

การศึกษาอิทธิพลของขนาดเกรนและอุณหภูมิการบ่มที่มีต่อขนาดชั้น  
สารประกอบเชิงโลหะระหว่างการบัดกรีทองแดงและโลหะบัดกรี Sn-58Bi

A STUDY OF EFFECT OF GRAIN SIZE AND THERMAL AGING ON  
THICKNESS OF INTERMETALLIC LAYER BETWEEN COPPER AND Sn-58Bi



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

พ.ศ.2557

KMITL-2014-EN-M-217-169

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

A STUDY OF EFFECT OF GRAIN SIZE AND THERMAL AGING ON  
THICKNESS OF INTERMETALLIC LAYER BETWEEN COPPER AND Sn-58Bi



A THESIS SUBMITTED IN PARTIAL FULFILLMENT  
OF THE REQUIREMENT FOR THE DEGREE OF  
MASTER OF ENGINEERING PROGRAM IN INDUSTRIAL ENGINEERING  
FACULTY OF ENGINEERING  
KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG  
2014  
KMITL-2014-EN-M-217-169

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



**COPYRIGHT 2014**

**FACULTY OF ENGINEERING**

**KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG**

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

คณะวิศวกรรมศาสตร์  
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
ใบรับรองวิทยานิพนธ์

หัวข้อวิทยานิพนธ์ การศึกษาอิทธิพลของขนาดเกรนและอุณหภูมิการบ่มที่มีต่อ  
ขนาดชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างการบัดกรีทองแดง  
และโลหะบัดกรี Sn-58Bi  
A STUDY OF EFFECT OF GRAIN SIZE AND THERMAL  
AGING ON THICKNESS OF INTERMETALLIC LAYER  
BETWEEN COPPER AND Sn-58Bi

นักศึกษา นายเทอดศักดิ์ ใจงาม  
รหัสประจำตัว 52612013  
ปริญญา วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต  
สาขาวิชา วิศวกรรมอุตสาหการ  
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ รศ.ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ  
หมายเลขวิทยานิพนธ์

คณะกรรมการการสอบวิทยานิพนธ์	ลายมือชื่อ

วัน/เดือน/ปี ที่สอบ  
สถานที่สอบ

คณะวิศวกรรมศาสตร์รับรองแล้ว

(ศาสตราจารย์.ดร.สุชัชวีร์ สุวรรณ

สวัสดิ์)

คณบดี คณะวิศวกรรมศาสตร์

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

หัวข้อวิทยานิพนธ์	การศึกษาอิทธิพลของขนาดเกรนและอุณหภูมิการบ่มที่มีต่อขนาดชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างการบัดกรีทองแดงและโลหะบัดกรี Sn-58Bi
นักศึกษา	นายเทอดศักดิ์ ใจงาม
รหัสประจำตัว	52612013
ปริญญา	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชา	วิศวกรรมอุตสาหการ
พ.ศ.	2557
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์	รศ.ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ

### บทคัดย่อ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้รายงานการศึกษาอิทธิพลของขนาดเกรนของโลหะพื้นทองแดงและอิทธิพลของการบ่มด้วยความร้อนหลังการบัดกรีที่มีต่อชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นในการบัดกรีแบบจุ่มโดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi โลหะพื้นที่ใช้เป็นโลหะทองแดงบริสุทธิ์ 99.98 เปอร์เซ็นต์ นำไปอบที่อุณหภูมิคงที่ 400 500 และ 600°C ใช้เวลาในการอบในแต่ละอุณหภูมิ 30 นาที เพื่อขยายขนาดเกรน หลังจากนั้นนำชิ้นงานมาบัดกรีแบบจุ่มที่อุณหภูมิ 270°C เป็นเวลา 10 วินาที และทำการบ่มที่อุณหภูมิ 50 75 และ 100°C เป็นเวลา 1 10 100 และ 500 ชั่วโมงตามลำดับ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะพื้นทองแดงกับโลหะบัดกรีตรวจสอบโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการระบุปริมาณองค์ประกอบทางเคมีจะใช้วิธี Energy dispersive x-ray spectroscopy หลังการบัดกรีปรากฏเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ  $Cu_3Sn_5$  อยู่ระหว่างเฟสของโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในระหว่างการบัดกรีถูกควบคุมด้วยการแพร่ของอะตอมภายในเกรน (Volume diffusion) เนื่องจากความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มมากขึ้นเมื่อเกรนของโลหะพื้นทองแดงมีขนาดใหญ่ขึ้น ในสภาวะของแข็งหลังการบ่มด้วยความร้อนการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะถูกควบคุมด้วยการแพร่ของอะตอมในบริเวณขอบเขตเกรน (Grain-boundary diffusion) เนื่องจากโลหะพื้นทองแดงที่มีเกรนขนาดเล็กกว่าจะให้อัตราการเพิ่มขึ้นของความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มากกว่าโลหะพื้นทองแดงที่มีเกรนขนาดใหญ่

<b>Thesis</b>	A Study of Effect of Grain Size and Thermal Aging on Thickness of Intermetallic Layer between Copper and Sn-58Bi
<b>Student</b>	Mr.Therdsak Jaingam
<b>Student ID.</b>	52612013
<b>Degree</b>	Master of Engineering
<b>Program</b>	Industrial Engineering
<b>Year</b>	2014
<b>Thesis Advisor</b>	Assoc. Prof. Dr. Kannachai Kanlayasiri

### ABSTRACT

This thesis was aimed to study on influence of grain size of copper substrate and thermal aging on formation of intermetallic compound between Sn-58Bi lead-free solder and copper substrate. The substrate was 99.98% copper annealed at a temperature of 400, 500 and 600°C using a constant time of 30 minutes to achieve different grain sizes. Dip soldering was performed at 270°C for 10 seconds to initiate the reaction between solder and substrate. Soldered specimens were thermally aged at the temperature of 50, 75 and 100°C for 1, 10, 100 and 500 hours, respectively. Optical microscope and scanning electron microscope were used to verify interfacial structures. Energy dispersive x-ray spectroscopy was used for indicating chemical composition of intermetallic compounds at the interface. After soldering, there was  $Cu_6Sn_5$  between the solder and the copper substrate. Thickness of the intermetallic compound tended to increase with the increasing of the grain size of copper substrate. This indicated that the formation  $Cu_6Sn_5$  is controlled by volume diffusion. During thermal aging, the growth of intermetallic compound was governed by grain-boundary diffusion mechanism because smaller grain size of copper substrate provided a higher rate of the growth of intermetallic compound than that of the larger grain size.

## กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์เล่มนี้สำเร็จได้ด้วยคำแนะนำและคำปรึกษาจาก รศ.ดร. กรรณชัย กัลยาศิริ ซึ่งเป็นอาจารย์ผู้ควบคุมวิทยานิพนธ์ ให้ความช่วยเหลือคำชี้แนะช่วยแก้ปัญหาตลอดจนให้ความรู้และประสบการณ์ที่ดีแก่ข้าพเจ้า

ขอขอบพระคุณคณาจารย์สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบังทุกๆ ท่านที่ได้ประสิทธิ์ประสาทวิชาให้กับข้าพเจ้า

ข้าพเจ้าขอกราบพระคุณ บิดา มารดา และครอบครัวของข้าพเจ้าที่เป็นกำลังใจและให้การสนับสนุนในทุกเรื่องๆ ทำให้ข้าพเจ้าสามารถทำวิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงด้วยดี

คุณค่าและประโยชน์อันพึงมาจากวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ ข้าพเจ้าขอมอบแด่ผู้มีพระคุณทุกท่าน

เทอดศักดิ์ ใจงาม

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

# สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	I
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	II
กิตติกรรมประกาศ.....	III
สารบัญ.....	IV
สารบัญตาราง.....	VII
สารบัญรูป.....	VIII
บทที่ 1 บทนำ.....	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 วัตถุประสงค์.....	2
1.3 ขอบเขตของการศึกษา.....	2
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	2
บทที่ 2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง.....	3
2.1 การบัดกรี.....	3
2.1.1 โลหะพื้น.....	3
2.1.2 โลหะบัดกรี.....	4
2.1.3 ฟลักซ์.....	5
2.1.4 วิธีการบัดกรี.....	6
2.2 ข้อควรพิจารณาเบื้องต้นในการเลือกใช้โลหะบัดกรีแบบไร้สารตะกั่ว.....	7
2.2.1 โลหะทดแทนสารตะกั่ว.....	9
2.2.2 ข้อควรพิจารณาบางประการในกระบวนการผลิต.....	12
2.3 การแพร่(Diffusion).....	13
2.3.1 การแพร่ในสภาวะคงตัว.....	15
2.3.2 การแพร่ในสภาวะไม่คงตัว.....	17
2.3.3 ปัจจัยที่มีผลต่อการแพร่.....	20
2.4 เฟสไดอะแกรมของโลหะบัดกรี.....	21
2.4.1 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก – บิสมัท.....	21
2.4.2 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมทองแดง – บิสมัท.....	22

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษา<sup>IV</sup>เท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
2.4.3 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมทองแดง – ดีบุก.....	23
2.4.4 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมทองแดง – บิสมัท – ดีบุก.....	24
2.5 การตรวจสอบโครงสร้างระดับจุลภาค.....	25
2.5.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแสงแบบแสง.....	25
2.5.2 กล้องจุลทรรศน์จุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด.....	26
2.5.3 การวิเคราะห์ Energy dispersive x-ray.....	27
2.6 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	32
บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย.....	37
3.1 ขั้นตอนการดำเนินงาน.....	37
3.2 ขั้นตอนการวิจัย.....	38
3.2.1 การเตรียมชิ้นงานแผ่นทองแดง.....	38
3.2.2 การบัดกรี.....	39
3.2.3 การบ่มด้วยความร้อน.....	40
3.2.4 การเตรียมชิ้นงานเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค.....	41
3.2.5 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค.....	43
บทที่ 4 การวิเคราะห์ผลการทดลอง.....	45
4.1 โครงสร้างระหว่างพื้นที่ผิว.....	45
4.1.1 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง.....	45
4.1.2 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด.....	46
4.2 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	47
4.3 ค่าคงที่และสัมประสิทธิ์การแพร่.....	51
บทที่ 5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ.....	57
5.1 สรุปผลการทดลอง.....	57
5.2 ข้อเสนอแนะและแนวทางการศึกษาในอนาคต.....	57
เอกสารอ้างอิง.....	58

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
ภาคผนวก.....	61
ภาคผนวก ก. โครงสร้างจุลภาคจากการตรวจสอบ SEM ที่กำลังขยาย 5000 เท่า.....	62
ภาคผนวก ข. ตัวอย่างการวัดความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	93
ภาคผนวก ค. ตัวอย่างการวิเคราะห์องค์ประกอบธาตุด้วยเครื่อง EDX.....	102
ภาคผนวก ง. บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์.....	105



## สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1 ชนิดของโลหะต่อความยากง่ายในการบัดกรี.....	4
2.2 คุณสมบัติบางประการของโลหะทดแทนตะกั่ว.....	9
2.3 กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวต่ำกว่า 180°C.....	10
2.4 กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวอยู่ในช่วง 180 ถึง 200°C.....	10
2.5 กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวอยู่ในช่วง 200 ถึง 230°C.....	10
2.6 ส่วนผสมชนิดต่างๆ ที่สามารถนำมาทดแทนโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว.....	11
2.7 ค่าของเออร์เรอร์ฟังก์ชัน.....	19
3.1 หมายเลขชิ้นงานทดสอบในแต่ละชุด.....	40
4.1 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	48
4.2 สัมประสิทธิ์การแพร่ (D) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	54

# สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
2.1 การเกิดการเชื่อมประสานของโลหะบัดกรี.....	5
2.2 การบัดกรีแบบเวฟ.....	7
2.3 การบัดกรีแบบรีโฟลว์.....	7
2.4 กลไกการแพร่โดยอาศัยช่องว่างหรือแทนที่.....	14
2.5 กลไกการแพร่แบบแทรกที่.....	15
2.6 การแพร่ในสถานะคงตัวของอะตอมที่มีความเข้มข้นต่างกัน.....	16
2.7 ความเข้มข้นของสารที่แพร่ที่ระยะต่างๆ ที่เวลาต่างกัน.....	17
2.8 การแพร่ในสถานะไม่คงตัวของอะตอมที่มีความเข้มข้นต่างกัน.....	18
2.9 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก – บิสมัท.....	21
2.10 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมทองแดง – บิสมัท.....	22
2.11 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมทองแดง – ดีบุก.....	23
2.12 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมทองแดง – บิสมัท – ดีบุก.....	24
2.13 ส่วนผสมยูเทคติกของโลหะผสมทองแดง – บิสมัท – ดีบุก.....	25
2.14 แผนภาพแสดงการทำงานของกล้องจุลทรรศน์แบบแสง.....	26
2.15 แผนภาพแสดงการทำงานของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด.....	27
2.16 แบบจำลองอะตอมของบอร์.....	28
2.17 แบบจำลองรังสีเอ็กซ์ของระดับพลังงานหลักจากการทำ SEM.....	29
2.18 ตำแหน่งปฏิกิริยาที่แตกต่างของการเกิดรังสีเอ็กซ์.....	30
2.19 ปริมาณสัมประสิทธิ์การดูดซับรังสีเอ็กซ์ของ Ni และ Al ขณะเป็นฟังก์ชันของพลังงานรังสีเอ็กซ์.....	30
2.20 ลักษณะพื้นผิวที่มีผลต่อระยะรังสีเอ็กซ์.....	31
2.21 ผลของการวิเคราะห์ EDX ใน SEM.....	31
3.1 ขั้นตอนการดำเนินงาน.....	37
3.2 เครื่องตัดแผ่นทองแดง.....	38
3.3 ลักษณะชิ้นงานทดลอง.....	38
3.4 เตาอบแบบท่อ.....	39
3.5 การจับยึดชิ้นงาน.....	39
3.6 การบัดกรีแบบจุ่ม.....	39
3.7 เครื่องบ่มด้วยความร้อน.....	40

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษา VIII เท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.8 เครื่องตัดแบบแรงโน้มถ่วง Struers รุ่น Minitom.....	41
3.9 ภาพจำลองชิ้นงาน.....	41
3.10 ผงอลูมินา.....	42
3.11 เครื่องขัดระนาบ.....	42
3.12 เครื่อง Elmasonic.....	42
3.13 กล้องจุลทรรศน์.....	43
3.14 Scanning electron microscope (SEM) ยี่ห้อ JEOL รุ่น JSM-6380LV.....	43
4.1 เกรนของทองแดงซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิต่างๆ.....	45
4.2 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรีและผ่านการกัดผิวหน้าด้วยกรด วิเคราะห์โดยใช้รูปแบบ Backscatter.....	46
4.3 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของ $Cu_6Sn_5$ .....	47
4.4 พื้นที่และความยาวชั้นสารประกอบเชิงโลหะโดยใช้โปรแกรม Image-Pro Express.....	47
4.5 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับอุณหภูมิที่ใช้อบเปลี่ยนขนาดเกรน.....	48
4.6 ความหนารวมของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับอุณหภูมิที่ใช้เปลี่ยนขนาดเกรน และอุณหภูมิการบ่ม.....	49
4.7 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาที่ใช้ในการบ่ม สำหรับโลหะพื้นที่ไม่ได้มีการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรน.....	52
4.8 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาที่ใช้ในการบ่ม สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 400°C.....	52
4.9 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาที่ใช้ในการบ่ม สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 500°C.....	53
4.10 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาที่ใช้ในการบ่ม สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 600°C.....	53
4.11 สัมประสิทธิ์การแพร่ของสารประกอบเชิงโลหะ ระหว่างอุณหภูมิตอบเปลี่ยนขนาดเกรนของโลหะพื้นที่และอุณหภูมิบ่ม.....	54

