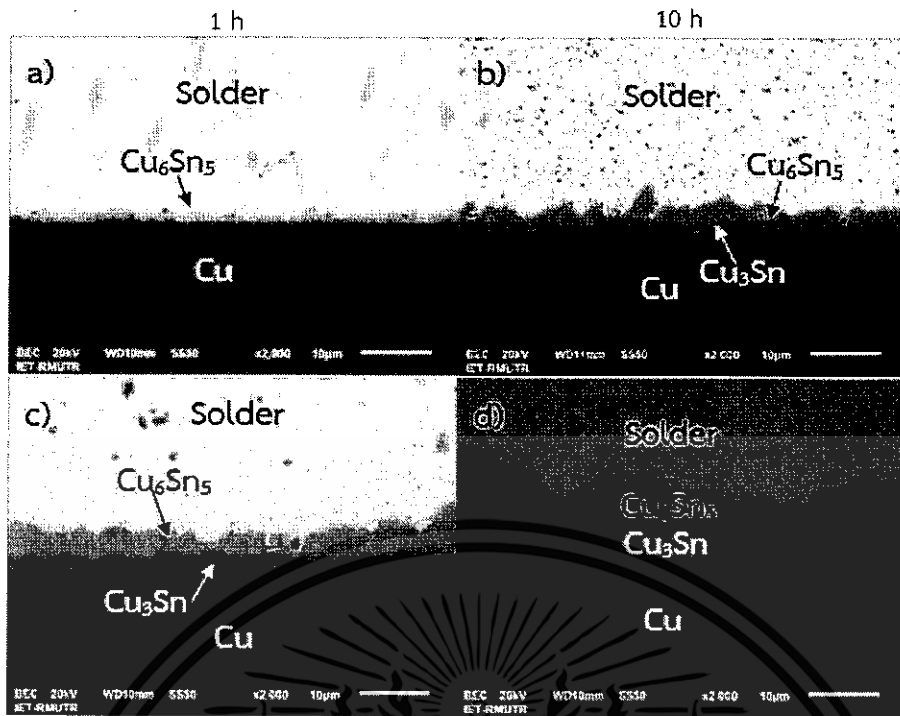


รูปที่ 4.43 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.5TiO<sub>2</sub> หลังบ่มด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง

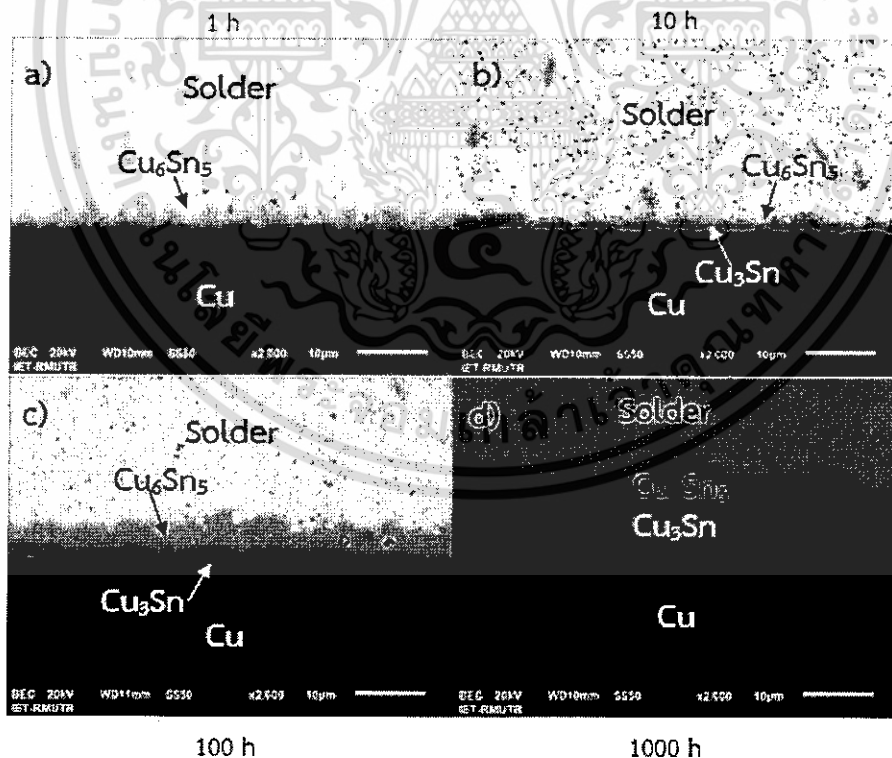


รูปที่ 4.44 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-1.0TiO<sub>2</sub> หลังบ่มด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

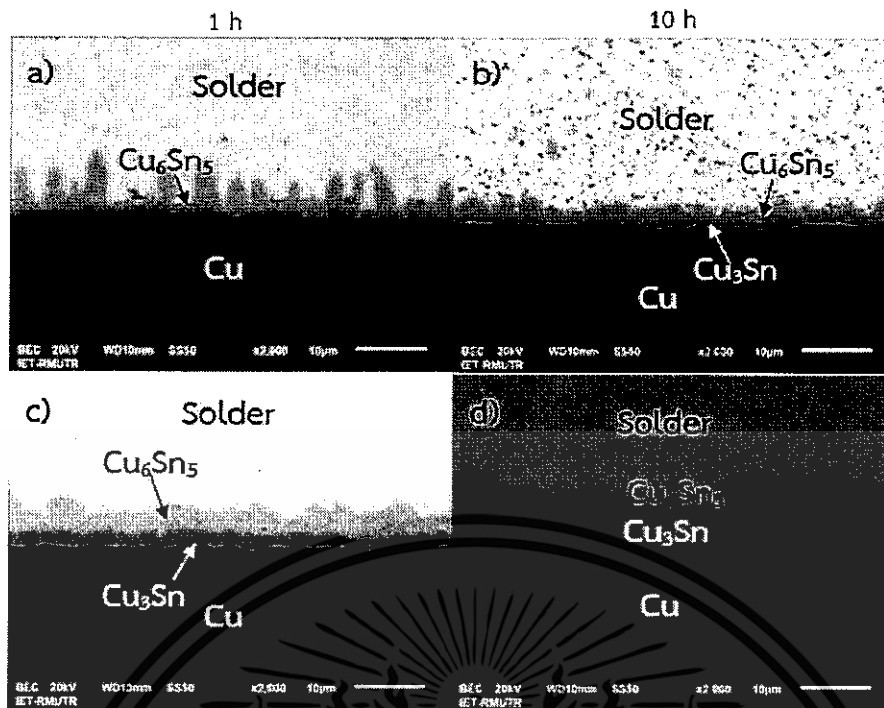


รูปที่ 4.45 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.05TiO<sub>2</sub>-0.5In หลังบ่มด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง

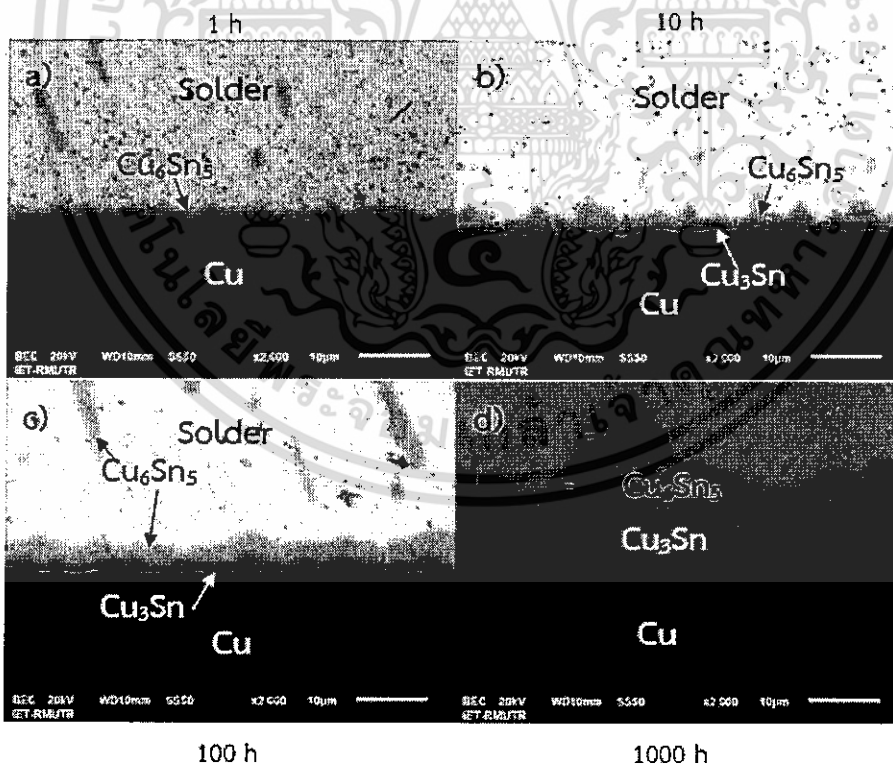


รูปที่ 4.46 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.1TiO<sub>2</sub>-0.5In หลังบ่มด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.47 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-0.5TiO<sub>2</sub>-0.5In หลังป้อนด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง