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ในปัจจุบันมีการพัฒนาอย่างมากโดยกระบวนการบัดกรีเป็นหนึ่งในกระบวนการที่สำคัญในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ ซึ่งโลหะบัดกรีที่ใช้ในการบัดกรีนั้นได้ถูกพัฒนาจากอดีตที่มีสารตะกั่วเป็นองค์ประกอบมาจนถึงปัจจุบันที่ใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว (Lead-free solder) เพื่อลดผลกระทบจากสารตะกั่วซึ่งเป็นไปตามข้อบังคับเกี่ยวกับการใช้สารอันตรายในสินค้าอิเล็กทรอนิกส์หรือ Restriction on Hazardous Substances (RoHS) ที่กำหนดโดยคณะกรรมการยุโรปหรืออีซี (EC-European Commission) เพื่อควบคุมการใช้สารมีพิษบางชนิดรวมทั้งตะกั่ว ทำให้ผู้ส่งออกสินค้าอิเล็กทรอนิกส์ไม่สามารถส่งสินค้าที่ใช้โลหะบัดกรีที่มีตะกั่วเป็นส่วนผสมเข้าไปขายในสหภาพยุโรปได้ ส่งผลให้อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์จำเป็นต้องปรับตัวโดยนำโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว (Lead-free solders) มาใช้งานแทนโลหะบัดกรีแบบดั้งเดิมที่มีส่วนผสมของดีบุกและตะกั่วเป็นหลัก (Tin-lead solders) [1] โดยในช่วงเวลาที่ผ่านมาได้มีการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วขึ้นมาหลายกลุ่มเพื่อทดแทนโลหะบัดกรีที่มีตะกั่วเป็นองค์ประกอบ เช่น กลุ่ม Sn-Ag-Cu กลุ่ม Sn-Cu และกลุ่ม Sn-Bi เป็นต้น โดยทั่วไปแล้วเมื่อนำโลหะบัดกรีมาบัดกรีกับแผ่นรอง (Substrates) เช่น ทองแดง ปฏิกริยาที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและทองแดงจะทำให้เกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds) ซึ่งเป็นสิ่งที่บ่งบอกถึงการเชื่อมติดกันทางโลหะ (Metallurgical bonding) ของโลหะบัดกรีกับแผ่นรอง โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นรองทองแดงมีผลต่อความน่าเชื่อถือของรอยบัดกรี (Solder joint) เมื่อนำไปใช้งาน [2-3] เนื่องจากมอดูลัสความยืดหยุ่น (Elastic modulus) หรือยังมอดูลัส (Young's modulus) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีค่าลดลงจากการเพิ่มความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะซึ่งหมายความว่าเมื่อสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างทองแดงและโลหะบัดกรีมีความหนาเพิ่มขึ้นก็จะมี ความแข็งแรงลดลงและเมื่อรอยบัดกรีได้รับความเค้นจะทำให้เกิดรอยแตกที่บริเวณรอยบัดกรีได้ง่าย [4-8] และในทางปฏิบัติรอยบัดกรีเหล่านี้มีความสำคัญเป็นอย่างยิ่งต่อความปลอดภัยในชีวิตและทรัพย์สินของมนุษย์ เช่น รอยบัดกรีในอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ต่างๆ ที่ใช้ในรถยนต์ซึ่งอาจจะได้รับแรงกระแทกหรือความเค้นเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิจนทำให้เกิดความเสียหายได้ [9-10]

การศึกษาและความเข้าใจเกี่ยวกับการเกิดและการเจริญเติบโตของสารประกอบเชิงโลหะในรอยบัดกรีจึงมีความสำคัญต่อการผลิตอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ต่างๆ โดยโลหะบัดกรี Sn-58Bi ก็เป็นโลหะบัดกรีกุ่มที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ในปัจจุบัน เนื่องจากมีการหลอมเหลวแบบ

ยูเทคติกอุณหภูมิหลอมเหลวที่ต่ำมากประมาณ  $139^{\circ}\text{C}$  จึงมีโอกาสสร้างความเสียหาย เนื่องจากความร้อนจากการบัดกรีให้กับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ได้น้อย สามารถใช้งานกับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่ไม่สามารถทนความร้อนสูงๆ ในการบัดกรีได้ มีความสามารถในการเชื่อมประสานที่ค่อนข้างดี [11]

ในการวิจัยนี้จะศึกษาวิวัฒนาการและกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi กับโลหะทองแดง โดยศึกษาอิทธิพลของขนาดเกรนของแผ่นรองทองแดงต่อขนาดชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น โดยนำแผ่นทองแดงมาให้ความร้อนที่อุณหภูมิ 400 500 และ  $600^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 30 นาที เพื่อขยายขนาดเกรน จากนั้นนำมาบัดกรีแบบจุ่มที่อุณหภูมิคงที่ที่  $270^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 10 วินาที หลังจากนั้นนำไปป้อนด้วยความร้อน (Thermal aging) ที่อุณหภูมิ 50 75 และ  $100^{\circ}\text{C}$  ด้วยเวลา 1 10 100 และ 500 ชั่วโมง และนำชิ้นงานมาวิเคราะห์ห้ชั้นโครงสร้างสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น

## 1.2 วัตถุประสงค์

1. ศึกษาอิทธิพลขนาดเกรนของโลหะทองแดงที่มีผลต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับโลหะบัดกรี Sn-58Bi
2. ศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการป้อนด้วยความร้อนที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงขนาดและโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น

## 1.3 ขอบเขตของการศึกษา

1. ศึกษาเฉพาะโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi และใช้ทองแดงบริสุทธิ์ 99.98% เป็นโลหะพื้นสำหรับการบัดกรีแบบจุ่มที่อุณหภูมิ  $270^{\circ}\text{C}$  โดยใช้เวลา 10 วินาที
2. หลังจากบัดกรี นำตัวอย่างมาป้อนด้วยความร้อน (Thermal aging) ที่อุณหภูมิ 50 75 และ  $100^{\circ}\text{C}$  โดยใช้เวลาในการป้อน 1 10 100 และ 500 ชั่วโมง

## 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1. ทราบถึงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนของโลหะพื้นทองแดงกับโครงสร้างจุลภาคของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นหลังการบัดกรี
2. ทราบถึงอิทธิพลของการป้อนด้วยความร้อนหลังการบัดกรีที่มีต่อสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นในการบัดกรีโดยใช้โลหะพื้นที่มีขนาดเกรนต่างกัน

## บทที่ 2

# ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

### 2.1 การบัดกรี (Soldering)

การบัดกรี หมายถึง กรรมวิธีในการยึดหรือต่อ (Joining) โลหะชิ้นงานสองชิ้นเข้าด้วยกัน โดยโลหะที่นำมาต่อจะไม่หลอมละลายเป็นเนื้อเดียวกันเหมือนการเชื่อม (Welding) แต่การบัดกรีจะใช้วิธีนำเอาโลหะผสมที่เรียกว่า โลหะบัดกรีหรือตะกั่วบัดกรี (Solder) ซึ่งมีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าโลหะชิ้นงานที่นำมาบัดกรีเป็นตัวประสานชิ้นงานให้ติดกัน การบัดกรีต้องอาศัยตัวช่วยประสานหรือฟลักซ์ (Flux) เพื่อทำความสะอาดผิวหน้าตรงส่วนที่จะบัดกรีก่อนและต้องอาศัยความร้อนที่ใช้หลอมละลายโลหะบัดกรีพร้อมทั้งให้ความร้อนแก่ชิ้นงานจากหัวแร้งบัดกรี (Soldering copper)

การบัดกรีโดยทั่วไปแบ่งเป็นชนิดใหญ่ๆ ได้ 2 ชนิด ได้แก่

1. การบัดกรีแข็ง (Brazing) หรือการแล่นประสานเป็นการบัดกรีที่ต้องใช้ความร้อนหลอมตัวประสานหรือโลหะบัดกรีซึ่งมีจุดหลอมละลายเกินกว่า  $450^{\circ}\text{C}$  แต่ต่ำกว่าจุดหลอมละลายของชิ้นงาน โดยปกติตัวประสานจะเป็นโลหะที่ไม่ใช่เหล็ก (Non-ferrous metal) และให้ความร้อนแก่ชิ้นงานจนร้อนแดง (แต่ไม่ละลาย) การบัดกรีชนิดนี้รวมทั้งการบัดกรีเงิน (Silver soldering) ซึ่งมีรอยต่อที่แข็งแรงเกือบเท่ากับรอยเชื่อม
2. การบัดกร้อ่อน (Soft soldering) เป็นการบัดกรีที่ต้องใช้ความร้อนหลอมละลายโลหะหรือตะกั่วต่ำกว่า  $450^{\circ}\text{C}$  ใช้สำหรับบัดกรีโลหะแผ่นทั่วไป ซึ่งในการศึกษาครั้งนี้จะทำการทดลองในการบวนการบัดกร้อ่อน

การบัดกรีที่ดีนั้นจะทำให้ได้รอยต่อที่มีคุณภาพนั้นขึ้นอยู่กับองค์ประกอบ 3 ประการด้วยกัน คือ

1. ธรรมชาติของผิวโลหะ (Base metal) ซึ่งครอบคลุมถึงชนิดของโลหะและสภาพผิวของผิวหน้า
2. ชนิดของโลหะบัดกรีที่ใช้ (Soldering metal)
3. สารประสานหรือฟลักซ์ (Soldering flux)

องค์ประกอบทั้ง 3 นี้จะแปรเปลี่ยนไปด้วยอุณหภูมิที่ใช้ในการบัดกร จึงอาจกล่าวได้ว่าตัวประกอบทั้ง 3 นี้สัมพันธ์กันอยู่ด้วยความร้อนที่ใช้ในการบัดกรี

#### 2.1.1 โลหะพื้น (Base metal)

โลหะพื้นส่วนใหญ่จะเป็นเหล็กและทองแดง ส่วนอะลูมิเนียมก็มีความสำคัญเพราะมีน้ำหนักเบาแต่จะบัดกรียากกว่าเหล็ก ทองแดง และอัลลอยของเหล็กกับทองแดง ตารางที่ 2.1 แสดง

ถึงชนิดของโลหะต่อความยากง่ายในการบัดกรี แต่จะต้องคำนึงถึงฟลักซ์ที่เหมาะสมด้วยว่าเป็นชนิดว่องไวหรือไม่ซึ่งจะมีผลต่อการบัดกรี

**ตารางที่ 2.1** ชนิดของโลหะต่อความยากง่ายในการบัดกรี

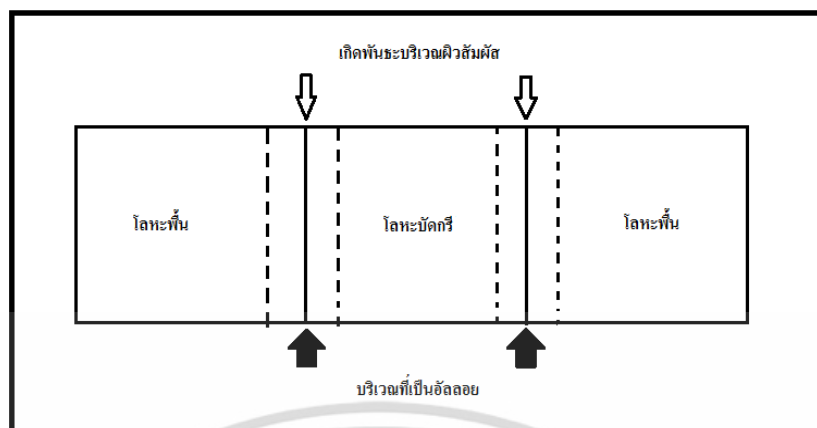
โลหะพื้นหรือโลหะขึ้นงาน	การบัดกรี
เงิน ดีบุก แคดเมียม แพลลาเดียม โรเดียม ทองแดง	ดีเยี่ยม
บรอนซ์ ทองเหลือง ตะกั่ว นิกเกิลผสมเงิน	ดีเยี่ยม
เบอริลเลียมผสมทองแดง	ดี
เหล็ก สังกะสี นิกเกิล	พอใช้
อลูมิเนียม อลูมิเนียมผสมบรอนซ์ เหล็กผสมโครเมียม	ยาก
เหล็กหล่อ โครเมียม ไททานเนียม แทนทาลัม แมกนีเซียม	เคลือบด้วยโลหะบัดกรีก่อน

โลหะที่เป็นดีบุก แคดเมียม ทองแดงจะง่ายต่อการเปียกของโลหะบัดกรี โดยไม่ต้องทำความสะอาดก่อนและใช้ฟลักซ์ที่ไม่ว่องไวได้ ถ้าเป็นเงินจะเกิดฟิล์มของซัลไฟต์บนผิว ซึ่งจะเป็ตัวลดประสิทธิภาพการบัดกรีทันที ตะกั่วจะเกิดออกไซด์ที่ผิวเมื่ออยู่ในสภาพขึ้นและอาจต้องทำความสะอาดก่อนบัดกรี ทองแดง ทองเหลือง บรอนซ์และเหล็กจะเกิดออกไซด์บางบริเวณ ซึ่งต้องทำความสะอาดหรือล้างด้วยกรดอ่อน ความจำเป็นในการทำทำความสะอาดจะขึ้นกับขอบเขตของผิวโลหะที่เกิดออกซิเดชันและความว่องไวของฟลักซ์

### 2.1.2 โลหะบัดกรี (Solders)

จุดบัดกรีจะเกิดขึ้นจากการใช้โลหะบัดกรีเป็นตัวกลางในการอุดให้แน่นและเชื่อมยึดระหว่างโลหะที่ต้องการเชื่อมให้ติดกัน การบัดกรีจะก่อให้เกิดการเชื่อมโยงกันทางด้านกลศาสตร์ของโลหะบัดกรีกับความหยابบนผิวหน้าที่ไม่สม่ำเสมอของโลหะพื้นผิว อุณหภูมิของการบัดกรีที่เหมาะสมซึ่งจะทำให้โลหะบัดกรีหลอมเป็นของเหลวไม่เกิน  $427^{\circ}\text{C}$  สำหรับโลหะบัดกรีชนิดแข็ง (Hard Solder) จะไม่เกิน  $315^{\circ}\text{C}$  และควรต่ำกว่าจุดหลอมตัวของโลหะที่จะบัดกรี พันธะระหว่างโลหะบัดกรีกับโลหะที่จะบัดกรีจะมีมากกว่าแรงเกาะติดทางกลซึ่งก็คือ พันธะโลหะทั้งสองแรงจะส่งผลให้เกิดความแข็งแรงของการเกาะติดดังแสดงในรูปที่ 2.1

ตะกั่วบัดกรีเป็นโลหะผสมระหว่างดีบุกและตะกั่วในอัตราส่วนที่แตกต่างกัน และอาจมีโลหะอื่นๆ ผสม เช่น แอนติโมนี เงิน แคดเมียม อินเดียม และบิสมัท ซึ่งช่วยควบคุมสมบัติทางกลและทางกายภาพของตะกั่วบัดกรี เช่น ความแข็ง ความต้านทานการกัดกร่อนและช่วงของอุณหภูมิการหลอมเหลวซึ่งจะถูกออกแบบให้เหมาะกับการใช้งาน โดยดีบุกจะเริ่มหลอมเหลวที่อุณหภูมิ  $327^{\circ}\text{C}$  และอ่อนตัวหลอมเหลวลงมาถึงอุณหภูมิ  $283^{\circ}\text{C}$



รูปที่ 2.1 การเกิดการเชื่อมประสานของโลหะบัดกรี

ตะกั่วนั้นจะเริ่มหลอมเหลวที่อุณหภูมิ  $232^{\circ}\text{C}$  และอ่อนตัวหลอมเหลวลงมาจนถึงอุณหภูมิ  $183^{\circ}\text{C}$  หากใช้ดีบุกหรือตะกั่วเพียงอย่างเดียวในการบัดกรีจะไม่เหมาะสม เนื่องจากจุดหลอมเหลวสูงเกินไปและในขณะที่โลหะบัดกรีอยู่ในสถานะอ่อนตัวหลอมเหลวหากมีการเคลื่อนไหวที่รอยต่อจะทำให้ได้รอยต่อที่ไม่ดีและราคาของดีบุกก็แพงกว่าตะกั่วถึง 20 เท่า เมื่อนำเอาดีบุกและตะกั่วมาผสมกันในอัตราส่วนที่พอเหมาะจะทำให้ตะกั่วบัดกรีที่มีจุดหลอมเหลวและอุณหภูมิช่วงอ่อนตัวลดต่ำลงอัตราส่วนระหว่างดีบุก 63% และตะกั่ว 37% ทำให้ส่วนผสมนี้ไม่มีบริเวณที่เป็นสถานะอ่อนตัวหลอมเหลว โดยจะเปลี่ยนสถานะจากของแข็งไปเป็นของเหลวที่อุณหภูมิแน่นอน คือ ที่  $183^{\circ}\text{C}$  ซึ่งเป็นสิ่งที่ไม่พึงปรารถนาเนื่องจากทำให้เกิดความเปราะภายใต้สภาวะการใช้งาน

อัตราส่วนที่นิยมใช้กันมากที่สุดของตะกั่วบัดกรีที่ใช้ในงานทางอิเล็กทรอนิกส์คือ ดีบุก 60% และตะกั่ว 40% ซึ่งเรียกกันว่า ตะกั่วบัดกรีแบบ 60/40 ถูกจัดว่าเป็นตะกั่วแบบอ่อน โดยจะหลอมเหลวที่อุณหภูมิ  $188^{\circ}\text{C}$  และมีย่านที่เป็นสถานะอ่อนตัวหลอมเหลวประมาณ  $5^{\circ}\text{C}$  ซึ่งจะทำให้ได้ความแข็งแรงดีที่สุดและมีค่าความต้านทานทางไฟฟ้าต่ำสุดด้วยสำหรับรอยต่อซึ่งจำเป็นต้องทนต่ออุณหภูมิสูงหรือต้องการความแข็งแรงทางกลมากๆ จำเป็นต้องใช้ตะกั่วบัดกรีแบบแข็งซึ่งจะประกอบด้วยอัตราส่วนผสมของดีบุกต่อตะกั่ว 30/70 และมีช่วงหลอมเหลวที่  $225$  ถึง  $275^{\circ}\text{C}$

### 2.1.3 ฟลักซ์ (Fluxes)

คำว่าฟลักซ์ มาจากภาษาละตินมีความหมายว่า Flow ในโลหะบัดกรีฟลักซ์ยังมีหน้าที่อื่นๆ นอกเหนือจากการช่วยให้โลหะบัดกรีไหลเป็นที่เชื่อกันว่าฟลักซ์จะไม่เกิดพันธะแต่เหมือนจะเป็นตัวเร่งปฏิกิริยาเคมี การบัดกรีโดยไม่มีฟลักซ์ซึ่งใช้ประโยชน์ในอุตสาหกรรมก็อาจทำได้แต่ถ้ามีฟลักซ์จะทำให้การบัดกรีสะดวกขึ้น โดยฟลักซ์ทำหน้าที่หลักๆ ดังนี้ คือ เป็นตัวทำให้ผิวหน้าโลหะพื้นไม่ไหม้สิ่งสกปรกพวกออกไซด์และทำให้ชิ้นงานสะอาดอีกทั้งทำให้โลหะบัดกรีแผ่ขยายไปเป็นผลให้เกาะติดได้ง่าย

ฟลักซ์สามารถแบ่งออกเป็นประเภทใหญ่ๆ ได้ 2 ประเภท คือ

1. ฟลักซ์อินทรีย์ (Organic fluxes) จัดเป็นฟลักซ์ประเภทที่ไม่มีสารกัดกร่อน (Noncorrosive fluxes) ได้แก่ ยางไม้ (Natural rosin) ไซสแตร์ ยางสน แอลกอฮอล์ กรดอินทรีย์และเกลือของธาตุหมู่ 7 โดยทั่วไปแล้วฟลักซ์กลุ่มนี้ใช้กับการบัดกรีอุปกรณ์ไฟฟ้าหรืออิเล็กทรอนิกส์

2. ฟลักซ์อนินทรีย์ (Inorganic fluxes) เป็นฟลักซ์ประเภทที่มีสารกัดกร่อน (Corrosive fluxes) ได้แก่ กรดและเกลืออนินทรีย์ชนิดต่างๆ โดยปกติจะใช้ฟลักซ์จำพวกนี้เมื่อมีปัญหาจากการเกิดออกซิเดชันระหว่างโลหะบัดกรีกับอากาศ เนื่องจากฟลักซ์กลุ่มนี้สามารถปกป้องรอยเชื่อมได้ค่อนข้างดี หลังจากการบัดกรีฟลักซ์ที่หลงเหลือจะถูกกำจัดออกไปโดยใช้สารละลายหรือตัวทำละลายเคมี

กรดเกลือ (Muriatic acid) และ Raw acid เป็นกรดที่เข้มข้นและมีอันตรายมาก โดยมีลักษณะเป็นสีเหลืองใช้เป็นฟลักซ์เมื่อเวลาบัดกรีเหล็กอบสังกะสีจะเดือดและมีควัน แผ่นเหล็กอบสังกะสีจะมีรอยดำ Muriatic acid ใช้ในการผลิต Zinc chloride สำหรับทำความสะอาดโลหะก่อนการบัดกรีโดยเฉพาะเหล็กอบสังกะสี (Galvanized steel) ในงานโลหะแผ่นทั่วไปกรดเกลือหรือ Muriatic acid จะถูกเรียกว่า Raw acid

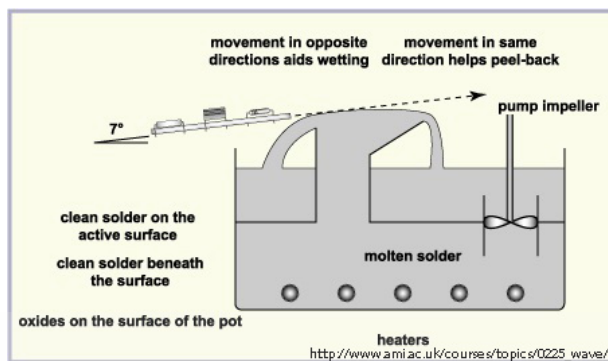
สังกะสีคลอไรด์ (Zinc chloride) หรือบางครั้งเรียกว่า Cut acid และ Cured acid หรือ Killed acid ใช้เป็นฟลักซ์ในการบัดกรีเหล็กอบสังกะสี (Galvanized steel) สังกะสี ทองเหลือง ทองแดงและตะกั่ว เป็นฟลักซ์ที่ไม่มีสี ไม่มีกลิ่น กัดกร่อนโลหะและอันตรายมากๆ เท่าๆ กรดเกลือ ฉะนั้นในการทำฟลักซ์ชนิดนี้จะต้องทำความระมัดระวัง

การทำสังกะสีคลอไรด์สามารถทำได้โดยการตัดแผ่นสังกะสีเป็นชิ้นเล็กๆ ใส่ลงในถ้วยที่บรรจุกรดเกลือ และเกิดการทำปฏิกิริยาโดยกรดเกลือจะละลายสังกะสีได้ก๊าซไฮโดรเจนระเหยขึ้นมา น้ำกรดที่เหลือจะเป็นสังกะสีคลอไรด์ดังสมการ  $2\text{HCl} + \text{Zn} \longrightarrow \text{ZnCl}_2 + \text{H}_2$

#### 2.1.4 วิธีการบัดกรี (Soldering methods)

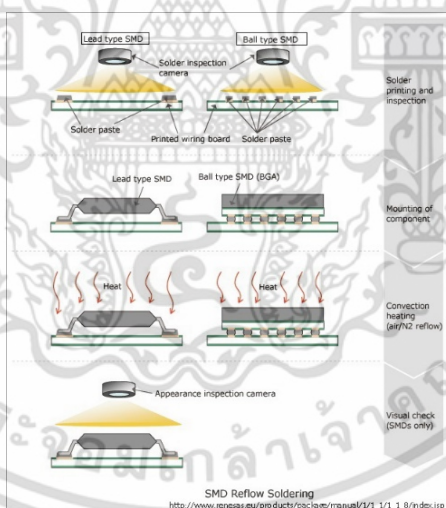
สำหรับกระบวนการบัดกรีนอกจากการบัดกรีด้วยมือ (Hand soldering) แล้วในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ยังมีวิธีการดังต่อไปนี้

1. การบัดกรีแบบเวฟ (Wave soldering) เป็นอุปกรณ์การบัดกรีอิเล็กทรอนิกส์ลงบน Printed Circuit Board (PCB) โดยที่ PCB ที่มีอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์อยู่เคลื่อนที่ผ่านไปบนอ่างของโลหะบัดกรีเหลวและของเหลวดังกล่าวจะถูกดูดและพ่นไปยังด้านล่างของ PCB เพื่อให้โลหะบัดกรีเชื่อมต่อกับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์เข้ากับวงจรดังแสดงในรูปที่ 2.2



รูปที่ 2.2 การบัดกรีแบบเวฟ

2. การบัดกรีแบบรีโฟลว์ (Reflow soldering) โดยทั่วไปจะใช้ในการเชื่อมอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่เรียกว่า Surface mount component กับ PCB ในกระบวนการนี้จะใช้โลหะบัดกรีที่อยู่ในรูปของครีม (Paste) โดยโลหะบัดกรีจะผสมอยู่กับฟลักซ์และตัวยึด (Binder) ซึ่งจะถูกสกรีนลงบนตำแหน่งที่ต้องการบน PCB แล้ววางอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ลงบนโลหะบัดกรีหลังจากนั้น PCB จะถูกให้ความร้อนจนกระทั่งโลหะบัดกรีเกิดการหลอมละลายแล้วเชื่อมอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์เข้ากับวงจรดังแสดงในรูปที่ 2.3 เมื่ออุณหภูมิลดลงโลหะบัดกรีก็จะกลายเป็นของแข็งที่สามารถนำไฟฟ้าได้



รูปที่ 2.3 การบัดกรีแบบรีโฟลว์

## 2.2 ข้อควรพิจารณาเบื้องต้นในการเลือกใช้โลหะบัดกรีแบบไร้สารตะกั่ว

ตะกั่วบัดกรีที่เป็นส่วนผสมระหว่างดีบุกและตะกั่ว (Tin-lead) โดยส่วนผสมที่นิยมใช้งานคือ 63Sn/37Pb มีข้อดีหลายประการเช่น ราคาถูก จุดบัดกรีมีความแข็งแรง ความเงางามและนำไฟฟ้าได้ดี เป็นต้น ดังนั้นการที่จะนำโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วมาใช้งานแทนตะกั่วบัดกรีชนิด 63Sn/37Pb นั้นมีข้อควรพิจารณาดังนี้

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

1. ราคาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วโดยทั่วไปจะสูงกว่าตะกั่วบัดกรี 63Sn/37Pb อย่างน้อย 35% ขึ้นไป เนื่องจากโลหะที่จะนำมาแทนสารตะกั่วจะเป็นโลหะที่หาได้ยากและมีอยู่อย่างจำกัด เช่น บิสมัท (Bismuth) อินเดียม (Indium) หรือเงิน (Silver) เป็นต้น จะส่งผลให้ต้นทุนของสินค้าสูงขึ้นโดยเฉพาะอย่างยิ่งถ้าเป็นการใช้โลหะบัดกรีแบบแท่ง (Solder bar) สำหรับเครื่อง Wave soldering หรือโลหะบัดกรีแบบเส้น (solder wire) สำหรับการบัดกรีด้วยมือจะมีปริมาณการใช้สูงกว่าตะกั่วเหลวซึ่งโดยทั่วไปปริมาณโลหะบัดกรีแบบแท่งหรือแบบเส้นที่ใช้จะเป็นส่วนประกอบหลักของต้นทุนการผลิต
2. จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วโดยทั่วไปจะสูงกว่าตะกั่วบัดกรี การที่โลหะบัดกรีมีจุดหลอมเหลวสูงก็หมายถึงเราต้องปรับตั้งอุณหภูมิของเครื่องหลอมตะกั่วให้สูงขึ้นด้วยซึ่งอาจทำให้ชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์เสียหายได้หรืออาจทำให้แผงวงจรเกิดการเปลี่ยนสีหรือเสียรูปเนื่องจากอุณหภูมิที่สูงขึ้นไป
3. ความสามารถในการนำไฟฟ้าต้องดีพอที่จะไม่ทำให้ประสิทธิภาพการทำงานของวงจรอิเล็กทรอนิกส์ลดลง
4. ความสามารถในการถ่ายเทความร้อนที่เกิดจากอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ต้องดีพอ
5. ต้องมีความเป็นพิษต่อสภาพแวดล้อมและร่างกายต่ำซึ่งเป็นจุดประสงค์หลักของการใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว
6. ต้องใช้ได้กับเครื่องหลอมตะกั่วที่มีอยู่โดยไม่ต้องดัดแปลงมากหรือต้องซื้อระบบใหม่ อาจยอมรับการดัดแปลงโดยเล็กน้อย เช่น เพิ่มระบบจ่ายก๊าซไนโตรเจน ( $N_2$ ) ในเครื่อง Wave soldering หรือเครื่อง Reflow soldering เพื่อปรับปรุงคุณภาพของจุดบัดกรีเนื่องจากต้นทุนของการติดตั้งระบบจ่ายก๊าซไนโตรเจนโดยทั่วไปจะไม่สูงมากนัก
7. คุณสมบัติทางกายภาพ เช่น ความแข็งแรง ความทนทานของจุดบัดกรีต้องไม่ด้อยไปกว่าตะกั่วบัดกรี
8. ควรมีจุดหลอมเหลวคงที่ เนื่องจากในการผลิตสินค้าปริมาณมากๆ (Mass volume) จะต้องมีการควบคุมการผันแปรต่างๆ ในขบวนการผลิตเพื่อไม่ให้ปริมาณของเสียในการผลิตมีมากเกินไปเป็นที่น่าสังเกตว่าโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะตั้งแต่ 4 ชนิดขึ้นไปจะมีจุดหลอมเหลวที่มีลักษณะเป็นช่วงอุณหภูมิไม่คงที่ที่อุณหภูมิใดอุณหภูมิหนึ่ง ดังนั้นการเลือกใช้โลหะบัดกรีประเภทนี้จะทำให้ประสบปัญหาในขบวนการผลิตได้
9. ความสวยงามของจุดบัดกรี (Solder joint cosmetics) ควรจะใกล้เคียงกับตะกั่วบัดกรีชนิด 63Sn/37Pb
10. โลหะที่จะนำมาทดแทนสารตะกั่วจะต้องหาได้ง่าย ผู้ผลิตสามารถผลิตออกมาแข่งขันกันได้อย่างกว้างขวางซึ่งจะส่งผลให้ราคาลดลงในอนาคต

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

11. ถึงแม้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วกำลังเป็นที่นิยมตั้งที่กล่าวมาข้างต้นแต่ก็ต้องยอมรับว่าผู้ผลิตแผ่นวงจรพิมพ์และอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ชนิดติดตั้งบนพื้นผิว SMD หลายรายยังคงไม่สามารถเลิกใช้โลหะบัดกรีที่มีสารตะกั่วได้ในเวลาอันสั้นดังนั้นข้อของอุปกรณ์ SMD หรือลายวงจรบนแผ่นวงจรพิมพ์ก็ยังคงมีสารตะกั่วเป็นส่วนประกอบที่สำคัญ ดังนั้นจึงต้องพิจารณาถึงความสามารถในการเชื่อมประสานกันระหว่างโลหะบัดกรีแบบไร้สารตะกั่วกับสารตะกั่วที่อยู่บนข้อของอุปกรณ์ SMD และแผ่นวงจรพิมพ์ด้วย ซึ่งถ้าไม่สามารถเชื่อมประสานกันได้ดีก็อาจทำให้จุดบัดกรีนั้นไม่แข็งแรงเพียงพอต่อการนำไปใช้งานหรือมีผลกับการใช้งานของผลิตภัณฑ์ในระยะยาว

### 2.2.1 โลหะทดแทนสารตะกั่ว

โลหะบัดกรีโดยทั่วไปจะเป็นส่วนผสมระหว่างโลหะตั้งแต่สองชนิดขึ้นไป เช่น ดีบุกตะกั่ว (Tin-lead) เป็นต้น ถึงแม้จะมีความพยายามในการเลิกใช้สารตะกั่วโดยใช้โลหะชนิดอื่นมาทดแทนแต่ก็ยังคงต้องใช้ดีบุก (Tin) เป็นโลหะหลักในส่วนผสมของโลหะบัดกรี เนื่องจากดีบุกมีราคาถูกหาได้ง่าย มีคุณสมบัติทางกายภาพที่ดี นำไฟฟ้าและความร้อนได้ดี มีคุณสมบัติในการเชื่อมประสานที่ดี นอกจากนี้ดีบุกยังเป็นส่วนผสมหลักของตะกั่วบัดกรีที่หลายคนคุ้นเคย คือ 63Sn/37Pb

โลหะที่มีการพิจารณาและนำมาทดแทนสารตะกั่วโดยนำมาผสมกับดีบุกมีหลายชนิดด้วยกัน เช่น เงิน (Silver : Ag) อินเดียม (Indium : In) สังกะสี (Zinc : Zn) พลวง (Antimony : Sb) ทองแดง (Copper : Cu) และบิสมัท (Bismuth : Bi) เป็นต้น ดังแสดงในตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.2 คุณสมบัติบางประการของโลหะทดแทนตะกั่ว