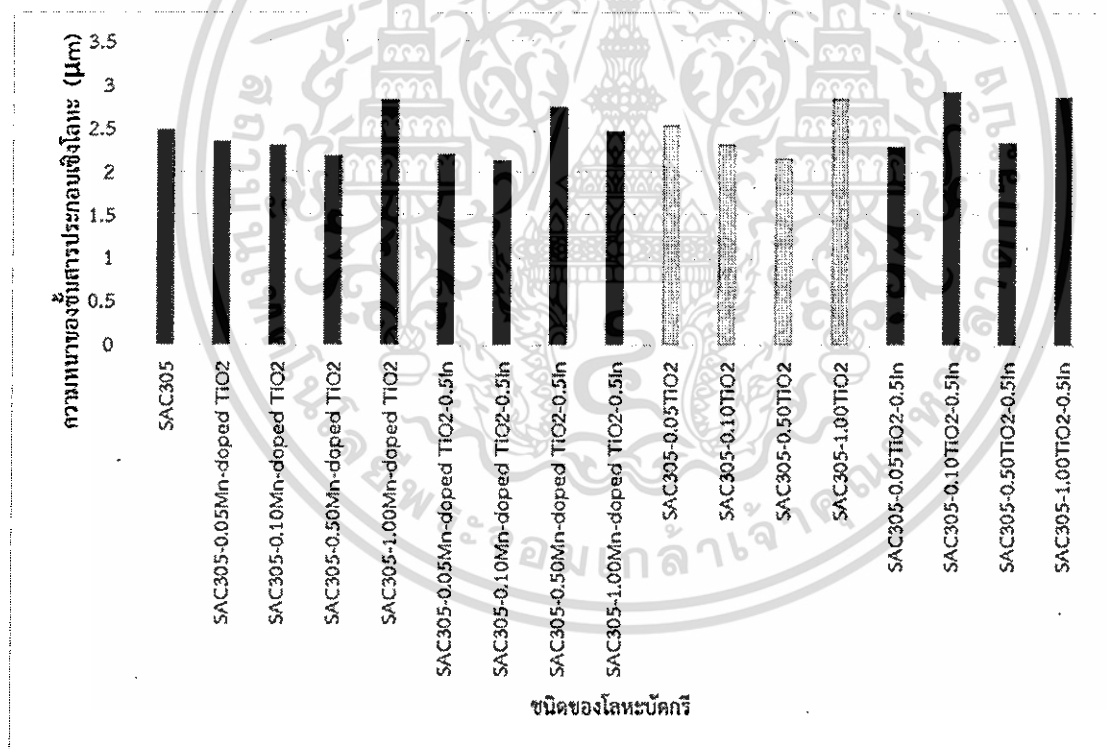
รูปที่ 4.48 โครงสร้างจุลภาคของ SAC305-1.0TiO<sub>2</sub>-0.5In หลังป้อนด้วยความร้อน  
a) 1 ชั่วโมง b) 10 ชั่วโมง c) 100 ชั่วโมง d) 1000 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 4.5 ขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

### 4.5.1 ขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรี

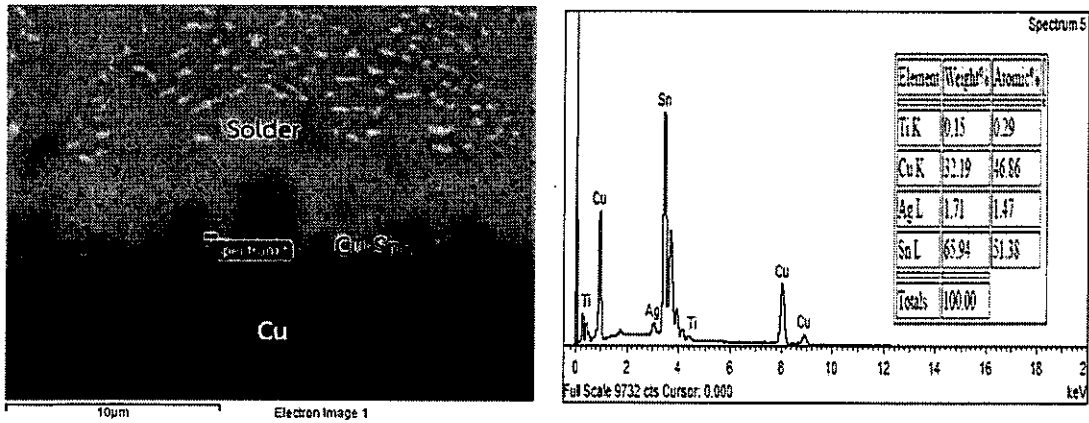
จากการวัดขนาดชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรีของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด แสดงดังรูปที่ 4.49 พบว่าการเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณไม่เกิน 0.5 wt% ทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบมีขนาดลดลง ซึ่งขนาดของชั้นสารประกอบจะลดลงสูงสุดเมื่อเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณ 0.5 wt% โดยขนาดของชั้นสารประกอบจะลดลง 11% เมื่อเทียบกับโลหะบัดกรีพื้นฐาน จากผลการทดลองชี้ให้เห็นว่าการเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณไม่เกิน 0.5 wt% สามารถช่วยยับยั้งการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้ อย่างไรก็ตามเมื่อเติม Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณที่มากขึ้นพบว่า ความหนาของชั้นสารประกอบจะมีขนาดเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ยังพบว่าการเติมอนุภาคนาโน  $\text{TiO}_2$  มีผลต่อขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในลักษณะเช่นเดียวกันกับการเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ลงในโลหะบัดกรี โดยงานวิจัยของ Li และคณะ [61] ได้ศึกษาผลกระทบของ  $\text{TiO}_2$  ต่อการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะพบว่า การเติม  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณเล็กน้อยสามารถช่วยลดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้ อย่างไรก็ตามการเติม  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณที่มากเกินไปจะส่งผลให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเพิ่มขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับผลทดลองที่ได้ในวิทยานิพนธ์นี้



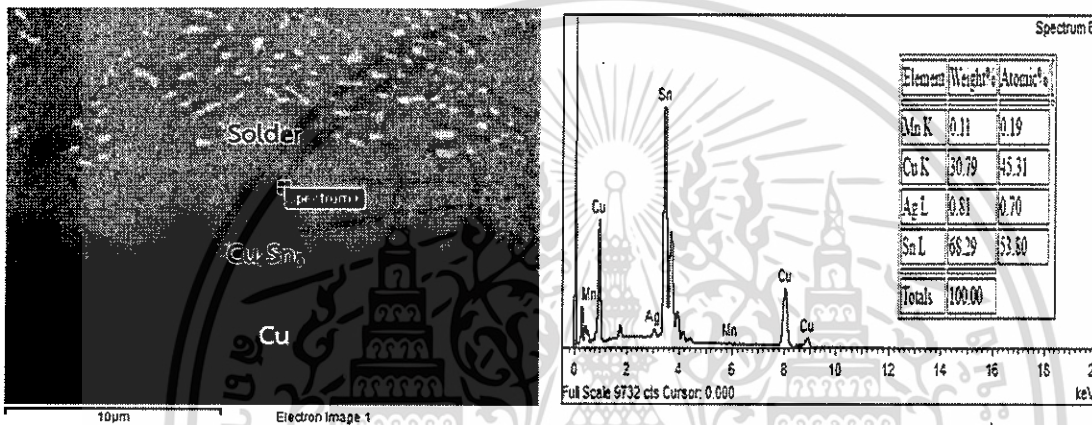
รูปที่ 4.49 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรีของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

จากการตรวจสอบปริมาณธาตุของโลหะบัดกรีที่เติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณ 0.5 wt% ดังรูปที่ 4.50 และ 4.51 พบว่ามีธาตุ Ti และ Mn กระจายตัวอยู่บริเวณรอยต่อระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  กับเนื้อโลหะบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

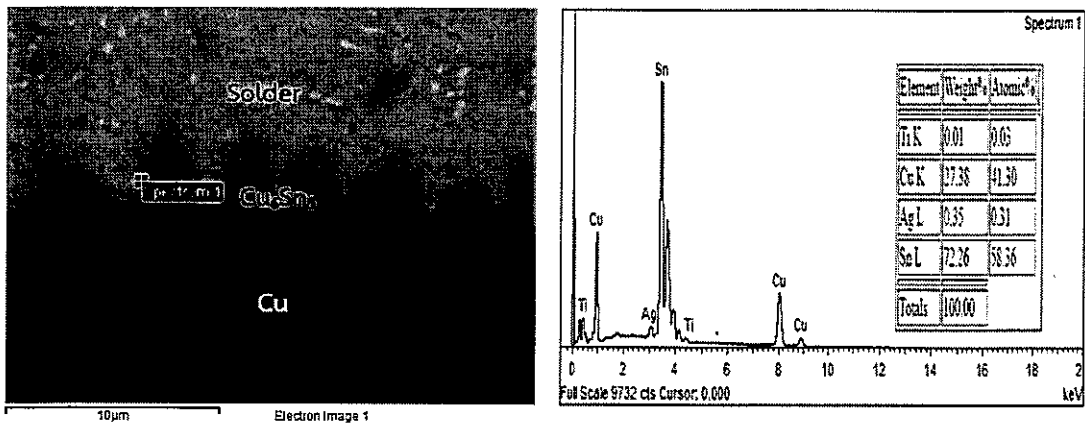


รูปที่ 4.50 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-0.5Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ที่จุด Spectrum 5