โลหะ	ราคา โดยประมาณ US\$/lb	ความหนาแน่นที่ อุณหภูมิ 25°C (lb/in <sup>2</sup> )	จำนวนที่สามารถ ผลิตได้ต่อปี(ล้าน ปอนด์)	ความยาก ง่ายในการหา มาใช้งาน
สังกะสี (Zn)	0.5	0.258	1560	หาง่าย
ทองแดง (Cu)	0.65	0.324	4900	หาง่าย
พลวง (Sb)	0.8	0.239	100	หาง่าย
ดีบุก (Sn)	3.5	0.264	180	หาง่าย
เงิน (Ag)	84.2	0.379	3.5	มีจำกัด
บิสมัท (Bi)	3.4	0.354	9	มีจำกัด
อินเดียม (In)	125	0.264	0.2	ขาดแคลน
ตะกั่ว (Pb)	0.45	0.41	-	-

สาเหตุที่โลหะดังกล่าวถูกนำมาพิจารณา ก็เพราะว่า เมื่อนำโลหะเหล่านี้มาผสมกับดีบุกแล้ว จุดหลอมเหลวจะมีแนวโน้มที่ต่ำลง มีคุณสมบัติทางไฟฟ้าและทางกายภาพที่ดีพอเป็นที่ยอมรับได้ นอกจากนี้ยังได้แสดงให้เห็นถึงคุณสมบัติบางประการของโลหะเหล่านี้ เช่น ราคาต่อน้ำหนักหนึ่งปอนด์ ค่าความหนาแน่น จำนวนที่สามารถผลิตได้ต่อปีและความยากง่ายในการนำมาใช้งาน สามารถแบ่งตามช่วงอุณหภูมิหลอมเหลวได้ ดังแสดงในตารางที่ 2.3 2.4 และ 2.5 ตามลำดับ โลหะบัดกรีบางชนิดถูกนำมาใช้ในอุตสาหกรรมต่างๆ และอีกจำนวนมากที่มีเพียงการศึกษาวิจัย

**ตารางที่ 2.3** กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวต่ำกว่า 180°C

ระบบโลหะผสม	ส่วนประกอบ(wt%)	ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว(°C)
Sn-Bi	Sn-58Bi	139
Sn-In	Sn-52In	118
Sn-In	Sn-50In	118-125
Bi-In	Bi-33In	109

**ตารางที่ 2.4** กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวอยู่ในช่วง 180 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 2.5** กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวอยู่ในช่วง 200 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 ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 2.6 ส่วนผสมชนิดต่างๆ ที่สามารถนำมาทดแทนโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว

ส่วนผสม	จุด หลอมเหลว (°C)	ราคาต่อ น้ำหนักหนึ่ง ปอนด์	ราคา(US\$)ต่อ ปริมาตรหนึ่ง ลูกบาศก์นิ้ว	ความหนาแน่น ที่ 25°C(ปอนด์ ต่อลูกบาศก์นิ้ว)
63.0Sn/37.0Pb	183	2.37	0.75	0.318
42.0Sn/58.0Bi	139	3.44	1.09	0.316
77.2Sn/20In/2.8Ag	179-189	30.06	8.02	0.267
91Sn/9Zn	199	3.23	0.85	0.263
91.8Sn/3.4Ag/4.8Bi	208-215	6.24	1.7	0.272
90Sn/7.5Bi/2.0Ag/0.5Cu	186-212	5.09	1.39	0.273
96.2Sn/2.5Ag/0.8Cu/0.5Sb	213-219	5.84	1.46	0.267
95.5Sn/4.0Ag/0.5Cu	217-218	6.55	1.76	0.269
95Sn/3.5Ag/1/5In	218	8.15	2.18	0.268
93.5Sn/3.5Ag/3/0Bi	216-220	5.92	1.59	0.269
96.5Sn/3.5Ag	221	6.32	2.33	0.368
99.3Sn/0.7Cu	227	3.48	0.92	0.264
95.0Sn/5.0Sb	232-240	3.37	0.88	0.263

หมายเหตุ :

- สังเกตว่าส่วนผสมของโลหะบัดกรีทุกชนิดในตารางจะมีดีบุกเป็นส่วนประกอบหลัก
  - ราคาต่อปริมาตรหนึ่งลูกบาศก์นิ้วเป็นราคาที่นิยมใช้ในการเปรียบเทียบราคาของตะกั่ว
- มีข้อมูลเกี่ยวกับส่วนผสมบางชนิดในตารางที่ 2.6 ที่สามารถใช้เป็นแนวทางในการเลือกส่วนผสมที่เหมาะสมกับขบวนการผลิตโดยพิจารณาจากคุณสมบัติดังนี้

เงิน (Silver) เป็นโลหะที่มีราคาสูงช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะบัดกรีทำให้คุณสมบัติการแพร่กระจายดีขึ้นและมีจุดหลอมเหลวที่ต่ำลง

พลวง (Antimony) การเติมพลวงในปริมาณที่เหมาะสมจะช่วยเพิ่มคุณสมบัติการต้านทานการคืบและการต้านทานการล้าของโลหะบัดกรีให้ดีขึ้นแต่มีข้อเสีย คือ ทำให้คุณสมบัติการเปียกและการแพร่กระจายของโลหะบัดกรีน้อยลง

อินเดียม (Indium) อินเดียมเป็นโลหะที่สามารถทำให้จุดหลอมเหลวของส่วนผสมลดลงได้ดีเมื่อนำมาผสมกับดีบุกทำให้คุณสมบัติทางกายภาพและความสามารถในการเชื่อมประสานที่ดีแต่อินเดียมเป็นโลหะที่มีจำนวนจำกัดและเริ่มขาดแคลนในปัจจุบันจึงทำให้มีราคาสูง

สังกะสี (Zinc) สังกะสีเป็นโลหะที่มีราคาถูก (ราคาของสังกะสีมีราคาใกล้เคียงกับตะกั่ว) หามาใช้งานได้ง่ายแต่ข้อเสียก็คือ สังกะสีทำปฏิกิริยากับออกซิเจนได้เร็วเกิดเป็นสังกะสีออกไซด์ ซึ่งออกไซด์นี้จะปลดความสามารถในการเชื่อมประสานและทำให้เกิดขี้ตะกั่ว (Dross) ปริมาณมากในเครื่อง Wave soldering ถึงแม้ว่าจะอาจใช้ก๊าซไนโตรเจนมาลดปัญหาเรื่องออกไซด์ได้ แต่สังกะสีก็ยังไม่เป็นที่นิยมใช้ในปัจจุบันต้องมีการทดลองใช้งานกันอีกต่อไป

บิสมัท (Bismuth) บิสมัทเป็นโลหะที่สามารถทำให้จุดหลอมเหลวของส่วนผสม (Alloy) ลดลงได้ดีเหมือนอินเดียมและยังมีคุณสมบัติทางกายภาพ ความสามารถในการเชื่อมประสานที่ดีมาก แต่ข้อเสียก็คือ จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีที่มีบิสมัทเป็นส่วนผสมจะต่ำเกินไป โดยเฉพาะถ้าบิสมัทมีการเชื่อมกับตะกั่วที่อยู่บนแผ่นวงจรพิมพ์หรือขั้วของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์จะเกิดเป็นส่วนผสมของ Sn/Pb/Bi ซึ่งจุดหลอมเหลวต่ำถึง  $96^{\circ}\text{C}$  จึงทำให้ไม่เหมาะกับการใช้งานอาจมีผลให้จุดบัดกรีไม่แข็งแรงเกิดมีรอยแตกร้าวได้ง่ายนอกจากนี้ราคาบิสมัทในปัจจุบันก็ยังคงสูง

โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะ 4-5 ชนิด บรรดาผู้ผลิตต่างๆ พยายามที่จะทำการทดลองหาส่วนผสมระหว่างโลหะหลายๆ ชนิดเพื่อให้ได้ส่วนผสมที่ดีที่สุดแต่เป็นที่น่าสังเกตว่าส่วนผสมเหล่านี้จะให้จุดหลอมเหลวมีค่าเป็นช่วง ซึ่งทำให้การควบคุมกระบวนการผลิตทำได้ลำบากและการผสมโลหะหลายๆ ชนิดเข้าด้วยกันให้มีอัตราส่วนที่คงที่แน่นอนในแต่ละครั้งก็ทำได้ยากกว่าการผสมโลหะเพียงแค่ 2-3 ชนิด การที่ส่วนผสมเปลี่ยนแปลงไปเพียงเล็กน้อยก็อาจทำให้คุณสมบัติโดยรวมเปลี่ยนไปมากด้วยเหตุผลนี้ก็ทำให้โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะ 4-5 ชนิดยังไม่เป็นที่นิยมในปัจจุบันแต่ก็มีบางบริษัทในญี่ปุ่นที่มีการใช้โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะ 5 ชนิด

นอกจากนี้ความเหมาะสมในการนำโลหะบัดกรีมาใช้งานยังขึ้นอยู่กับกระบวนการผลิตที่มีการใช้อยู่ เช่น ถ้ากรณีเป็นโลหะบัดกรีแบบแท่ง (Solder bar) หรือโลหะบัดกรีแบบเส้น (Solder wire) สำหรับใช้กับเครื่อง Wave soldering หรือการบัดกรีด้วยมือตามลำดับ มีหลักเกณฑ์ในการพิจารณาดังนี้

1. อุณหภูมิของบ่อตะกั่ว (Solder pot) ไม่ควรเกิน  $260^{\circ}\text{C}$
2. ปริมาณงานเสียต่ำ
3. ราคาต่ำ
4. มีขี้ตะกั่ว (Dross) น้อย

## 2.2.2 ข้อควรพิจารณาบางประการในกระบวนการผลิต

ในการใช้งานจริงนอกจากต้องการทำการเลือกใช้โลหะผสมหรือโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วให้เหมาะสมกับกระบวนการผลิตแล้วยังต้องมีการพิจารณาการปรับปรุงเปลี่ยนแปลงสิ่งต่างๆ ในกระบวนการผลิตอีกหลายประการ เช่น การปรับตั้งเครื่องจักรต่างๆ ให้เหมาะสมกับชนิดของโลหะบัดกรีที่เลือกใช้ โดยทั่วไปโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วจะมีจุดหลอมเหลวที่สูงกว่าโลหะบัดกรีชนิด ตะกั่ว-

ดีบุก ซึ่งอาจทำให้เกิดความเสียหายแก่อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่อยู่บนแผงวงจรได้ ดังนั้นจึงควรเพิ่มความระมัดระวังในเรื่องนี้เป็นพิเศษ

การพัฒนาและฝึกอบรมพนักงานถึงวิธีการบัดกรีด้วยมือและวิธีการซ่อมของเสียก็เป็นสิ่งสำคัญ การบัดกรีโดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วด้วยมือโดยทั่วไปจะต้องใช้อุณหภูมิของหัวแร้งที่สูงขึ้นระยะเวลาของการจี้หัวแร้งนานขึ้นเพื่อให้โลหะบัดกรีมีเวลานานพอที่จะไหลไปเชื่อมกับขั้วของอุปกรณ์ ดังนั้นควรจัดให้มีการฝึกอบรมให้แก่พนักงานที่เกี่ยวข้องถึงวิธีการบัดกรีที่ถูกต้องบางโรงงานอาจมีการใช้โลหะบัดกรีหลายชนิดทั้งแบบมีและไม่มีสารตะกั่วเป็นองค์ประกอบก็จำเป็นจะต้องมีระบบแจ้งให้พนักงานที่ทำการซ่อมของเสียได้ทราบถึงชนิดของโลหะบัดกรีที่จะนำมาใช้ให้ถูกประเภท (Tracking system) มาตรฐานและเงื่อนไขในการตรวจสอบคุณภาพก็ควรจะมีการทบทวนกันใหม่ต้องมีการพัฒนาความรู้ความเข้าใจในมาตรฐานคุณภาพใหม่ให้แก่พนักงานทุกฝ่ายที่เกี่ยวข้องรวมทั้งผู้บริหารและลูกค้า

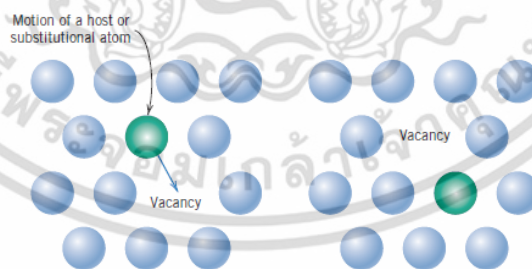
การเปลี่ยนมาใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์จำเป็นที่จะต้องมีการวางแผนและทบทวนสิ่งต่างๆ ทั้งในส่วนของต้นทุน กระบวนการผลิตและระบบควบคุมคุณภาพอย่างรอบคอบโดยวิศวกรผู้รับผิดชอบเพื่อให้การเปลี่ยนแปลงดังกล่าวมีความราบรื่นมากที่สุดเท่าที่จะเป็นไปได้และควรเริ่มต้นจากผลิตภัณฑ์ที่ไม่สลับซับซ้อนและมีวงจรชีวิตสั้นเป็นอันดับแรก

### 2.3 การแพร่ (Diffusion)

การแพร่ คือ กลไกการขนส่งหรือขนถ่ายอะตอมของสสารชนิดหนึ่งผ่านเข้าไปในสสารอีกชนิดหนึ่ง เช่น การเคลื่อนที่ของอะตอมในสสารที่มีสภาพของก๊าซ ของเหลว และของแข็ง ซึ่งการเคลื่อนที่ของอะตอมในสสารที่มีสภาพเป็นก๊าซนั้นจะมีการเคลื่อนที่เร็วที่สุดเมื่อเทียบกับในสภาพของเหลวและของแข็งส่วนการเคลื่อนที่ในของแข็งมักจะถูกจำกัด แต่อย่างไรก็ตามการสั่นสะเทือนเนื่องจากความร้อนในของแข็งจะทำให้อะตอมสามารถเกิดการเคลื่อนที่จากตำแหน่งแลตทิซหนึ่งไปยังอีกตำแหน่งหนึ่ง ตัวอย่างปรากฏการณ์ของการแพร่ เช่น คู่ควบการแพร่ (Diffusion couple) จากการเชื่อมโลหะสองชนิดให้ติดกันโดยให้ความร้อนที่อุณหภูมิต่ำกว่าจุดหลอมเหลวของโลหะเป็นระยะเวลาหนึ่ง โดยอะตอมของโลหะชนิดที่หนึ่งแพร่เข้าไปในโลหะชนิดที่สองเช่นเดียวกับการแพร่ของโลหะชนิดที่สองที่แพร่เข้าไปในโลหะชนิดที่หนึ่งและระหว่างรอยต่อมีโลหะทั้งสองชนิดผสมกันโดยกระบวนการนี้จะเรียกว่า การแพร่ของอะตอมต่างชนิด (Interdiffusion) หรือการแพร่ของอะตอมแปลกปลอม (Impurity diffusion) ที่มีความเข้มข้นของธาตุทั้งสองที่ตำแหน่งต่างๆ เปลี่ยนแปลงตามเวลา สำหรับการแพร่ในโลหะบริสุทธิ์อะตอมที่เคลื่อนย้ายตำแหน่งจะเป็นอะตอมชนิดเดียวกันเรียกว่า การแพร่ในตัวเอง (Self diffusion) ซึ่งไม่สามารถสังเกตหรือตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงส่วนผสมทางเคมีได้ โดยกลไกการแพร่ในโลหะแบ่งเป็น 2 แบบ คือ

1. การแพร่แบบช่องว่างหรือแทนที่ (Vacancy or substitutional diffusion mechanisms) เป็นกลไกการเปลี่ยนตำแหน่งของอะตอมจากตำแหน่งแลตทิซปกติไปยังตำแหน่งแลตทิซข้างๆ ที่ยังว่างอยู่หรือเป็นช่องว่าง เมื่ออะตอมมีพลังงานก่อกัมมันต์ (activation energy) อย่างเพียงพอซึ่งพลังงานสามารถรับจากการสั่นสะเทือนอะตอมเนื่องจากความร้อนแสดงได้ดังรูปที่ 2.4 กระบวนการนี้จำเป็นต้องมีช่องว่าง (vacancies) หรือความไม่สมบูรณ์เกิดขึ้นในโครงผลึก ทำให้อะตอมสามารถเกิดการแพร่แบบกลไกการแทนที่และการแพร่โดยอาศัยช่องว่างจะเกิดได้มากขึ้นน้อยเพียงใดก็ขึ้นอยู่กับความไม่สมบูรณ์ในสภาวะสมดุล เมื่อโลหะและอัลลอยด์มีอุณหภูมิสูงขึ้นช่องว่างจะเกิดมากขึ้นและอะตอมก็จะมีพลังงานมากขึ้นทำให้อัตราเร็วในการแพร่ของอะตอมจะเพิ่มสูงขึ้นนอกจากนี้อัตราเร็วในการแพร่ยังขึ้นอยู่กับขนาดของอะตอมและพลังงานพันธะระหว่างอะตอมด้วยเช่นกัน กล่าวคือ อะตอมที่กำลังแพร่และช่องว่างต้องแลกเปลี่ยนตำแหน่งกัน การแพร่ของอะตอมในทิศทางหนึ่งจึงหมายถึง การเคลื่อนที่ช่องว่างในทิศทางตรงกันข้ามด้วยทั้งการแพร่ในตัวเองและการแพร่ของอะตอมต่างชนิดสามารถเกิดได้ด้วยกลไกนี้ เมื่อขนาดอะตอมใหญ่และพลังงานพันธะระหว่างอะตอมมากจะทำให้อัตราเร็วในการแพร่ของอะตอมนั้นช้าลง

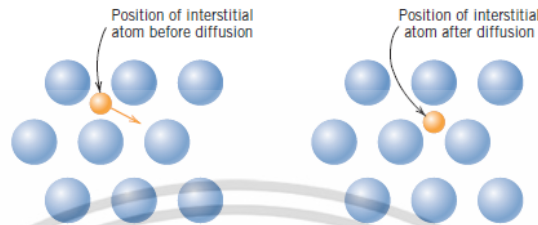
ในระหว่างการแพร่ในสภาวะของแข็งอะตอมจะต้องทำลายพันธะระหว่างอะตอมเดิมและสร้างพันธะใหม่ กระบวนการนี้จะเกิดได้ง่ายขึ้นถ้ามีช่องว่างและเพื่อให้กระบวนการแพร่เกิดขึ้นในอัลลอยด์จะต้องมีความสามารถในการละลายของอะตอมชนิดหนึ่งในอีกชนิดหนึ่ง ด้วยเหตุนี้กระบวนการแพร่จะขึ้นอยู่กับกฎของความสารละลายในของแข็ง เนื่องจากมีความแตกต่างของพันธะทางเคมีและความสามารถในการละลายในของแข็งและปัจจัยอื่นๆ ข้อมูลการแพร่แบบแทนที่จะได้จากการทดลอง การวัดจะต้องถูกต้องแม่นยำโดยขึ้นอยู่กับเวลาดังนั้นข้อมูลอาจเปลี่ยนแปลงได้ตามเวลา



รูปที่ 2.4 กลไกการแพร่โดยอาศัยช่องว่างหรือแทนที่

2. การแพร่แบบแทรกที่ (Interstitial diffusion mechanisms) เป็นกลไกการเคลื่อนที่ของอะตอมจากตำแหน่งแทรกที่ (Interstitial diffusion) ไปยังตำแหน่งข้างเคียงที่ยังว่างอยู่ กลไกนี้จะพบในการแพร่ของอะตอมต่างชนิดของธาตุมลทิน เช่น ไฮโดรเจน คาร์บอน ไนโตรเจนและออกซิเจน ซึ่งมีอะตอมขนาดเล็กพอที่จะแทรกเข้าไปในตำแหน่งระหว่างอะตอม (Interstitial

diffusion) ได้ ส่วนอะตอมเจ้าบ้าน (อะตอมของโลหะหลัก) และอะตอมธาตุมลทินที่ละลายแบบแทนที่นั้นมีโอกาสอยู่ในตำแหน่งระหว่างอะตอมน้อยมาก ดังนั้นตามปกติจึงไม่แพร่ด้วยกลไกนี้และปรากฏการณ์นี้เรียกว่า การแพร่แบบแทรกที่แสดงได้ดังรูปที่ 2.5



รูปที่ 2.5 กลไกการแพร่แบบแทรกที่

### 2.3.1 การแพร่ในสภาวะคงตัว (Steady-state diffusion)

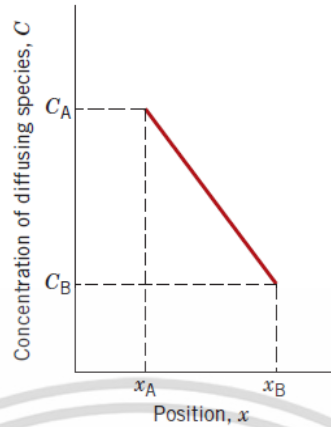
การแพร่เป็นกระบวนการที่อาศัยเวลา กล่าวคือ ในเชิงมหภาค (Macro) แล้วปริมาณของธาตุที่จะถูกขนส่ง (ขนย้าย) ภายในอีกธาตุหนึ่งเป็นฟังก์ชันของเวลา โดยมากแล้วเราจำเป็นต้องทราบว่า การแพร่เกิดได้เร็วเท่าไรและอัตราการขนถ่ายมวลเป็นเท่าไร อัตราเร็วนี้มักถูกแสดงด้วยค่าฟลักซ์การแพร่ (Diffusion flux :  $J$ ) ซึ่งมีนิยาม คือ มวล (หรือจำนวนอะตอม)  $M$  ที่แพร่ผ่านวัสดุของแข็งต่อพื้นที่หน้าตัดในทิศตั้งฉากต่อหน่วยเวลาหรือ

$$J = \frac{M}{At} \quad (2.1)$$

โดยที่  $A$  คือ พื้นที่ที่มีการแพร่ผ่าน  $t$  คือ เวลาที่ใช้ในการแพร่ในรูปแบบเชิงอนุพันธ์จะเขียนสมการ (2.1) ได้เป็น

$$J = \frac{1}{A} \frac{dM}{dt} \quad (2.2)$$

ในกรณีที่ฟลักซ์การแพร่ไม่เปลี่ยนแปลงไปตามเวลาจะเกิดสภาวะคงตัวขึ้น ตัวอย่างหนึ่งของการแพร่ในสภาวะคงตัว เช่น การแพร่ของอะตอมของก๊าซผ่านแผ่นโลหะโดยที่ความเข้มข้น (หรือความดัน) ของก๊าซที่กำลังแพร่นั้นถูกรักษาไว้ให้คงที่บริเวณผิวของแผ่นโลหะทั้งสองด้าน



รูปที่ 2.6 การแพร่ในสภาวะคงตัวของอะตอมที่มีความเข้มข้นต่างกัน

เมื่อพล็อตค่าความเข้มข้น (C) เทียบกับตำแหน่งหรือระยะทางภายในของแข็ง (B) จะได้เส้นโค้งที่เรียกว่า รูปแบบการเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นหรือโปรไฟล์ของความเข้มข้น (Concentration profile) ค่าความชันของเส้นโค้งนี้ที่จุดหนึ่งๆ เรียกว่า อัตราผลต่างความเข้มข้นหรือเกรเดียนต์ของความเข้มข้น (Concentration gradient)

$$\text{Concentration gradient} = \frac{dC}{dx} \quad (2.3)$$

ในกรณีนี้โปรไฟล์ของความเข้มข้นเป็นเส้นตรง ดังแสดงในรูปที่ 2.6 สามารถเขียนได้เป็น

$$\text{Concentration gradient} = \frac{\Delta C}{\Delta x} = \frac{C_A - C_B}{x_A - x_B} \quad (2.4)$$

คณิตศาสตร์ของการแพร่ในสภาวะคงตัวในทิศทางเดียว (x) มีความสัมพันธ์ คือ ฟลักซ์การแพร่แปรผันตรงกับเกรเดียนต์ของความเข้มข้น ดังสมการ

$$J = -D \frac{dC}{dx} \quad (2.5)$$

เมื่อ J คือ ฟลักซ์หรืออัตราการถ่ายโอนของอะตอมมีหน่วยเป็นอะตอมต่อตารางเมตร วินาที ค่าคงที่ของการแพร่ผันตรง D คือ สัมประสิทธิ์การแพร่ (Diffusion coefficient) ซึ่งมีหน่วยเป็นตารางเมตรต่อวินาที เครื่องหมายลบในสมการระบุทิศทางของการแพร่คือ การแพร่จะแพร่จากบริเวณที่มีความเข้มข้นสูงไปยังความเข้มข้นต่ำกว่านั่นเอง สมการ (2.5) บางครั้งเรียกว่า กฎข้อที่หนึ่งของฟิค (Fick's first law of diffusion)

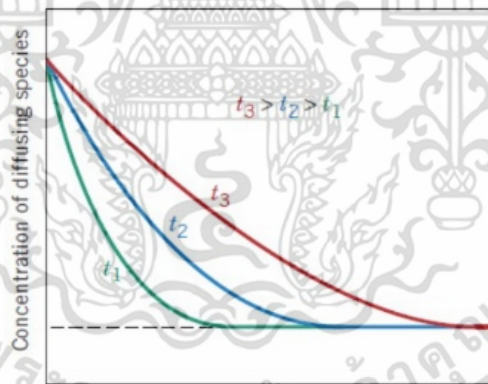
### 2.3.2 การแพร่ในสภาวะไม่คงตัว (Non-steady-state diffusion)

การแพร่ในสภาวะไม่คงตัว เป็นกระบวนการแพร่ที่มีความเข้มข้นของอะตอมที่บริเวณหนึ่งจะเปลี่ยนแปลงตามเวลา มีหลายกรณีที่เกิดการแพร่แบบสภาวะไม่คงตัวโดยที่ความเข้มข้นของอะตอมของตัวถูกละลายที่ตำแหน่งใดๆ ที่กำหนดค่าหนึ่งจะเปลี่ยนแปลงตามเวลาสภาพการแพร่ที่เกิดขึ้นจริงมักเป็นแบบไม่คงตัวนั่น คือ พลิกซ์การแพร่และอัตราผลต่างความเข้มข้นที่จุดหนึ่งๆ ในของแข็งมีค่าแปรผันไปตามเวลาและมีการสะสมหรือลดลงของสารที่กำลังแพร่ ณ จุดนั้นเกิดขึ้นภายใต้เงื่อนไขของสภาวะไม่คงตัวสมการ (2.5) ไม่เหมาะสมจึงใช้สมการเชิงอนุพันธ์ย่อย

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (2.6)$$

ซึ่งรู้จักกันในนาม กฎข้อที่สองของฟิค (Fick's second law) ถ้าค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ไม่ขึ้นอยู่กับความเข้มข้น (ซึ่งต้องตรวจสอบเป็นกรณีๆ ไปในการแพร่แต่ละสถานการณ์) สมการที่ (2.6) จะถูกทำให้ง่ายขึ้นและเขียนได้เป็น

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (2.7)$$



รูปที่ 2.7 ความเข้มข้นของสารที่แพร่ที่ระยะต่างๆ ที่เวลาต่างกัน

ผลเฉลยของสมการนี้ (ความเข้มข้นที่เป็นฟังก์ชันของตำแหน่งและเวลา) จะถูกหาได้ก็ต่อเมื่อมีการระบุเงื่อนไขขอบเขตทางกายภาพที่เหมาะสม ผลเฉลยในกรณีสำคัญที่พบในทางปฏิบัติกรณีหนึ่งได้แก่ กรณีที่เรียกว่า ของแข็งแบบเซมิอินฟินิต (Semi-infinite solid) หมายถึง ในขณะที่พิจารณาไม่ปรากฏว่ามีอะตอมที่กำลังแพร่อะตอมใดเลยสามารถแพร่ไปถึงอีกปลายข้างหนึ่งของของแข็งได้ โดยมีข้อกำหนดว่า ของแข็งยาว  $L$  เป็นเซมิอินฟินิตนั้นต้องมีความสัมพันธ์ดังนี้  $L > 10\sqrt{Dt}$  ซึ่งความเข้มข้นที่ผิวของแข็งถูกรักษาไว้ให้คงที่ตลอดเวลา โดยส่วนมากแล้วแหล่งกำเนิดของอะตอมที่จะแพร่

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ในของแข็งดังกล่าวมักมาจากเฟสของก๊าซ ซึ่งมีค่าความดันย่อยที่ถูกรักษาไว้ให้คงที่ที่ผิวของแข็งนั่นเอง นอกจากนี้ยังมีสมมติฐานอื่นๆ อีกได้แก่

1. ก่อนที่เกิดการแพร่ สารที่จะแพร่ในของแข็งนั้นมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอตลอดชิ้นของแข็งด้วยความเข้มข้น  $C_0$
2. ค่าของ  $x$  (ตัวแปรบอกตำแหน่ง) เป็นศูนย์ที่ผิวของแข็งและเพิ่มค่าขึ้นตามระยะลึกเข้าไปในของแข็ง

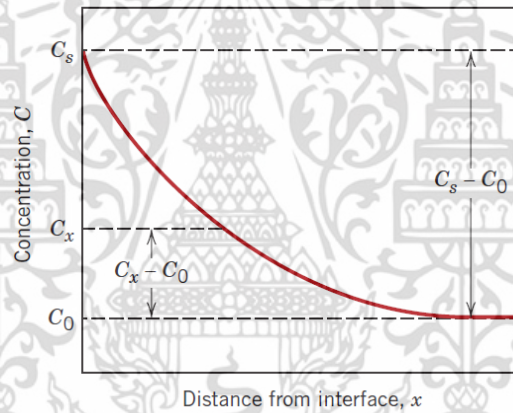
3. เวลาเป็นศูนย์ที่เวลาเริ่มมีการแพร่เกิดขึ้น

เงื่อนไขขอบเขตดังกล่าวข้างต้นเขียนได้เป็น

$$\text{ที่ } t = 0, \quad C = C_0 \quad \text{ที่ตำแหน่ง } 0 \leq x \leq \infty$$

$$\text{เมื่อ } t > 0, \quad C = C_s \quad (\text{ความเข้มข้นที่ผิวคงที่}) \quad \text{ที่ } x = 0$$

$$C = C_0 \quad \text{ณ } x = \infty$$



รูปที่ 2.8 การแพร่ในสถานะไม่คงตัวของอะตอมที่มีความเข้มข้นต่างกัน

เมื่อแทนค่าเงื่อนไขขอบเขตเหล่านี้ลงในสมการ (2.7) จะได้ผลเฉลยคือ

$$\frac{C_x - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad (2.8)$$

โดยค่า  $C_x$  คือ ความเข้มข้นที่ความลึกได้ผิว  $x$  ที่เวลา  $t$   $C_0$  คือ ความเข้มข้นของอะตอมที่มีอยู่ในของแข็งก่อนการแพร่  $C_s$  คือ ความเข้มข้นของอะตอมที่ผิวของแข็ง  $D$  คือ สัมประสิทธิ์การแพร่ สำหรับนิยามของเกาส์เซียนเออร์เรอร์ฟังก์ชัน (Gaussian error function) คือ

$$\operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\pi} \int_0^z e^{-y^2} dy \quad (2.9)$$

เมื่อ

$$z = \frac{x}{2} \sqrt{Dt} \quad (2.10)$$

กราฟเขียนเออร์เรอร์ฟังก์ชันหาได้จากการเปิดตารางค่าเออร์เรอร์ฟังก์ชันเทียบกับค่า  $x/2\sqrt{Dt}$

ตารางที่ 2.7 ค่าของเออร์เรอร์ฟังก์ชัน

Z	erf (z)	z	erf (z)	Z	erf (z)
0.00	0.0000	0.55	0.5633	1.30	0.934
0.03	0.0282	0.60	0.6039	1.40	0.9523
0.05	0.0564	0.65	0.6420	1.50	0.9661
0.10	0.1125	0.70	0.6778	1.60	0.9763
0.15	0.1680	0.75	0.7112	1.70	0.9838
0.20	0.2227	0.80	0.7421	1.80	0.9891
0.25	0.2763	0.85	0.7707	1.90	0.9928
0.30	0.3286	0.90	0.7970	2.00	0.9953
0.35	0.3794	0.95	0.8209	2.20	0.9981
0.40	0.4284	1.00	0.8427	2.40	0.9993
0.45	0.4755	1.10	0.8802	2.60	0.9998
0.50	0.5205	1.20	0.9103	2.80	0.9999

Materials science and engineering an introduction 8<sup>th</sup>

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 2.3.3 ปัจจัยที่มีผลต่อการแพร่