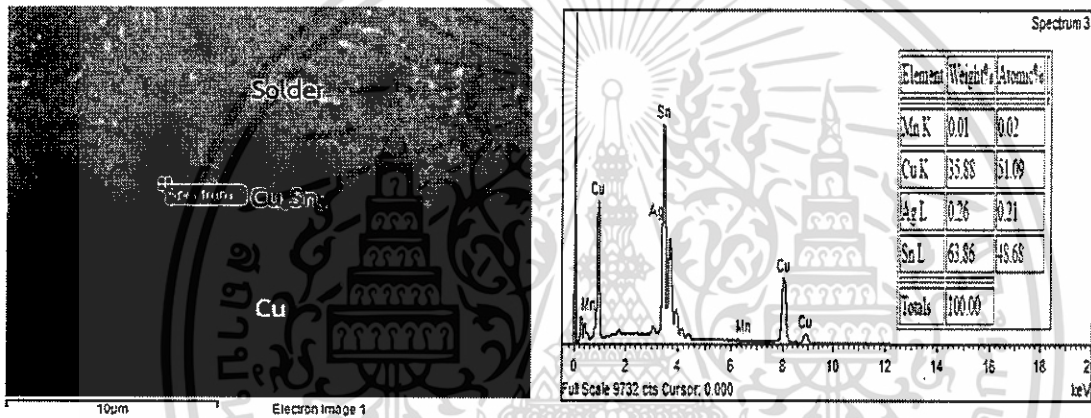


รูปที่ 4.51 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-0.5Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ที่จุด Spectrum 6

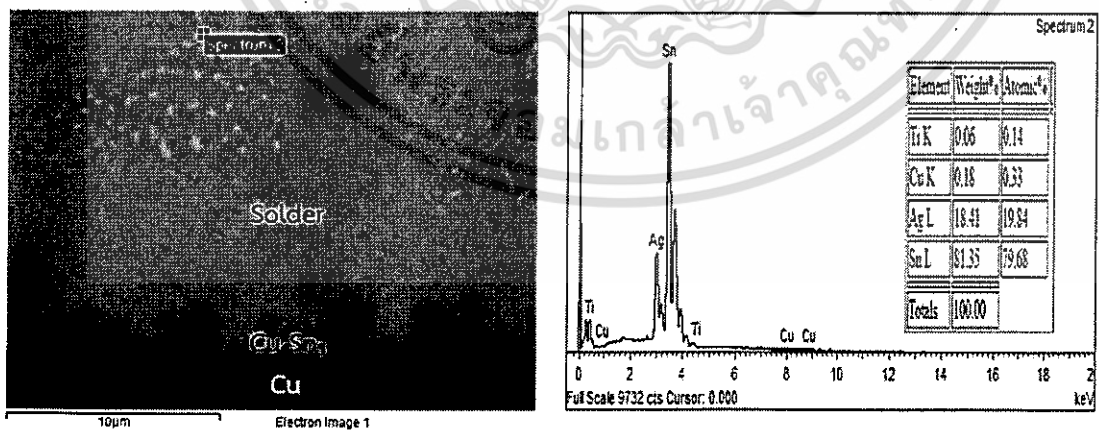
แต่เมื่อตรวจสอบปริมาณธาตุของโลหะบัดกรีที่เติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณ 1.0 wt% ดังรูปที่ 4.52 และ 4.53 พบว่า ปริมาณธาตุ Ti และ Mn มีปริมาณที่น้อยกว่าเมื่อเทียบกับการเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณ 0.5 wt% โดยพบว่า ปริมาณธาตุ Ti หรือ Mn ในโลหะบัดกรีที่เติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณมาก ( $\geq 0.5$  wt%) จะสามารถตรวจพบได้ง่ายกว่าในเนื้อโลหะบัดกรี ดังแสดงในรูปที่ 4.54



รูปที่ 4.52 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-1.0Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ที่จุด Spectrum 1



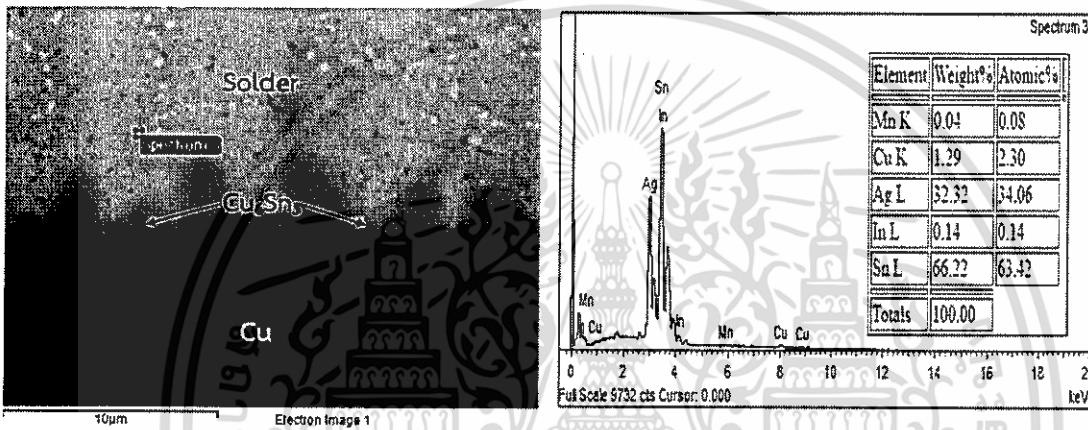
รูปที่ 4.53 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-1.0Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ที่จุด Spectrum 3



รูปที่ 4.54 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-1.0 $\text{TiO}_2$  ที่จุด Spectrum 2

จากผลการทดลองขนาดของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะ การตรวจสอบปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี และงานวิจัยของ Li และคณะ ชี้ให้เห็นว่า อนุภาคนาโนที่เติมลงในโลหะบัดกรีสามารถช่วยยับยั้งการแพร่ของเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้ แต่หากเติมอนุภาคนาโนในปริมาณมากเกินไปจะทำให้ปริมาณธาตุ Ti และ Mn ในบริเวณชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีปริมาณที่น้อยลง เนื่องจากเมื่ออนุภาคนาโนมีปริมาณมากจะเกิดการรวมตัว (Accumulation) อยู่ในบริเวณเนื้อโลหะบัดกรี ส่งผลให้อนุภาคนาโนที่อยู่บริเวณชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีปริมาณลดลง และทำให้ความสามารถในการยับยั้งการแพร่ของอนุภาคนาโนมีค่าลดลง กรณีการเติม In ร่วมกับอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  พบว่าการเติม In ไม่ส่งผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ที่เกิดขึ้นหลังการบัดกรี โดยเมื่อทำการตรวจสอบปริมาณธาตุของโลหะบัดกรีที่ผสม In ร่วมกับ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  ไม่พบว่ามีธาตุ In อยู่ในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ แต่จะสามารถพบธาตุ In ได้บริเวณพื้นที่ยูเทกติก ดังแสดงในรูปที่ 4.55 ดังนั้นการเติม In จึงไม่ส่งผลต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรี



รูปที่ 4.55 ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี SAC305-0.05Mn-doped  $\text{TiO}_2$ -0.5In หลังบัดกรีที่จุด Spectrum 3

#### 4.5.1 ขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบ่มด้วยความร้อน

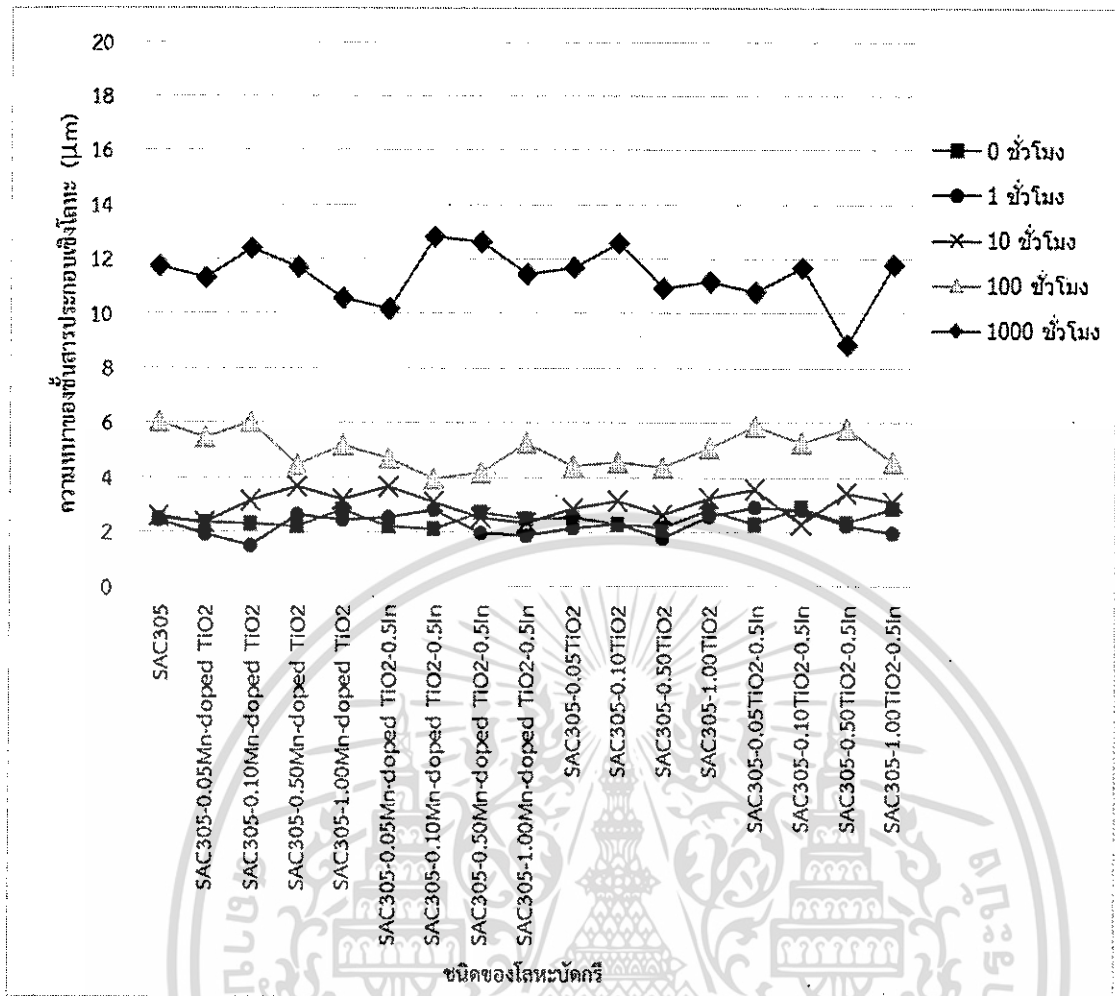
เพื่อที่จะศึกษาผลกระทบของอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$  และ In ต่อการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในระยะยาว ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$ ) หลังจากการบัดกรีและบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ  $170^\circ\text{C}$  เป็นระยะเวลา 1, 10, 100 และ 1000 ชั่วโมง จะถูกวัดและแสดงผล ดังตารางที่ 4.6 และรูปที่ 4.56