1. สารที่แพร่ (Diffusion species) ขนาดของค่าสัมประสิทธิ์การแพร่จะเป็นดัชนีชี้วัดความเร็วที่อะตอมนั้นๆ จะแพร่ไปได้ทั้งกรณีการแพร่ในตัวเองและการแพร่ระหว่างอะตอมต่างชนิดในระบบโลหะบางระบบ ชนิดของสาร (อะตอม) ที่แพร่เองและตัวโลหะแม่ (โครงสร้างหลัก Host metal) ล้วนมีผลต่อสัมประสิทธิ์การแพร่ยกตัวอย่างเช่น การแพร่ในตัวเองและการแพร่ของคาร์บอน (อะตอมต่างชนิด) ในเหล็กแอลฟาที่  $500^{\circ}\text{C}$  มีความแตกต่างกันมาก ค่า  $D$  ของการแพร่ของคาร์บอนมีค่าสูงกว่ามาก ความแตกต่างที่บ่งบอกถึงความแตกต่างของอัตราเร็วในการแพร่โดยอาศัยช่องว่างและการแพร่แบบแทรกที่ได้อธิบายไว้ข้างต้นแล้ว การแพร่ในตัวเองต้องอาศัยช่องว่างขณะที่การแพร่ของคาร์บอนในเหล็กเป็นการแพร่แบบแทรกที่

2. อุณหภูมิ (Temperature) เนื่องจากการแพร่ในระดับอะตอมเกี่ยวข้องกับการเคลื่อนที่ของอะตอม อุณหภูมิจึงมีผลอย่างรุนแรงที่สุดต่อสัมประสิทธิ์และอัตราเร็วของการแพร่ผลของอุณหภูมิต่อสัมประสิทธิ์การแพร่มักเขียนในรูปของสมการอาร์เรเนียส (Arrhenius equation)

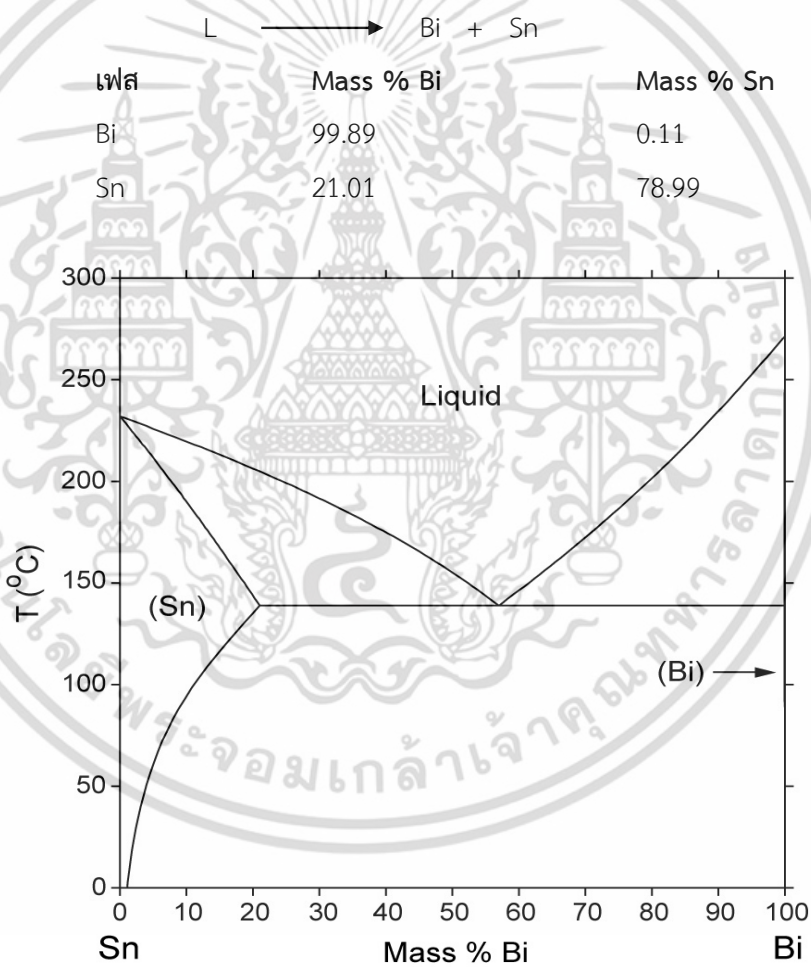
3. ชนิดของกลไกในการแพร่ กลไกการแพร่แบบแทรกที่หรือแบบช่องว่างจะส่งผลกระทบต่อสภาพของการแพร่ โดยอะตอมขนาดเล็กสามารถแพร่แบบแทรกที่ในโครงสร้างของผลึกที่มีขนาดใหญ่ได้ เช่น อะตอมของคาร์บอนในโครงสร้าง Body-centered cubic (BCC) หรือ Face-centered cubic (FCC) ของเหล็กกล้า ส่วนทองแดงจะแพร่เข้าไปในโครงสร้างผลึกของอลูมิเนียมแบบกลไกช่องว่าง เพราะอะตอมของธาตุทั้งสองมีขนาดที่ใกล้เคียงกัน

4. เวลาในการแพร่ กลไกการเกิดการแพร่ต้องอาศัยเวลาเพราะหน่วยของฟลักซ์เป็นจำนวนอะตอม/ $\text{cm}^2\text{s}$  ดังนั้นหากมีอะตอมจำนวนมากก็จะต้องใช้เวลานานขึ้น อย่างไรก็ตามแล้วแต่เวลาในการแพร่สามารถลดลงไปได้หากเราเพิ่มอุณหภูมิให้สูงขึ้น

## 2.4 เฟสไดอะแกรมของโลหะบัดกรี

### 2.4.1 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก - บิสมัท

โลหะผสมทั้งสองนี้ไม่สามารถเกิดการละลายในสถานะของแข็งสมบูรณ์ โดยที่โครงสร้างผลึกของบิสมัทสามารถรองรับอะตอมของดีบุกได้ในปริมาณที่น้อยอีกนัยหนึ่งก็คือ มีอะตอมดีบุกปริมาณที่น้อยถูกแทนที่ด้วยอะตอมบิสมัทและในขณะเดียวกันความสามารถในการละลายก็จะเปลี่ยนแปลงไปตามอุณหภูมิที่  $138^{\circ}\text{C}$  ของเหลวที่มีส่วนผสมดีบุก 43% โดยน้ำหนักจะสลายตัวเป็นสารละลายของแข็ง 2 ชนิด คือ สารละลายของแข็งบิสมัทและสารละลายของแข็งดีบุก ดังแสดงในรูปที่ 2.9 ซึ่งสมการของปฏิกิริยาดังนี้

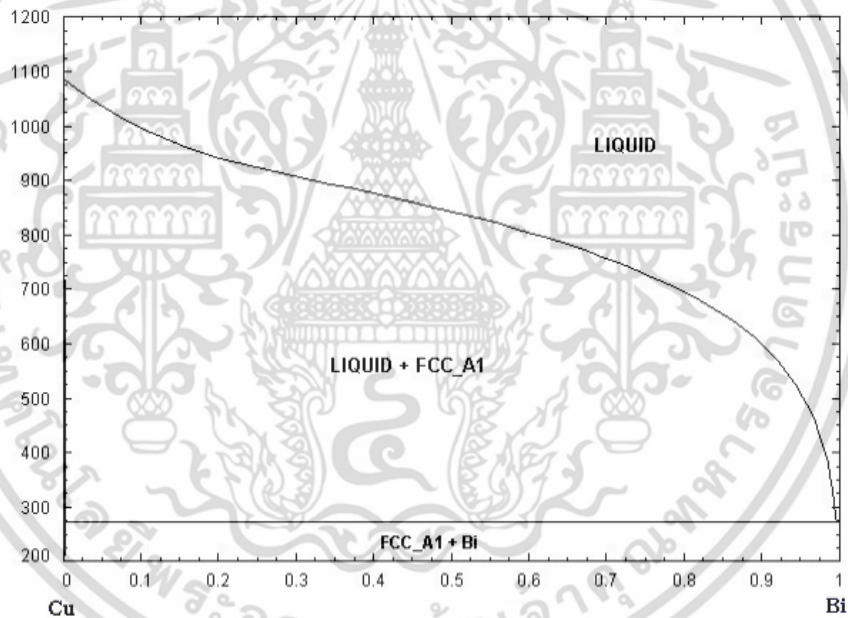


### 2.4.2 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมทองแดง – บิสมัท

โลหะผสมทั้งสองนี้จะเกิดปฏิกิริยาแบบยูเทคติกซึ่งจุดที่เกิดปฏิกิริยาจะอยู่ใกล้กับจุดบิสมัทบริสุทธิ์ในสภาวะของแข็งโลหะผสมทั้งสองนี้ไม่สามารถเกิดการละลายในสภาวะของแข็งสมบูรณ์ได้ที่อุณหภูมิ 270.4°C จะเกิดการสลายตัวเป็นสารละลายของแข็ง 2 ชนิด คือ สารละลายของแข็งทองแดงและสารละลายของแข็งดีบุก ดังแสดงในรูปที่ 2.10 ซึ่งสมการของปฏิกิริยามีดังนี้



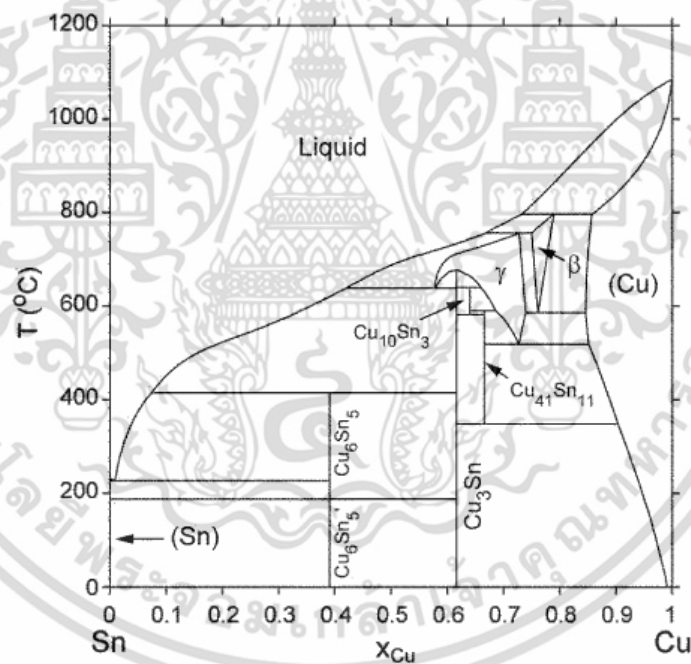
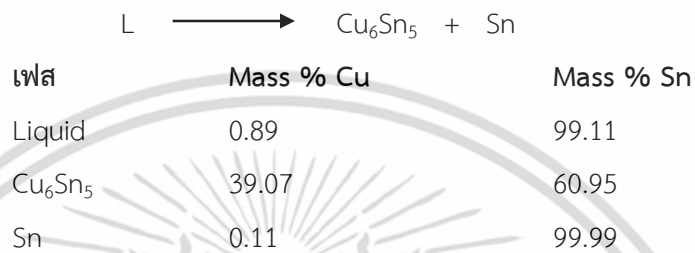
เฟส	Mass % Bi	Mass % Cu
Liquid	99.86	0.14
Bi	100	0
Cu	0	100



รูปที่ 2.10 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมทองแดง – บิสมัท

### 2.4.3 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมทองแดง – ดีบุก

ปฏิกิริยาที่สำคัญประการหนึ่งของโลหะผสมดีบุก – ทองแดง คือ ปฏิกิริยาที่อุณหภูมิ 226.8°C ซึ่งเป็นปฏิกิริยายูเทคติก ดังแสดงในรูปที่ 2.11 โดยที่จุดยูเทคติกนี้ของเหลวจะเปลี่ยนไปเป็นเฟสของแข็ง 2 เฟส ได้แก่ สารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  กับเฟสของ Sn โดยสมการของปฏิกิริยายูเทคติกมีดังนี้



รูปที่ 2.11 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมทองแดง – ดีบุก

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

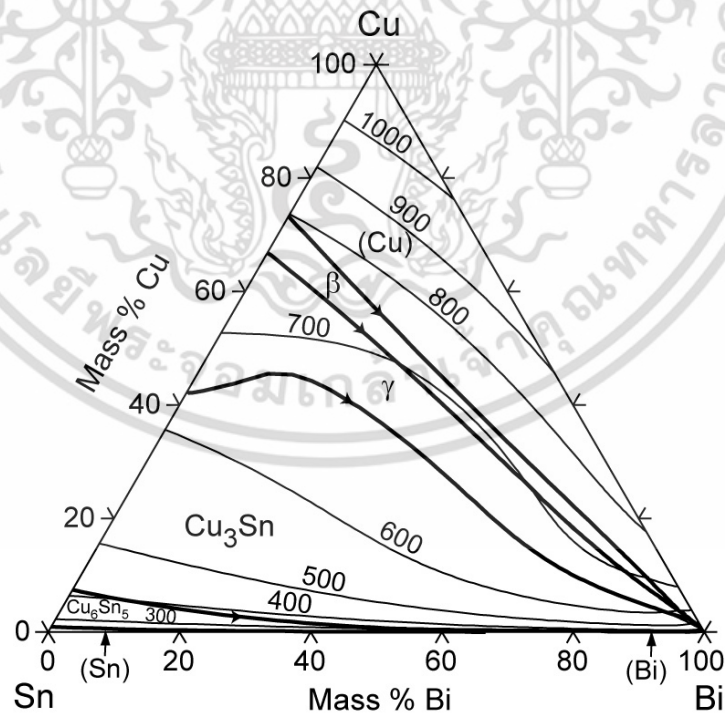
#### 2.4.4 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมทองแดง - บิสมัท - ดีบุก

จากเฟสไดอะแกรม 3 ชาติ (Ternary equilibrium diagram) ของโลหะผสมดีบุก - บิสมัท - ทองแดง ในการศึกษานี้ส่วนผสมที่นำมาทำการศึกษาคือเป็นส่วนผสมที่ใกล้เคียงกับส่วนผสมยูเทคติกของโลหะผสม 3 ชาติ โดยปฏิกิริยายูเทคติกนี้จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 195.9°C โดยเฟสของเหลวจะเปลี่ยนเป็นเฟสของแข็ง 3 เฟส คือ สารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  +  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  และเฟส Bi ซึ่งสมการของปฏิกิริยายูเทคติกมีดังนี้



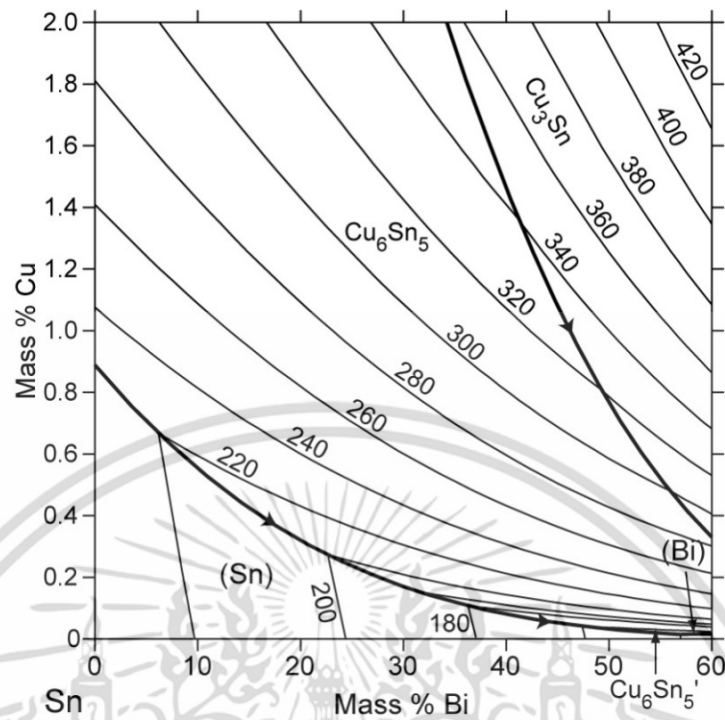
โดยในปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมทองแดง - บิสมัท - ดีบุก จะมีส่วนผสมดังนี้

เฟส	Mass %Bi	Mass %Cu	Mass %Sn
Liquid	78.1	0.03	21.87
$\text{Cu}_3\text{Sn}$	0	61.63	38.37
$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	0	39.07	60.93
Bi	99.89	0	0.11



รูปที่ 2.12 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมทองแดง - บิสมัท - ดีบุก

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.13 ส่วนผสมยูเทคติกของโลหะผสมทองแดง – บิสมัท – ดีบุก