ตารางที่ 4.6 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5+\text{Cu}_3\text{Sn}$  ที่อุณหภูมิบ่ม  $170^\circ\text{C}$ 

ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $\text{Cu}_6\text{Sn}_5+\text{Cu}_3\text{Sn}$ ( $\mu\text{m}$ )					
โลหะบัดกรี	เวลา (hr)				
	0	1	10	100	1000
SAC305	2.48	2.45	2.60	6.01	11.74
SAC305-0.05Mn-doped $\text{TiO}_2$	2.34	1.95	2.35	5.45	11.30
SAC305-0.10Mn-doped $\text{TiO}_2$	2.30	1.50	3.14	6.03	12.4
SAC305-0.50Mn-doped $\text{TiO}_2$	2.19	2.65	3.66	4.48	11.67
SAC305-1.00Mn-doped $\text{TiO}_2$	2.83	2.45	3.20	5.18	10.56
SAC305-0.05Mn-doped $\text{TiO}_2-0.5\text{In}$	2.20	2.54	3.67	4.69	10.18
SAC305-0.10Mn-doped $\text{TiO}_2-0.5\text{In}$	2.12	2.8	3.12	3.97	12.81
SAC305-0.50Mn-doped $\text{TiO}_2-0.5\text{In}$	2.75	1.98	2.52	4.17	12.65
SAC305-1.00Mn-doped $\text{TiO}_2-0.5\text{In}$	2.47	1.86	2.35	5.29	11.47
SAC305-0.05 $\text{TiO}_2$	2.54	2.14	2.88	4.41	11.69
SAC305-0.10 $\text{TiO}_2$	2.31	2.29	3.17	4.58	12.58
SAC305-0.50 $\text{TiO}_2$	2.15	1.8	2.62	4.39	10.95
SAC305-1.00 $\text{TiO}_2$	2.84	2.61	3.25	5.07	11.18

จะเห็นได้ว่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5+\text{Cu}_3\text{Sn}$ ) เมื่อผ่านการบ่มความร้อนจะมีขนาดหนาขึ้นตามระยะเวลาการบ่มที่เพิ่มขึ้น โดยจะสังเกตเห็นการเปลี่ยนแปลงได้อย่างชัดเจนเมื่อขึ้นงานผ่านการบ่มความร้อนเป็นระยะเวลา 1000 ชั่วโมง จากรูปที่ 4.56 พบว่าการเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  สามารถช่วยลดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวมได้เมื่อมีปริมาณเพิ่มมากขึ้น ซึ่งจากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีที่เติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณ 1 wt% ก่อนการบ่มความร้อนพบว่า อนุภาคนาโนส่วนใหญ่จะมีแนวโน้มการรวมตัวอยู่บริเวณพื้นที่ยูเทกติกในเนื้อโลหะบัดกรี ซึ่งเป็นเฟสที่มีส่วนประกอบของ Sn, Ag และ Cu อยู่ในพื้นที่ดังกล่าว โดยหลังจากขึ้นงานผ่านการบ่มความร้อนเป็นเวลานาน ซึ่งเป็นไปได้ว่าอนุภาคนาโนที่กระจายอยู่ในเนื้อโลหะบัดกรีสามารถช่วยยับยั้งการแพร่ของอะตอม Sn เข้าสู่ชั้นสารประกอบเชิงโลหะขณะทำการบ่มความร้อน ดังนั้นโลหะบัดกรีที่มีอนุภาคนาโนผสมอยู่ในปริมาณมากจึงมีขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่บางกว่าโลหะบัดกรีที่ผสมอนุภาคนาโนในปริมาณน้อย ส่วนการเติมอนุภาค In ร่วมกับอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  พบว่าไม่มีผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบรวม เนื่องจากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีเชิงประกอบนาโนที่มีส่วนผสมของ In ไม่พบว่ามี In อยู่ในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ แม้ว่าจะสามารถตรวจพบ In ได้ในเนื้อโลหะบัดกรี แต่ก็พบเพียงบางบริเวณในเนื้อโลหะบัดกรีเท่านั้น ซึ่งถือว่าพบได้ยากเมื่อเปรียบเทียบกับ การตรวจพบอนุภาคนาโน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



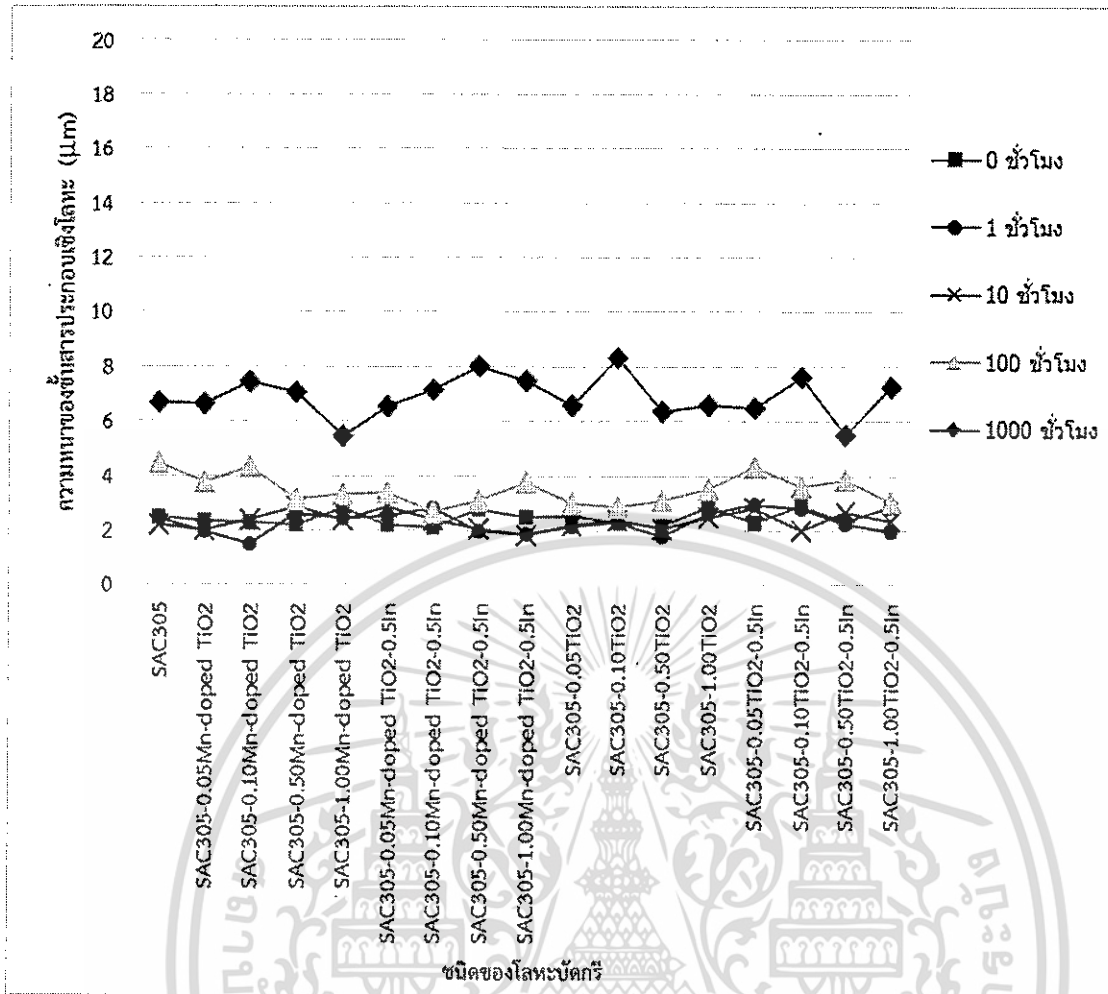
รูปที่ 4.56 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$ ) หลังจากการบัดกรีและบ่มความร้อนที่อุณหภูมิ  $170^\circ\text{C}$  เป็นระยะเวลา 1, 10, 100 และ 1000 ชั่วโมง

สำหรับความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ได้แสดงในตารางที่ 4.7 และรูปที่ 4.57 โดยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  จะเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิและเวลาบ่มเพิ่มขึ้น เช่นเดียวกับชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ซึ่งมีแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงที่ใกล้เคียงกับแนวโน้มของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ดังนั้นอนุภาคนาโนที่เติมลงในโลหะบัดกรีจึงมีผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  เช่นเดียวกับชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม

ตารางที่ 4.7 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ที่อุณหภูมิ 170°C

โลหะบัดกรี	ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ( $\mu\text{m}$ )				
	เวลา (hr)				
	0	1	10	100	1000
SAC305	2.48	2.45	2.21	4.49	6.71
SAC305-0.05Mn-doped $\text{TiO}_2$	2.34	1.95	2.03	3.75	6.62
SAC305-0.10Mn-doped $\text{TiO}_2$	2.30	1.50	2.37	4.34	7.44
SAC305-0.50Mn-doped $\text{TiO}_2$	2.19	2.65	2.87	3.15	7.05
SAC305-1.00Mn-doped $\text{TiO}_2$	2.83	2.45	2.40	3.32	5.47
SAC305-0.05Mn-doped $\text{TiO}_2$ -0.5In	2.20	2.54	2.89	3.38	6.54
SAC305-0.10Mn-doped $\text{TiO}_2$ -0.5In	2.12	2.8	2.38	2.66	7.17
SAC305-0.50Mn-doped $\text{TiO}_2$ -0.5In	2.75	1.98	2.08	3.08	8.01
SAC305-1.00Mn-doped $\text{TiO}_2$ -0.5In	2.47	1.86	1.84	3.78	7.49
SAC305-0.05 $\text{TiO}_2$	2.54	2.14	2.22	3.01	6.59
SAC305-0.10 $\text{TiO}_2$	2.31	2.29	2.41	2.85	8.31
SAC305-0.50 $\text{TiO}_2$	2.15	1.8	2.07	3.11	6.37
SAC305-1.00 $\text{TiO}_2$	2.84	2.61	2.49	3.52	6.60
SAC305-0.05 $\text{TiO}_2$ -0.5In	2.28	2.94	2.80	4.32	6.50
SAC305-0.10 $\text{TiO}_2$ -0.5In	2.92	2.8	2.00	3.64	7.61
SAC305-0.50 $\text{TiO}_2$ -0.5In	2.33	2.26	2.65	3.84	5.49
SAC305-1.00 $\text{TiO}_2$ -0.5In	2.85	1.98	2.36	3.06	7.23

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



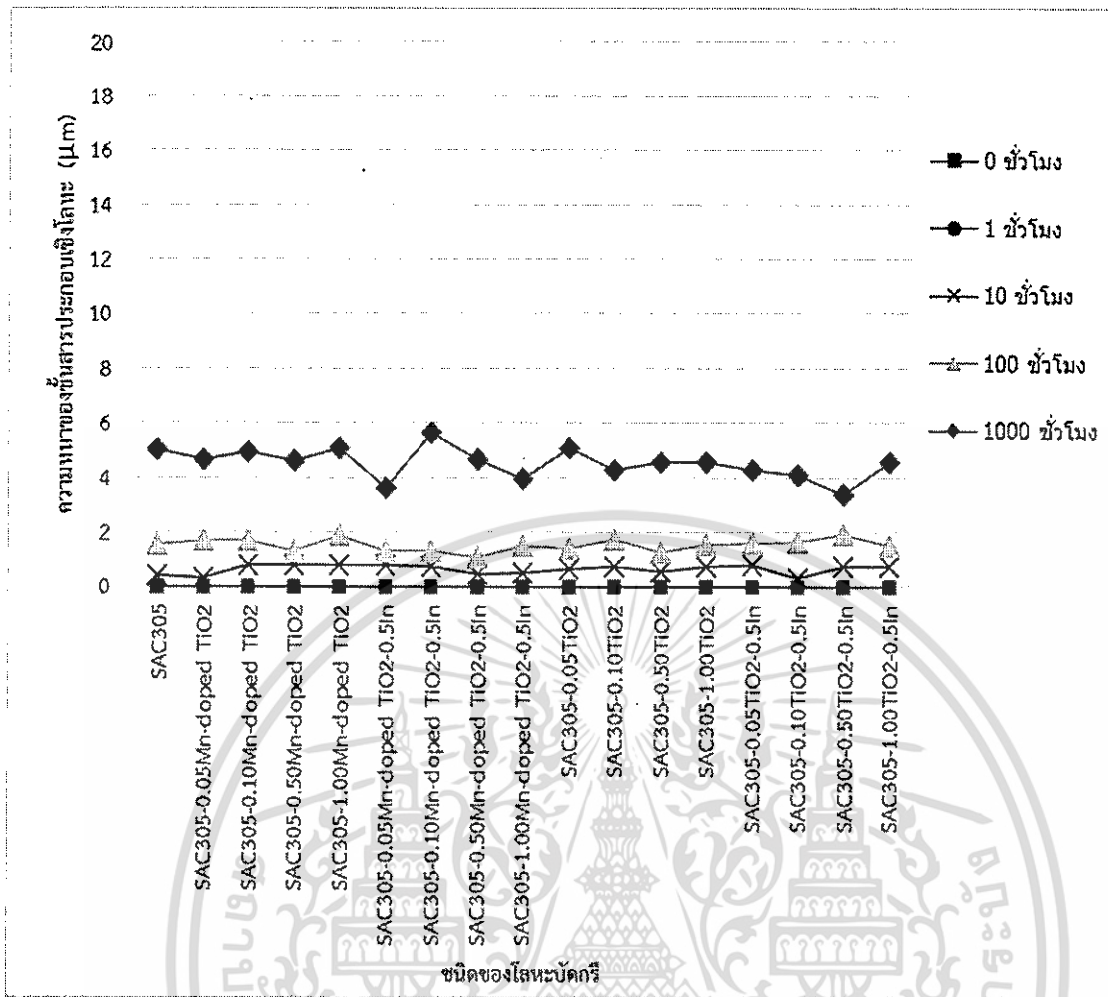
รูปที่ 4.57 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  หลังจากการบัดกรีและบ่มความร้อนที่อุณหภูมิ  $170^\circ\text{C}$  เป็นระยะเวลา 1, 10, 100 และ 1000 ชั่วโมง

สำหรับชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  จะเริ่มเกิดขึ้นหลังจากบ่มความร้อนเป็นระยะเวลา 10 ชั่วโมงและจะมีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อระยะเวลาในการบ่มเพิ่มขึ้น ซึ่งความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  แสดงในตารางที่ 4.8 และรูปที่ 4.58 จากผลการทดลองพบว่าขนาดของชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  จะมีขนาดที่เล็กกว่า  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ซึ่งความหนาของชั้น  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  จะสามารถสังเกตเห็นได้อย่างชัดเจนเมื่อชั้นงานผ่านการบ่มความร้อนเป็นระยะเวลา 1000 ชั่วโมง โดยพบว่าความหนาของชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  จะมีแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงคล้ายคลึงกับความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรี ดังนั้นอนุภาคนาโน และ In ที่เติมลงในโลหะบัดกรีจึงมีผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  เช่นเดียวกับความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรี

ตารางที่ 4.8 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  ที่อุณหภูมิ 170°C

โลหะบัดกรี	ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $\text{Cu}_3\text{Sn}$ ( $\mu\text{m}$ )				
	เวลา (hr)				
	0	1	10	100	1000
SAC305	-	-	0.39	1.52	5.02
SAC305-0.05Mn-doped $\text{TiO}_2$	-	-	0.31	1.70	4.68
SAC305-0.10Mn-doped $\text{TiO}_2$	-	-	0.76	1.68	4.95
SAC305-0.50Mn-doped $\text{TiO}_2$	-	-	0.78	1.33	4.62
SAC305-1.00Mn-doped $\text{TiO}_2$	-	-	0.79	1.85	5.09
SAC305-0.05Mn-doped $\text{TiO}_2$ -0.5In	-	-	0.78	1.30	3.64
SAC305-0.10Mn-doped $\text{TiO}_2$ -0.5In	-	-	0.74	1.30	5.64
SAC305-0.50Mn-doped $\text{TiO}_2$ -0.5In	-	-	0.44	1.08	4.64
SAC305-1.00Mn-doped $\text{TiO}_2$ -0.5In	-	-	0.51	1.51	3.97
SAC305-0.05 $\text{TiO}_2$	-	-	0.66	1.39	5.09
SAC305-0.10 $\text{TiO}_2$	-	-	0.76	1.72	4.26
SAC305-0.50 $\text{TiO}_2$	-	-	0.54	1.27	4.58
SAC305-1.00 $\text{TiO}_2$	-	-	0.76	1.55	4.57
SAC305-0.05 $\text{TiO}_2$ -0.5In	-	-	0.79	1.57	4.30
SAC305-0.10 $\text{TiO}_2$ -0.5In	-	-	0.31	1.63	4.10
SAC305-0.50 $\text{TiO}_2$ -0.5In	-	-	0.76	1.92	3.36
SAC305-1.00 $\text{TiO}_2$ -0.5In	-	-	0.75	1.49	4.55

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.58 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  หลังจากการบัดกรีและบ่มความร้อนที่อุณหภูมิ  $170^\circ\text{C}$  เป็นระยะเวลา 1, 10, 100 และ 1000 ชั่วโมง

## บทที่ 5

### สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ

#### 5.1 สรุปผลการทดลอง

จากการศึกษาอิทธิพลของอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$  และ In ที่มีต่อคุณสมบัติของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแบบครีม SAC305 สามารถสรุปผลการทดลองได้ดังนี้

1. การเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ  $\text{TiO}_2$  สามารถช่วยลดอุณหภูมิไหลตัวของโลหะบัดกรีได้ อย่างไรก็ตามเมื่อเติม In ร่วมกับ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  พบว่าอุณหภูมิไหลตัวมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับกรณีที่เติมเฉพาะ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$

2. การเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ  $\text{TiO}_2$  สามารถช่วยลดอุณหภูมิวิกฤตของโลหะบัดกรีได้ ขณะที่การเติม In ร่วมกับ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  พบว่าสามารถช่วยลดอุณหภูมิวิกฤตของโลหะบัดกรีได้

3. ช่วงอุณหภูมิการหลอมของโลหะบัดกรีจะมีค่าเปลี่ยนแปลงไปเพียงเล็กน้อยเมื่อเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  โดยช่วงอุณหภูมิการหลอมจะมีช่วงแคบลงอย่างชัดเจนเมื่อทำการเติม In ร่วมกับ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$

4. การเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ  $\text{TiO}_2$  สามารถช่วยปรับปรุงความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีได้ เมื่อเติมในปริมาณไม่เกิน 0.5 wt% ซึ่งถ้าปริมาณของอนุภาคนาโนในโลหะบัดกรีมีมากกว่า 0.5 wt% จะทำให้ความสามารถในการเปียกมีค่าที่ลดลง ขณะที่การเติม In ร่วมกับ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  สามารถช่วยปรับปรุงความสามารถในการเปียกให้ดีขึ้น

5. ความสามารถในการพิมพ์จะมีค่าลดลงอย่างเห็นได้ชัดเมื่อเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  และ  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณมาก แต่เมื่อเติม In ร่วมกับ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  พบว่าความสามารถในการพิมพ์มีค่าดีขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับกรณีที่เติมเฉพาะ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$

6. จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดหลังการบัดกรีพบว่าโลหะบัดกรีที่เติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณน้อยจะสามารถลดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ที่เกิดขึ้นได้ ขณะที่การเติม In ร่วมกับ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  พบว่าการเติม In ไม่มีผลต่อชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นหลังการบัดกรี

7. หลังจากการบ่มความร้อนเป็นระยะเวลา 1, 10, 100 และ 1000 ชั่วโมง ชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะมีขนาดที่ใหญ่ขึ้น และมีชั้นสารประกอบเชิงโลหะชั้นที่ 2 เกิดขึ้น คือ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  จากการวัดขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$  ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดพบว่า การเติมอนุภาคนาโน Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  ในปริมาณมากจะสามารถช่วยลดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวมได้ ขณะที่การเติม In ร่วมกับ Mn-doped  $\text{TiO}_2$  หรือ  $\text{TiO}_2$  พบว่าไม่มีผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบรวม ความหนาของชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  มีแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงคล้ายคลึงกับชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม และชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดจะมีแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงคล้ายคลึงกับความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## 5.2 ข้อเสนอแนะและแนวทางการศึกษาในอนาคต

ควรมีการศึกษาศาสมารถของรอยต่อบนแผ่นโลหะที่สนใจ เช่น การทดสอบการดึง ทดสอบความล้า ทดสอบการคืบ การนำไฟฟ้า ของรอยต่อ หรือทดสอบกับสภาวะการใช้งานจริง



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## บทที่ 6

### สรุปผลผลิตงานวิจัย

#### 6.1 ผลผลิตที่คาดว่าจะได้รับของโครงการวิจัย

ผลผลิตที่คาดว่าจะได้รับจากโครงการวิจัย คือ คาดว่าสามารถตีพิมพ์เผยแพร่ผลการวิจัยเป็นบทความฉบับเต็ม (Full paper) ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติที่อยู่ในระบบฐานข้อมูลของ ISI หรือ SJR ได้ รวมทั้งผลการวิจัยที่ได้จะเป็นองค์ความรู้ที่สำคัญทางด้านการผลิตโลหะบัดกรีเชิงประกอบแบบไร้สารตะกั่วและโลหะวิทยาของโลหะบัดกรีแบบไร้สารตะกั่ว และเป็นองค์ความรู้ที่ภาคอุตสาหกรรมสามารถนำไปใช้ประโยชน์ได้

#### 6.2 ผลผลิตที่อยู่ระหว่างการดำเนินการ

ผลผลิตงานวิจัยของโครงการวิจัยนี้ที่อยู่ระหว่างการดำเนินการ คือ การเขียนต้นฉบับ (Manuscript) ของบทความวิจัยที่จะนำเสนอผลการวิจัยที่ได้ ซึ่งคาดว่าจะส่งไปตีพิมพ์เผยแพร่เป็นบทความฉบับเต็ม (Full paper) ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติที่อยู่ในระบบฐานข้อมูลของ ISI หรือ SJR เช่น Materials & Design หรือ Journal of Alloys and Compounds