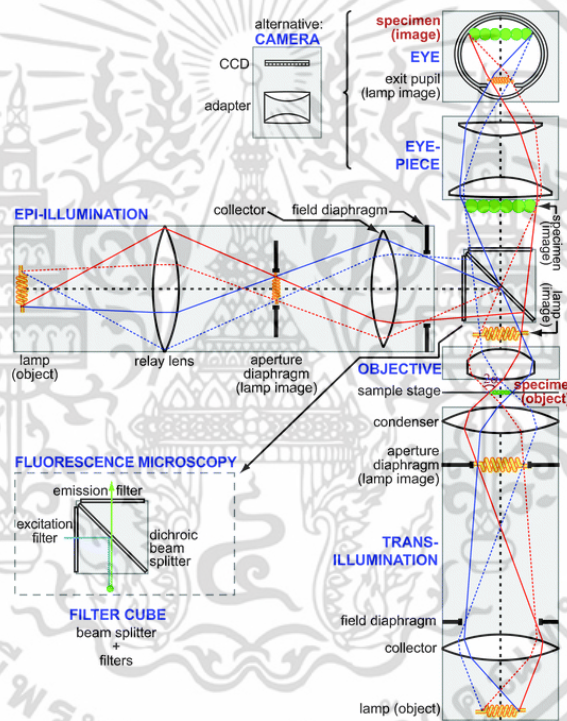
## 2.5 การตรวจสอบโครงสร้างระดับจุลภาค

สำหรับโครงสร้างบางอย่างมีขนาดใหญ่ในระดับมหภาค (Macroscopic) จึงสามารถมองเห็นได้ด้วยตาเปล่าแต่วัสดุจำนวนมากมีขนาดเกรนในระดับจุลภาค คือ มีขนาดระดับไมโครเมตร หรือเรียกอีกอย่างว่า ระดับไมครอน ซึ่งไม่สามารถมองเห็นได้ด้วยตาเปล่า การศึกษารายละเอียดของวัสดุเหล่านั้นจึงจำเป็นต้องใช้กล้องจุลทรรศน์ในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ซึ่งเป็นสิ่งสำคัญในการศึกษาและวิเคราะห์วัสดุรวมทั้งองค์ประกอบและตำหนิของวัสดุ เพื่อให้เข้าใจถึงความเกี่ยวข้องระหว่างโครงสร้างและคุณสมบัติทำให้สามารถทำนายสมบัติของวัสดุได้จากโครงสร้างจุลภาค อย่างไรก็ตามก่อนการตรวจสอบในระดับจุลภาคต้องมีการเตรียมพื้นผิวของตัวอย่างทดสอบ ซึ่งเป็นสิ่งที่สำคัญและต้องทำอย่างระมัดระวังมากในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค โดยการขัดกระดาษทรายและผงขัดที่มีขนาดเล็กมากหลังจากนั้นกัดผิว (Etching) ด้วยสารเคมีที่เหมาะสมจึงจะสามารถมองเห็นโครงสร้างจุลภาคได้

### 2.5.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope - OM) เป็นกล้องจุลทรรศน์ที่ใช้ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาคโดยใช้แสงและระบบกำเนิดแสงเป็นพื้นฐาน กล้องประเภทนี้สามารถตรวจสอบโครงสร้างได้เฉพาะที่ผิวเท่านั้น โดยการสะท้อนแสงสำหรับวัสดุทึบแสง เช่น โลหะทุกประเภท เซรามิกและพอลิเมอร์บางชนิดความดำของภาพแตกต่างกันเกิดจากความสามารถ

ในการสะท้อนแสงที่ต่างกันในระดับต่างๆ การตรวจสอบแบบนี้เรียกว่า เมทัลโลกราฟี (Metallography) ชิ้นงานที่ผ่านการขัดจนเรียบให้สะท้อนแสงได้เหมือนกระจก หลังจากกัดด้วยสารเคมีและนำมาตรวจด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงจะมองเห็นโครงสร้างจุลภาคที่เป็นเช่นนี้ เพราะว่าการกัดที่แตกต่างกันจึงมีความไวต่อการเกิดปฏิกิริยาต่างกัน แสงที่สะท้อนออกจากผิวของเกรนที่มีทิศทางการเรียงตัวของอะตอมที่ต่างกันหลังผ่านการกัดผิว โดยความเงาและเนื้อผิวที่เห็นในแต่ละเกรนจะขึ้นอยู่กับลักษณะการสะท้อนแสงของเกรนนั้นๆ หลังการกัดผิวที่ขอบเกรนเกิดร่องขนาดเล็กขึ้น เนื่องจากอะตอมที่บริเวณขอบเกรนมีความไวต่อการเกิดปฏิกิริยามากกว่าบริเวณอื่นๆ จึงถูกกัดออกไปมากกว่าบริเวณอื่นๆ ภายในเกรน โดยร่องขนาดเล็กนี้สามารถมองเห็นได้เนื่องจากการสะท้อนแสงที่ต่างกันจากบริเวณพื้นเกรนแสดงได้ดังรูปที่ 2.14



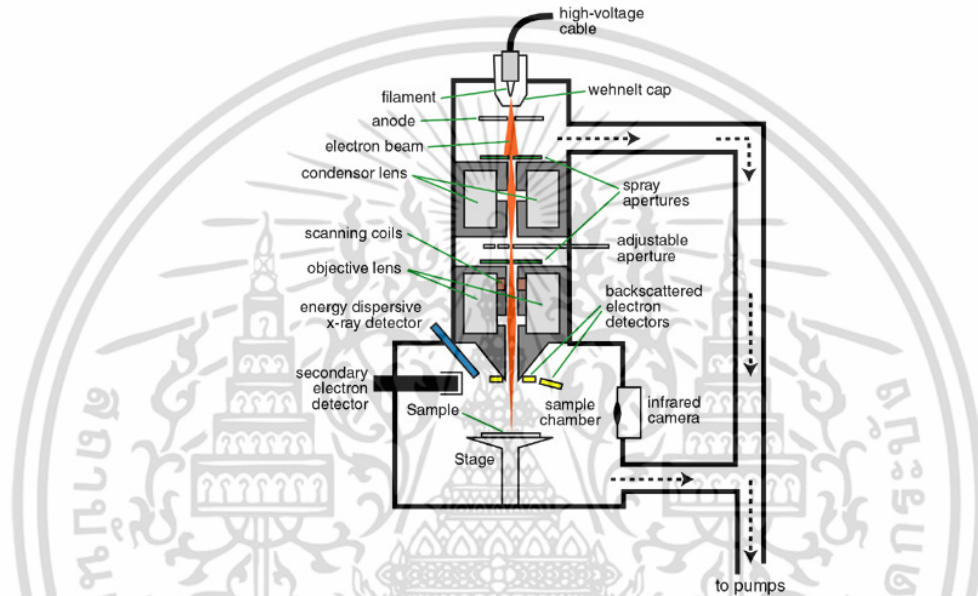
รูปที่ 2.14 แผนภาพแสดงการทำงานของกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

### 2.5.2 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope - SEM) เป็นอุปกรณ์ซึ่งยิงลำอิเล็กตรอนไปตกกระทบบนเป้าซึ่งเป็นชิ้นงานตัวอย่างจะรวบรวมและแสดงสัญญาณอิเล็กทรอนิกส์ (Electronic signals) ซึ่งปล่อยออกมาโดยชิ้นงานที่ใช้ทำเป็นเป้าไม่จำเป็นต้องผ่านการขัดผิวแต่จะต้องสามารถนำไฟฟ้าได้ ถ้าวัสดุไม่นำไฟฟ้าจะต้องเคลือบผิวด้วยโลหะหรือวัสดุที่นำไฟฟ้า เช่น การเคลือบทองคำ หรือคาร์บอน รูปที่ 2.15 แสดงรายละเอียดและหลักการ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ทำงานโดยปืนอิเล็กตรอนจะผลิตลำอิเล็กตรอน (Electron beam) และควบคุมให้พุ่งมาตกกระทบบจุดเล็กๆ บนเป้าหมายอย่าง โดย Scanning coils จะปล่อยให้ลำอิเล็กตรอนแยกภาพบนพื้นผิวชิ้นงาน ตัวอย่างลำอิเล็กตรอนที่กระเจิงกลับด้วยมุมเล็กๆ (Low-angle back-scattered electrons) จะทำอันตรกริยากับส่วนที่นูนของพื้นผิวและทำให้เกิดอิเล็กตรอนกระเจิงกลับที่สอง (Secondary back-scattered electrons) เพื่อสร้างสัญญาณของอิเล็กตรอนซึ่งทำให้เกิดภาพสามารถขยายได้ถึง 500,000 เท่า



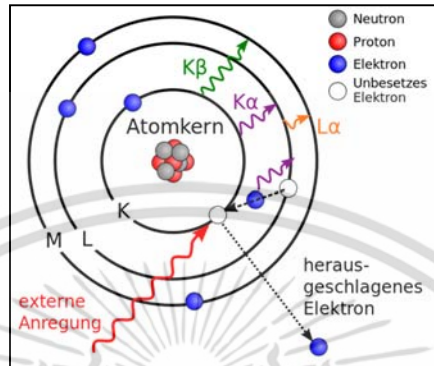
รูปที่ 2.15 แผนภาพแสดงการทำงานของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

### 2.5.3 การวิเคราะห์ Energy dispersive x-ray

การวิเคราะห์ Energy dispersive x-ray (EDX) ใน SEM เป็นเครื่องมือวิเคราะห์หาปริมาณธาตุโดยใช้หลักการยิงรังสีเอ็กซ์ (x-ray) ไปยังเป้าหมายตัวอย่างและวัดระดับการกระจายของพลังงาน (Energy dispersive) ที่สะท้อนออกมาในรูปรังสีเอ็กซ์ฟลูออเรสเซนซ์ (x-ray fluorescence) จะทำให้ทราบว่าตัวอย่างมีธาตุอะไรอยู่บ้างในปริมาณเท่าไร ซึ่งสามารถวิเคราะห์ได้ทั้งบรรยากาศปกติ สุญญากาศและก๊าซฮีเลียม เพื่อความหลากหลายในการประยุกต์ใช้งานสำหรับรังสีเอ็กซ์ คือ โฟตอน (Photon) ที่มีพลังงานมากกว่าแสงอัลตราไวโอเล็ต (UV) แต่น้อยกว่ารังสีแกมมา (Gamma rays) รังสีเอ็กซ์มีพลังงานต่ำสุดที่ประมาณ 10 eV และสูงสุดประมาณ 100 keV ซึ่งการมีอยู่ของอิเล็กตรอนในอะตอมในสภาวะยึดเหนี่ยว โดยแบบจำลองอะตอมของบอร์และจากกลศาสตร์ควอนตัมมีสมมติฐานว่าอิเล็กตรอนมีวงโคจรและตำแหน่งที่แน่นอนอยู่รอบนิวเคลียสจากหลักการควอนตัมพลังงานของอิเล็กตรอนมีค่าเฉพาะ คือ อิเล็กตรอนสามารถมีพลังงานในบางค่าเท่านั้นและระดับพลังงานของอิเล็กตรอนสามารถเปลี่ยนแปลงไปสู่ระดับชั้นพลังงานที่ประกอบด้วยระดับชั้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

พลังงานย่อย (Sub shell) โดยเลขควอนตัมจะบ่งบอกระดับชั้นพลังงานหลัก (Shell) ถูกแสดงด้วยเลขควอนตัมหลัก (Principal quantum number)  $n$  เป็นเลขจำนวนเต็มเริ่มจากหนึ่งหรือบางครั้งแสดงด้วยอักษร K L และ M แทนเลข 1 2 และ 3 ตามลำดับ แสดงได้ดังรูปที่ 2.16



รูปที่ 2.16 แบบจำลองอะตอมของบอร์

แบบจำลองอะตอมของบอร์จะเกิดรังสีเอ็กซ์ปล่อยออกมาโดยอะตอมหลังเกิดไอออน เมื่อปล่อยรังสีเอ็กซ์จากแหล่งพลังงานมากระทบเป้าตัวอย่างและจะเกิดการดูดซับรังสีเอ็กซ์ของตัวอย่างที่กำหนดโดยปริมาณของสัมประสิทธิ์การดูดซับ (Absorption coefficient) ( $\text{cm}^2/\text{g}$ ) จะแสดงโดย  $\mu/p$  ซึ่งเป็นไปตามกฎของเบียร์ (Beer's law)

$$I = I_0 e^{-\left(\frac{\mu p x}{\rho}\right)} \quad (2.11)$$

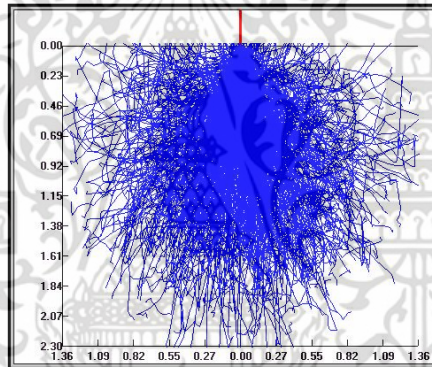
เมื่อ  $I$  คือ ความเข้มของรังสีเอ็กซ์ที่มากระทบตัวอย่าง  $I_0$  คือ ความเข้มเริ่มต้นของรังสีเอ็กซ์  $p$  คือ ความหนาแน่นของตัวอย่าง และ  $p x$  คือ ความหนาของวัสดุที่รังสีเอ็กซ์ผ่าน โดยปริมาณสัมประสิทธิ์การดูดซับจะเป็นฟังก์ชันของพลังงานที่เกี่ยวข้องกับรังสีเอ็กซ์และคุณลักษณะเฉพาะทางเคมีของวัสดุ สำหรับอัตราการสูญเสียพลังงานของลำแสง (Beam) กับความลึกจะแสดงโดยสมการของ Bethe's

$$\frac{dE}{dx} = -7.85 \left( \frac{Z\rho}{AEm} \right) \ln \left( \frac{1.66E}{J} \right) \quad (2.12)$$

เมื่อ  $E$  คือ พลังงานเฉลี่ยของอิเล็กตรอน  $Z$  คือ จำนวนอะตอมเฉลี่ย  $A$  คือ น้ำหนักของอะตอมและ  $J$  คือ จำนวนไอออนเฉลี่ยของธาตุในตัวอย่าง

สำหรับตัวอย่างที่นำมาวิเคราะห์ต้องมีความเป็นเนื้อเดียวกัน (Homogeneous) ซึ่งเป็นจุดที่ลำอิเล็กตรอนมาตกกระทบไปถึงการตรวจจับและรวบรวมจากสเปกตรัม (Spectrums) สำหรับ

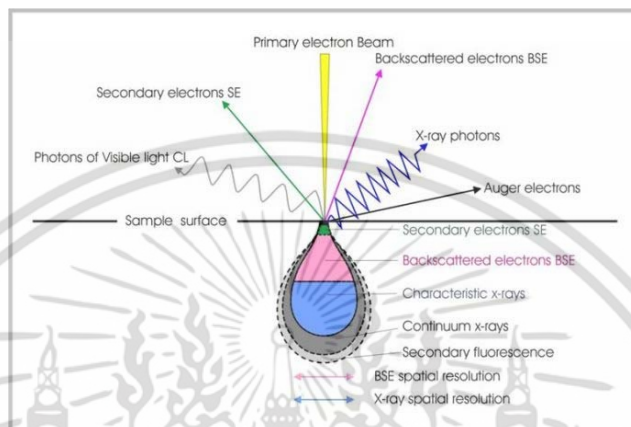
จำนวนอะตอมที่มีความแตกต่างกัน ตัวอย่างการวิเคราะห์โลหะผสม Ni-Al โดย Ni Ka line พลังงานจะอยู่ที่ประมาณ 7.48 keV และ L line ประมาณที่ 0.85 keV ถึงแม้ว่า Al K line มีพลังงานประมาณ 1.49 keV การเลือกพลังงานอิเล็กตรอนสำหรับการวิเคราะห์มีความเข้มข้นประมาณ 20 keV เมื่อลำอิเล็กตรอนแทรกซึมไปยังพื้นผิวของตัวอย่างแรงดันไฟฟ้าที่เหมาะสมสำหรับการกระตุ้นรังสีเอ็กซ์ของ Ni K แต่สำหรับการกระตุ้น Al K หรือรังสีเอ็กซ์ของ Ni L ขณะที่การกระจายของอิเล็กตรอนผ่านตัวอย่างและพลังงานถูกลดทอนกระบวนการรังสีเอ็กซ์ของ Ni K จะลดลงกับความลึก อย่างไรก็ตามกระบวนการรังสีเอ็กซ์ของ Al K และ Ni L เพิ่มขึ้นเพราะพลังงานลำแสงเข้าใกล้พลังงานที่เหมาะสมสำหรับกระบวนการของรังสีเอ็กซ์นั้นๆ ในที่สุดกระบวนการรังสีเอ็กซ์ของ Ni K จะสิ้นสุดทันทีที่พลังงานของลำแสงเพิ่มขึ้นประมาณ 8 keV แต่กระบวนการรังสีเอ็กซ์ของ Al K และ Ni L จะยังคงเพิ่มขึ้นสำหรับบางส่วนของที่ลึกมากกระบวนการจะยังคงมีรังสีเอ็กซ์ที่สูงสุดของกระบวนการและค่อนข้างจะลดลงอย่างรวดเร็วถึงศูนย์ รูปที่ 2.17 แสดงรายละเอียดของกระบวนการจากการจำลอง