## เอกสารอ้างอิง

- [1] กระทรวงอุตสาหกรรม. “สรุปภาวะเศรษฐกิจอุตสาหกรรมปี 2558.” [online]. เข้าถึงได้จาก: [http://www.oie.go.th/sites/default/files/attachments/industry\\_overview/annual2015.pdf](http://www.oie.go.th/sites/default/files/attachments/industry_overview/annual2015.pdf). 2558
- [2] ThaiRoHS. “สารต้องห้ามตามระเบียบ RoHS”. [Online]. เข้าถึงได้จาก: [http://www.thairohs.org/index.php?option=com\\_content&task=view&id=65&Itemid=98](http://www.thairohs.org/index.php?option=com_content&task=view&id=65&Itemid=98)
- [3] Lee C. “Getting ready for Lead-Free Solder.” [online] Available: [http://www.indui.com/pbfree/documents/techpapers/Getting\\_Ready.pdf](http://www.indui.com/pbfree/documents/techpapers/Getting_Ready.pdf). 2010
- [4] Carol H., West L., Ursula K., Gaithersburg, and kil W.M. “Fundamental Properties of Pb-Free Solder Alloys.” *Lead-Free Soldering*, 2007. pp. 21-74.
- [5] Betrabet H.S., McGee S.M., and McKinlay J.K. “Processing dispersion- strengthened Sn-Pb solder to achieve microstructural refinement and stability.” *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 25, 1991. pp. 2323-2328.
- [6] Mavoori H., and Jin S. “New, creep-resistant, low melting point solder with ultrafine oxide dispersions,” *Journal of Electronic Materials*, vol. 27, 1998. pp. 1216-1222.
- [7] El-Daly A.A., Fawzy A., Mansour S.F., Younis M.J., Thermal analysis and mechanical properties of Sn-1.0Ag-0.5Cu solder alloy after modification, *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 2013, DOI 10.1007/s10854-013-1200-8.
- [8] Liu P., Yao P., Liu J., Effect of SiC nanoparticle addition on microstructure and microhardness of Sn-Ag-Cu solder alloy, *Journal of Electronic Materials*, 2008; 37(6): 874-879.
- [9] Jakubowska M., Bukat K., Koscielski M., Mlozniak A., Niedzwiedz W., Sloma M., Sitek J., Investigation of properties of the SAC solder paste with the silver nanoparticle and carbon nanotube additives and the nano solder joints, *Electronic System Integration Technology Conference*, 2010.
- [10] Tsao L.C. “Suppressing effect of 0.5 wt% nano-TiO<sub>2</sub> addition into Sn-3.5Ag-0.5Cu solder alloy on the intermetallic growth with Cu substrate during isothermal aging,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 509, 2011, pp. 8441-8448.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [11] Tsao L.C., Huang C.H., Chung C.H., Chen R.S. "Influence of TiO<sub>2</sub> nanoparticles addition on the microstructural and mechanical properties of Sn<sub>0.7</sub>Cu nano-composite solder," *Materials Science and Engineering A*, vol. 545, 2012, pp. 194-200.
- [12] Tsao L.C. "An investigation of microstructure and mechanical properties of novel Sn<sub>3.5</sub>Ag<sub>0.5</sub>Cu-XTiO<sub>2</sub> composite solders as functions of alloy composition and cooling rate," *Materials Science and Engineering A*, vol. 529, 2011, pp. 41-48.
- [13] Massalski T.B., Binary Alloy Phase Diagram, 2<sup>nd</sup> Edition, 2001, ASM International
- [14] Boesenberg A.J., Anderson I.E., Harringa J.L. "Development of Sn-Ag-Cu-X solder for electronic assembly by micro-alloying with Al," *the Journal of Electronic Materials*, vol. 41, 2012, pp. 1868-1881.
- [15] Kanlayasiri K., Mongkolwongrojn M., Ariga T., Influence of indium addition on characteristics of Sn-0.3Ag-0.7Cu solder alloy. *The Journal of Alloys and Compounds*. 2009; 485: 255-230.
- [16] Chang S.Y., Jain C.C., Chuang T.H., Feng L.P., Tsao L.C. "Effect of addition of TiO<sub>2</sub> nanoparticles on the microstructure, microhardness and interfacial reactions of Sn<sub>3.5</sub>AgXCu solder," *Materials and Design*, vol. 32, 2011, pp. 4720-4727.
- [17] Tang Y., Li G.Y., Pan Y.C. "Influence of TiO<sub>2</sub> nanoparticles on IMC growth in Sn-3.0Ag-0.5Cu-xTiO<sub>2</sub> solder joints in reflow process," *the Journal of alloys and Compounds*, vol. 554, 2013, pp. 195-203.
- [18] Siewet T.A., Handwerker C.A., Test Procedures for Developing Solder Data. National Institute of Standards and Technology, USA. 2002.
- [19] ศิริกุล วิสุทธิ์เมธางกูร และ ธวัชชัย บูลุกผล. "การผลิตผงโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วโดยกระบวนการอัลตราโซนิกอะตอมไมเซชัน." รายงานการวิจัยฉบับสมบูรณ์, 2552
- [20] A Random Lab Assistant. "PCB Assembly 101" [online] เข้าถึงได้จาก : <https://hax.co/2012/10/17/pcb-assembly-101/>. 2012
- [21] Douglas Krantz. "General Electronics" [online] เข้าถึงได้จาก : <http://www.douglaskrantz.com/ElecMixedAssembly.html>
- [22] KOKI COMPANY LIMITED. "General Information on Solder Paste" [online] Available : [http://www.pmdtk.upc.smm.lt/dokumentai/Medziaga/inzinerine/mm12/Priedai/3\\_4%20priedas.%2023\\_Solder\\_paste\\_general\\_info\\_KOKI.pdf](http://www.pmdtk.upc.smm.lt/dokumentai/Medziaga/inzinerine/mm12/Priedai/3_4%20priedas.%2023_Solder_paste_general_info_KOKI.pdf)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [23] นิชธิมา พ่างนคร. “วิทยาศาสตร์การไหล (Rheology).” เอกสารประกอบการสอน เคมีฟิลิ กัลป์สำหรับเภสัชศาสตร์, 2552.
- [24] Satyanarayan, Prabhu K.N. “Reactive wetting, evolution of interfacial and bulk IMCs and their effect on mechanical properties of eutectic Sn–Cu solder alloy,” *Advances in Colloid and Interface Science*, vol. 166, 2011, pp. 87-118.
- [25] JAE YONG PARK, CHOON SIK KANG, and JAE PIL JUNG. “The Analysis of the Withdrawal Force Curve of the Wetting Curve Using 63Sn-37Pb and 96.5Sn-3.5Ag Eutectic Solders” *Journal of Electronic Materials*, vol 28, 1999, pp. 1256-1262
- [26] สุเนตร มุลทา. “โครงสร้างผลึก การแพร่ของอะตอมและการแข็งตัวของโลหะ.” *Metallurgy engineering*. สาขาวิศวกรรมอุตสาหการ สถาบันเทคโนโลยีปทุมวัน.
- [27] Zhai Q.J., Guan S.K., Shang Q.Y. “Alloy thermo-mechanism: Theory and application,” *Metallurgy Industry Press*, 1999, pp. 156-60.
- [28] Himikatus. “Himikatusru.” [online]. Available :<http://www.himikatus.ru/art/phase-diagr1/diagrams.php>
- [29] Abtew M., Selvaduray G. “Lead-free solder in microelectronics,” *Materials Science and Engineering*, vol. 27, 2000, pp. 95-141.
- [30] Nai S.M.L., Wei J., Gupta M. “Improving the performance of lead-free solder reinforced with multi-walled carbon nanotubes,” *Materials Science and Engineering*, vol. 423, 2006, pp. 166-169.
- [31] Nai S.M.L., Wei J., Gupta M. “Lead-free solder reinforces with multiwalled carbon nanotubes,” *The Journal of Electronic Materials*, vol 35, 2006, pp. 1518-1522.
- [32] Shen J., Liu Y.C., Han Y.J., Tian Y.M., Gao H.X. “Strengthening effects of ZrO<sub>2</sub> nanoparticles on the microstructure and microhardness of Sn-3.5Ag lead-free solder,” *Journal of Electronic Materials*, vol 35, 2006, pp. 1672-1679.
- [33] Kumar K.M., Kripesh V., Tay A.O. “Single-wall carbon nanotube (SWCNT) functionalized Sn-Ag-Cu lead-free composite solder,” *The Journal of Alloys and Compounds*, vol 450, 2008, pp. 229-237.
- [34] Kumar K.M., Kripesh V., Shen L., Tay A.O. “Study on the microstructure and mechanical properties of a novel SWCNT-reinforced solder alloy for ultra-fine pitch applications,” *Thin Solid Film*, vol 504, 2006, pp. 317-318.
- [35] Tay S.L., Haseeb A.S.M.A., Johan M.R., “Addition of cobalt nanoparticle into Sn-3.8Ag-0.7Cu lead-free solder by paste mixing,” *Soldering & Surface Mount Technology*, vol 23, 2011, pp.10-14.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [36] Tsao L.C. “An investigation of microstructure and mechanical properties of novel Sn<sub>3.5</sub>Ag<sub>0.5</sub>Cu-XTiO<sub>2</sub> composite solder solders as functions of alloy composition and cooling rate,” *Materials Science and Engineering A*, vol 529, 2011, pp.41-48.
- [37] Tai F., Guo F., Xia Z.D., Lei Y.P., Yan Y.F., Liu J.P., “Processing and creep properties of Sn-Cu Composite solder with small amounts of nanosized Ag reinforcement additions,” *Journal of Electronic Materials*, vol 34, 2005, pp. 1357-1362.
- [38] Yue G., Xiuchen Z., Yi B., Ying L., Yong W., Zhenyu L., “Effect of nano-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> additions on wettability and interfacial intermetallic growth of low-Ag content Sn-Ag-Cu solders on Cu substrates,” *The Journal of Alloys and Compounds*, vol 627, 2015, pp.39-47.
- [39] Durairaj D., Lam Wai Man, Ekere N.N., Mallik S. “The effect of wall-slip formation on the rheological behavior of lead-free solder pastes,” *Materials and Design*, vol. 31, 2010, pp. 1056-1062.
- [40] Duraira D., Jackson G.J., Ekere N.N., Glinsk G., Bailey C. “Correlation of solder paste rheology with computational simulations of the stencil printing process,” *The Journal of Surface Mount Technology*, vol 14, 2002, pp. 11-17.
- [41] Zhao X., Wen Y., Li Y., Liu Y., Wang Y. “Effect of V-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanoparticles size on the properties of Sn-1.0Ag-0.5Cu nano-composite solders and joints,” *The Journal of Alloys and Compounds*, vol 662, 2016, pp. 272-282.
- [42] Almit. “ALMIT SRC Solder Paste LFM-48 W TM-HP.” [online]. Available : [http://www.almit.com/dloads/Specs/leadfree/spec\\_lfm48w%20tmhp.pdf](http://www.almit.com/dloads/Specs/leadfree/spec_lfm48w%20tmhp.pdf)
- [43] SIGMA-ALDRICH. “Titanium(IV) oxide contains 1% Mn as dopant.” [online]. Available : <http://www.sigmaaldrich.com/catalog/product/aldrich/677469?lang=en&region=SG>
- [44] SIGMA-ALDRICH. “Titanium(IV) oxide.” [online]. Available : [http://www.sigmaaldrich.com/catalog/product/aldrich/637262?lang=en&region=SG&cm\\_sp=insite\\_-\\_prodRecCold\\_xviews\\_-\\_prodRecCold10-2](http://www.sigmaaldrich.com/catalog/product/aldrich/637262?lang=en&region=SG&cm_sp=insite_-_prodRecCold_xviews_-_prodRecCold10-2)
- [45] SIGMA-ALDRICH. “Safety Data Sheet.” [Online]. Available : <http://www.sigmaaldrich.com/catalog/product/aldrich/264032?lang=en&region=TH.2016>.
- [46] NETZSCH. “Differential Scanning Calorimetry.” [online]. Available : [http://www.paralab.pt/sites/default/files/pdf/DSC204F1\\_PHEONIX.pdf](http://www.paralab.pt/sites/default/files/pdf/DSC204F1_PHEONIX.pdf)
- [47] NXP. “Recommended Reflow Soldering Profile.” [online]. Available : [www.nxp.com/.../reflow\\_soldering/Reflow\\_Soldering\\_Profile.pdf](http://www.nxp.com/.../reflow_soldering/Reflow_Soldering_Profile.pdf)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

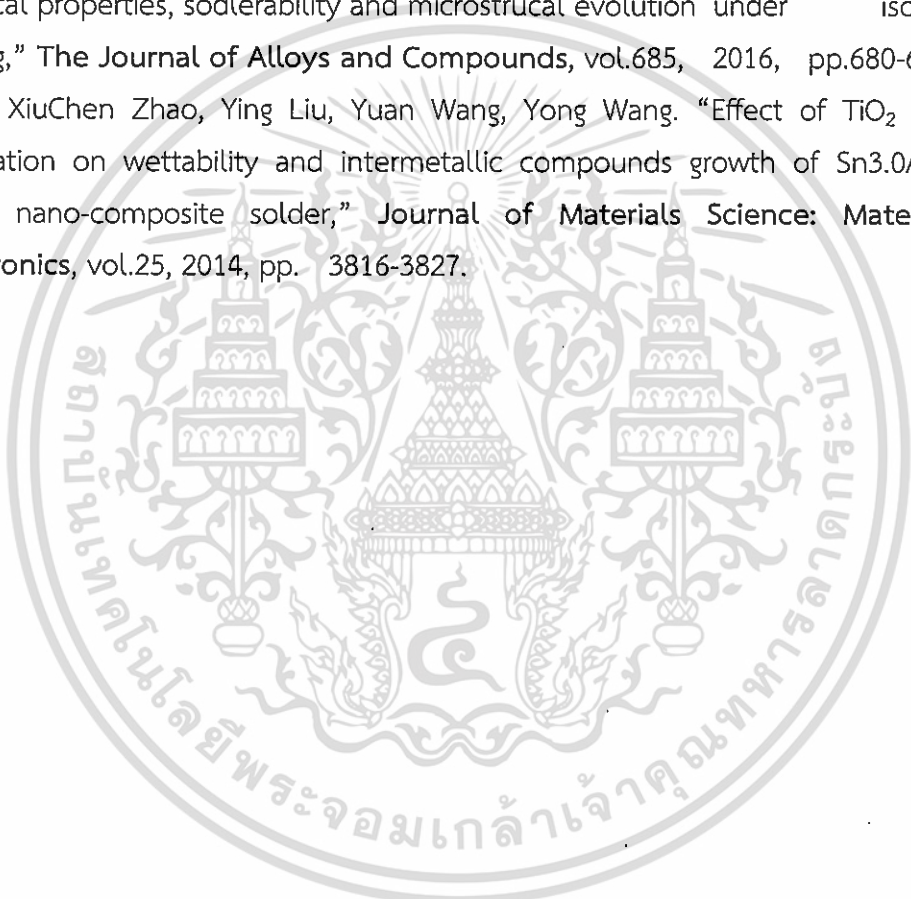
## เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [48] Struers. "Minitom precision cut-off machine." [online]. Available : [http://www.struers.com/default.asp?doc\\_id=262](http://www.struers.com/default.asp?doc_id=262). 2016.
- [49] Intecinstruments. "LaboPol-5." [online]. Available : [http://www.intecinstruments.com/display/dsp\\_struers\\_19.htm](http://www.intecinstruments.com/display/dsp_struers_19.htm). 2016.
- [50] "JSM-6510 Series Scanning Electron Microscope." [online]. Available : <https://www.jeol.co.jp/en/products/detail/JSM-6510series.html>
- [51] Tsao L.C., Huang C.H., Chung C.H., Chen R.S. "Influence of TiO<sub>2</sub> nanoparticles addition on the microstructural and mechanical and mechanical properties of Sn0.7Cu nanocomposite solder," *Materials Science and Engineering A*, vol.545, 2012, pp. 194-200.
- [52] El-Daly A.A., Hammad A.E., Al-Ganainy G.S., Ragab M. "Influence of Zn addition on the microstructure, melt properties and creep behavior of low Ag-content Sn-Ag-Cu lead-free solders," *Materials Science and Engineering A*, vol. 608, 2014, pp. 130-138
- [53] El-Daly A.A., Fawzy A., Mansour S.F., Younis M.J. "Novel SiC nanoparticles-containing Sn-1.0Ag-0.5Cu solder with good drop impact performance," *Materials Science and Engineering A*, vol. 578, 2013, pp. 62-71
- [54] Guang Chen, Hao peng, Vadim V. Silberschmidt, Chan Y.C., Changqing Liu. "Performance of Sn-3.0Ag-0.5Cu composite solder with TiC reinforcement: Physical properties, solderability and microstructural evolution under isothermal ageing," *The Journal of Alloys and Compounds*, vol 685, 2016, pp. 680-689.
- [55] Tadashi Takemoto, Makoto Miyazaki. "Effect of excess temperature above liquidus of lead-free solders on wetting time in a wetting balance test," *Materials Transactions*, vol.42, 2001, pp.745-750.
- [56] Min-Jung Son, Inyung Kim, Sangsun Yang, Taik-Min Lee, Hoo-Jeong Lee. "Employment of roll-offset printing for fabrication of solder bump arrays: Harnessing the rheological properties of lead-free solder pastes using particle size distribution," *Microelectronic Engineering*, vol.164, 2016, pp.128-134.
- [57] Amalu E.H., Ekere N.N., Mallik S. "Evaluation of rheological properties of lead-free solder pastes and their relationship with efficiency during stencil printing process," *Materials and Design*, vol 32, 2011, pp.3189-3197.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [58] Liu J., Gao Y.L., and Zhai Q.J., "Recent development of nano-solder paste for electronics interconnect applications," *Electronics Packaging Technology Conference*, pp. 84-93, 2008.
- [59] Humpston G. and David M. Jacobson. *Principles of Soldering*. United States of America : ASM International. 2004.
- [60] Guang Chen, Hao Peng, Vadim V. Silberschmidt, Chan Y.C., Changqing Liu, Fengshun Wu. "Performance of Sn-3.0Ag-0.5Cu composite solder with TiC reinforcement: Physical properties, solderability and microstructural evolution under isothermal ageing," *The Journal of Alloys and Compounds*, vol.685, 2016, pp.680-689.
- [61] Yi Li, XiuChen Zhao, Ying Liu, Yuan Wang, Yong Wang. "Effect of TiO<sub>2</sub> addition contraction on wettability and intermetallic compounds growth of Sn<sub>3.0</sub>Ag<sub>0.5</sub>Cu-xTiO<sub>2</sub> nano-composite solder," *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, vol.25, 2014, pp. 3816-3827.



## ประวัตินักวิจัย

## ประวัติส่วนตัว

ชื่อ-สกุล กรรณชัย กัลยาศิริ

ตำแหน่งปัจจุบัน รองศาสตราจารย์

## ประวัติการศึกษา

วุฒิการศึกษา	สาขาวิชา	สถาบัน	ปีที่สำเร็จ
Ph.D.	Industrial Engineering Major: Manufacturing Engineering Minor: Materials Science	Oregon State University, USA.	2546
M.Eng	Industrial Engineering	Lehigh University, USA.	2541
วศบ.	วิศวกรรมเครื่องกล	สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้า เจ้าคุณทหารลาดกระบัง	2536

## สาขาวิชาการที่มีความชำนาญพิเศษ

- 1) Joining of Materials (Soldering and Brazing)
- 2) Electric-Discharge Machining

## รางวัลด้านวิชาการ/ด้านวิจัย/งานสร้างสรรค์ (ด้านศิลปะ หรืออื่นๆ) ที่ได้รับ

ปี พ.ศ.	ชื่อรางวัล	สถาบันที่ให้
2555	รางวัลชมเชย ผลงานวิจัยสาขาสถาปัตยกรรมศาสตร์และวิศวกรรมศาสตร์	มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์
2552	รางวัลชนะเลิศ บทความดีเด่น ประเภทการวิจัยพื้นฐาน	คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

## ทุนการศึกษาและทุนวิจัยที่เคยได้รับ

ปี พ.ศ.	ทุนการศึกษาและทุนวิจัย	สถาบันที่ให้
2555	ทุนงบประมาณแผ่นดิน ประจำปีงบประมาณ พ.ศ. 2555	สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ (วช.)
2554	ทุนงบประมาณแผ่นดิน ประจำปีงบประมาณ พ.ศ. 2554	สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ (วช.)
2553	ทุนงบประมาณแผ่นดิน ประจำปีงบประมาณ พ.ศ. 2553	สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ (วช.)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อนุญาตเห็นนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2552	ทุนงบประมาณแผ่นดิน ประจำปีงบประมาณ พ.ศ. 2552	สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ (วช.)
2551	ทุนพัฒนาศักยภาพในการทำงานวิจัยของ อาจารย์รุ่นใหม่	สกอ. และ สกว.
2539	ทุนพัฒนาอาจารย์ เพื่อศึกษาต่อในระดับปริญญา โท-เอก ในต่างประเทศ	ทบวงมหาวิทยาลัย

#### ผลงานวิจัย/งานสร้างสรรค์ที่ตีพิมพ์เผยแพร่ (ระดับชาติและนานาชาติ)

Kanlayasiri K, Jattakul P. Simultaneous optimization of dimensional accuracy and surface roughness for finishing cut of wire-EDMed K460 tool steel. *Precision Engineering*. 2013; 37: 556-561.

Mookam N, Kanlayasiri K. Evolution of the intermetallic compounds found between Sn-0.3Ag-0.7Cu low-silver, lead-free solder and Cu substrate during thermal aging. *Journal of Materials Science & Technology*. 2012; 28: 53-59.

Mookam N, Kanlayasiri K. Effect of soldering condition on formation of intermetallic phases developed between Sn-0.3Ag-0.7Cu low-silver lead-free solder and Cu substrate. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011; 509: 6276-6279.

Kanlayasiri K, Ariga T. Influence of thermal aging on microhardness and microstructure of Sn-0.3Ag-0.7Cu-xIn lead-free solders. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010; 504: L5-L9.

Kanlayasiri K, Mongkolwongrojn M, Ariga T. Influence of indium addition on characteristics of Sn-0.3Ag-0.7Cu solder alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009; 485: 225-230.

Kanlayasiri K, Boonmung S. Effects of wire-EDM machining variables on surface roughness of newly developed DC53 die steel: Design of experiments and regression model. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007; 192-193: 459-464.

Boonmung S, Chomtee B, Kanlayasiri K. Evaluation of artificial neural networks for pineapple grading. *Journal of Texture Studies*. 2006; 37: 568-579.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้