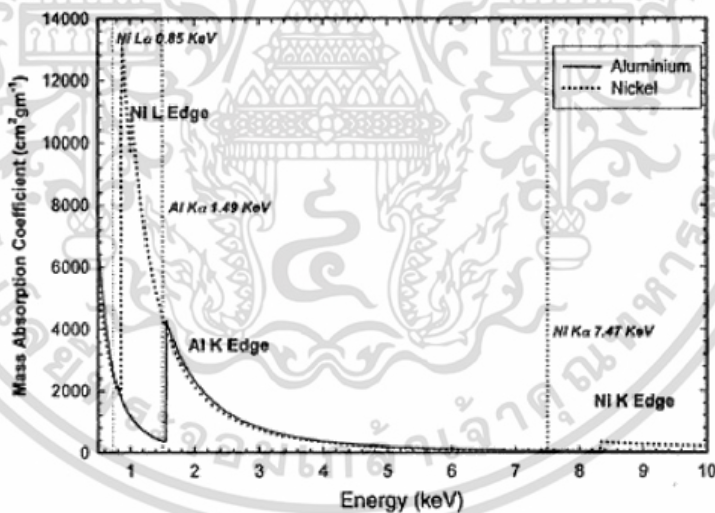
รูปที่ 2.17 แบบจำลองรังสีเอ็กซ์ของระดับพลังงานหลักจากการทำ SEM ที่ 20 kV

สำหรับตัวอย่าง ถ้าความต่างศักย์ลำแสงเป็น 10 keV รังสีเอ็กซ์ของ Ni K เกิดขึ้นเล็กน้อย และกระบวนการของ Al K และรังสีเอ็กซ์ของ Ni L จะน้อยกว่าครึ่งหนึ่งของความลึกเพราะพลังงานสูงอิเล็กตรอนสูญเสียพลังงานช้ามากกว่าพลังงานต่ำ เช่น ช่วงของ 10 keV อิเล็กตรอนที่น้อยกว่าครึ่งหนึ่งของช่วง 20 keV ในการอธิบายนี้จึงมีการยอมรับถึงการเสียพลังงานอย่างรายเรียบของลำอิเล็กตรอนเป็นที่ยอมรับถึงสมการ Bethe's สำหรับตัวอย่าง อย่างไรก็ตามถึงแม้ว่าสมการของ Bethe's อาจจะทำนายพลังงานของอิเล็กตรอนอย่างแม่นยำบางครั้งก็ไม่สามารถประมาณพลังงานที่กระจายของอิเล็กตรอนที่ผ่านเข้าไปสัมพันธ์กับระยะห่างที่กว้างโดยปราศจากการสูญเสียพลังงานและความจริงอื่นๆ ที่อยู่อย่างกระจัดกระจายกลับไปสู่พื้นผิวการเพิ่มไปสู่ความเข้มข้นของอิเล็กตรอน แต่การเพิ่มขึ้นของพลังงานที่กระจายของอิเล็กตรอนบางส่วนของอิเล็กตรอนสามารถกระตุ้นรังสีเอ็กซ์ของ Ni K ในการตรวจจรรังสีเอ็กซ์เพื่อเกิดเป็นสเปกตรัมดังรูปที่ 2.18 แสดงการดูดซับรังสีเอ็กซ์ของตัวอย่างและรูปที่ 2.19 แสดงสัมประสิทธิ์การดูดซับสำหรับ Ni และ Al ขณะเป็นฟังก์ชันของพลังงาน

ของรังสีเอ็กซ์บนช่วงเส้นตรงกับพลังงานของ Ni K Al และ Al line ที่แสดงรายละเอียดตัวแปรจากสมการของ Heinrich's สำหรับการสะท้อนกลับของ NiAl เป็นสาเหตุให้การตรวจจ็บริ่งสีเอ็กซ์ทำมุม 40 องศาที่ระนาบ พิจารณาผลของรังสีเอ็กซ์ของ Al  $K\alpha$  เกิดที่ 1  $\mu\text{m}$  ใต้พื้นผิวและเริ่มเคลื่อนที่ไปสู่การตรวจจ็บริ่งสีเอ็กซ์เมื่อเปลี่ยนไปเป็น 1.6  $\mu\text{m}$



รูปที่ 2.18 ตำแหน่งปฏิกิริยาที่แตกต่างของการเกิดรังสีเอ็กซ์

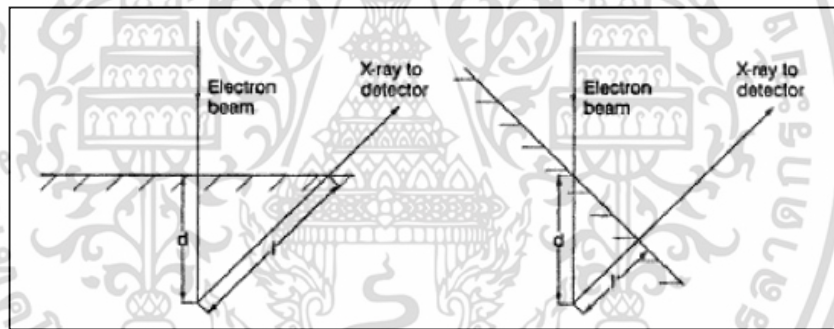


รูปที่ 2.19 ปริมาณสัมประสิทธิ์การดูดซับรังสีเอ็กซ์ของ Ni และ Al ขณะเป็นฟังก์ชันของพลังงานรังสีเอ็กซ์

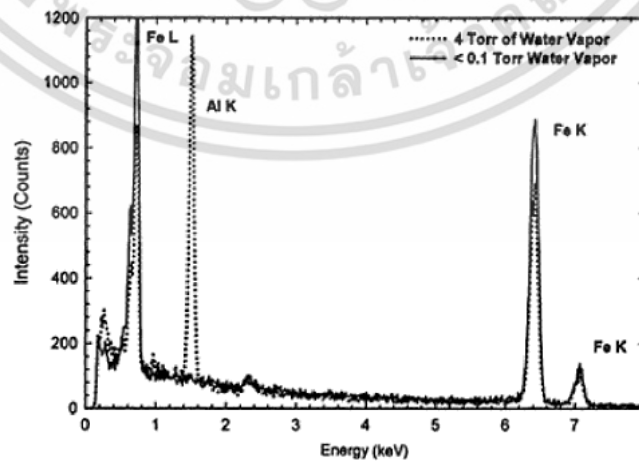
ปริมาณสัมประสิทธิ์การดูดซับโดยตัวแปรจากสมการของ Heinrich's สามารถคำนวณรังสีเอ็กซ์ได้ประมาณ 8% ของการมาถึงที่พื้นผิว ดังนั้นที่เกิตขึ้นจากการตรวจจ็บริ่งสีเอ็กซ์ของ Ni $K\alpha$  ที่เกิดขึ้นที่ความลึกเท่ากันมีความน่าจะเป็นของการตรวจจ็บริ่งสีเอ็กซ์ 94% เช่นเดียวกับรังสีเอ็กซ์

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ของ Ni L ที่ 0.85 keV ที่ความลึกเท่ากันมีความน่าจะเป็นของการตรวจจับ 17% สำหรับบางจุดมีผลกระทบต่อการดูดซับสำหรับพื้นผิวตัวอย่างที่มีลักษณะเอียงเพราะระยะความยาวของรังสีเอ็กซ์จะขึ้นอยู่กับความเอียงของพื้นผิวแสดงได้ดังรูปที่ 2.20 สำหรับรูปที่ 2.21 แสดงตัวอย่างผลกระทบที่รุนแรงของตัว Ni-49.3 at.% Al จากรูปได้รับสเปกตรัมที่พลังงาน beam 30 keV จากพื้นผิวที่มีลักษณะราบเรียบกับการได้รับสเปกตรัมจากส่วนที่ยื่นออกมาจากพื้นผิวและส่วนที่เป็นพื้นราบที่ 10 keV สิ่งสำคัญของการไม่สะท้อนกลับของรังสีเอ็กซ์ในอะตอมของวัสดุ คือ การเกิดช่องว่างในโครงสร้างอิเล็กทรอนิกส์ซึ่งเป็นสาเหตุให้เกิดรังสีเอ็กซ์จากอะตอมซึ่งต้องการช่วงเวลาโดยความเข้มข้นของบางเส้นในสเปกตรัมของรังสีเอ็กซ์ฟลูออเรสเซนซ์สามารถปรับให้ชัดเจนได้ โดยทั่วไปผลฟลูออเรสเซนซ์จะมีความเข้มข้นลดลงจากความแตกต่างระหว่างพลังงานของรังสีเอ็กซ์และพลังงานการเกิดไอออน (ionization energy) ของช่องว่างก่อให้เกิดรังสีเอ็กซ์และความชัดเจนจะขึ้นอยู่กับผลกระทบของความเข้มข้นรังสีเอ็กซ์ฟลูออเรสเซนซ์ ลักษณะของรังสีเอ็กซ์ที่เคลื่อนไปสู่การตรวจจับสามารถก่อให้เกิดเป็นฟลูออเรสเซนซ์ในช่วงเวลานั้นและรังสีเอ็กซ์ฟลูออเรสเซนซ์ที่ปล่อยออกมาจะถูกตรวจจับและนำไปวิเคราะห์ผลจากการสะท้อนกลับจากตัวอย่าง



รูปที่ 2.20 ลักษณะพื้นผิวที่มีผลต่อระยะรังสีเอ็กซ์



รูปที่ 2.21 ผลของการวิเคราะห์ EDX ใน SEM

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากตัวอย่างแสดงให้เห็นรังสีเอ็กซ์ของ Ni K ในปริมาณมากนั้นจะเป็นทิศทางการเคลื่อนที่สู่พื้นผิวตัวอย่างที่สะท้อนกลับ อย่างไรก็ตามรังสีเอ็กซ์ของ Ni K ที่ผ่านไปสู่ตัวอย่างก่อให้เกิดไอออนของ Al L หรือ Ni L และบางครั้งรังสีเอ็กซ์เกิดขึ้นโดยบังเอิญ (ผลที่ตามมาของรังสีเอ็กซ์ของ Ni K เป็นระยะห่างในตัวอย่างที่กว้าง) เพราะฉะนั้นมีผลทำให้ Ni L หรือ Al สูงในกรณีของรังสีเอ็กซ์ของ Al ถึงแม้ว่ามีความแตกต่างจึงเป็นการดูดซับโดยเปรียบเทียบความเข้มข้นโดย Ni และมีในระยะที่สั้นเนื่องจากเปรียบเทียบกับความลึกที่เกิดขึ้นในตัวอย่างรังสีเอ็กซ์มีทุกทิศทางและมีทั่วทั้งตัวอย่างทำให้เกิดรังสีนำไปสู่การอธิบายในกระบวนการสเปกตรัม

## 2.6 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

Hui Wei Miao and Jenq-Gong Duh. (2001 : 255–271) ได้ทำการศึกษาวิวัฒนาการโครงสร้างจุลภาคของข้อต่อระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi และ Sn-Bi-Cu กับตัวนำภายหลังการการบ่มด้วยความร้อน ในการสังเกตตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค เช่น  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ,  $(\text{Cu}, \text{Ni})_6\text{Sn}_5$  และ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  พบว่าเมื่อเติม 1wt.%Cu เข้าไปใน 42Sn58-Bi หลังผ่านการบ่มความร้อนที่ 120°C ทำให้ขนาดเกรน Bi-rich ลดลง การเติบโตของโครงสร้างชั้นสารประกอบ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  ภายใน SnBi-1Cu/PtAg จะช้ากว่า 42Sn-58Bi/PtAg หลังผ่านการบ่มความร้อนที่ 120°C

Jeong Won Yoon and Seung Boo Jung. (2003 : 202–208) ได้ทำการศึกษาจลนพลศาสตร์การเจริญเติบโตของชั้นสารประกอบที่เกิดขึ้นระหว่าง Sn-5Bi กับแผ่นทองแดงหลังผ่านการบ่มด้วยความร้อนอุณหภูมิระหว่าง 343 K และ 473 K เป็นเวลา 0-30 วัน พบว่าในโครงสร้างชั้นสารประกอบมี 2 ชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ( $\eta$ -phase) ที่อยู่ติดกับ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  ( $\epsilon$ -phase) ใกล้กับทองแดง เพราะค่าของเลขชี้กำลังเวลา ( $n$ ) มีประมาณ 0.5 การเจริญเติบโตชั้นของสารประกอบส่วนใหญ่ถูกควบคุมโดยกลไกการแพร่กระจายที่ควบคุมในช่วงสูงกว่าช่วงอุณหภูมิการศึกษา หลังจากผ่านการบ่มด้วยความร้อน ที่ 393 K เป็นเวลา 30 วัน ทำให้ความหนาชั้นสารประกอบมีค่าเท่ากับ 2.16  $\mu\text{m}$  สามารถวัดค่าพลังงานการเจริญเติบโตรวมชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  และ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  มีค่าเท่ากับ 107.1 90.5 และ 98.35 kJ/mol ตามลำดับ

Teng Chun Hsuan and Kwang Lung Lin. (2007 : 202–209) ได้ทำการศึกษาคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-8.5Zn-0.5Ag-0.01Al-0.1Ga หลังผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ -10 80 และ 150°C เป็นเวลา 75 150 300 และ 1000 ชม. พบว่าเมื่อผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ -10°C โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีไม่เปลี่ยนแปลงอย่างเด่นชัด แต่ความต้านทานแรงดึงเพิ่มขึ้นเล็กน้อย โลหะบัดกรีที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 80 และ 150°C อุณหภูมิอบมีความสัมพันธ์กับขนาดอนุภาคของโครงสร้าง Sn-Zn และกลไกการเจริญเติบโตของขนาดเกรน Sn ในโลหะบัดกรีและค่าความต้านทานแรงดึงของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 150°C มากกว่า 80°C และที่สภาวะสารละลายของแข็งจะแข็งขึ้นเป็นผลมาจากการสลายตัวของธาตุสังกะสีมากขึ้นที่อุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น

Q.K. Zhang and Z.F. Zhang. (2011 : 2686–2693) ได้ทำการศึกษาแรงเฉือนและความเคืบ้าพฤติกรรมการแตกหักของ SnBi/Cu ในข้อต่อประสาน ตรวจสอบโครงสร้างอนุภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนและกำหนดกลไกการแตกหักเป็นพื้นฐานของการศึกษา พบว่าโลหะบัดกรี SnBi ในจุดประสานมีความเหนียวที่ดีภายใต้ความเครียดเฉือนมีความผิดปกติที่ไม่ตรงกันอย่างรุนแรงในระดับจุลภาคระหว่างเฟส Sn และ Bi แต่ไม่มีการแตกร้าระดับมหภาคเกิดขึ้นภายในโลหะประสานและการแตกหักเกิดขึ้นตามแรงเฉือนในจุดประสานโลหะบัดกรีกับ Cu ภายใต้ความเคืบ้าความเครียดของจุดประสานเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงรอบเริ่มต้น แต่อัตราการเพิ่มขึ้นจะลดลงเนื่องจากการความเครียดหลังจากความเครียดอิมิตัว ความเครียดเพิ่มขึ้นแปรผันตามจำนวนรอบที่เพิ่มขึ้นและความเสียหายภายในโลหะบัดกรีเป็นเงื่อนไขในการพัฒนา การแตกหักเกิดขึ้นภายในโลหะบัดกรีรอบๆ จุดประสาน การเสียหายของโลหะบัดกรี SnBi เกิดขึ้นได้ง่ายที่บริเวณขอบเขตเกรน ซึ่งสรุปได้ว่าการเลื่อนของขอบเขตเกรนเป็นกลไกที่สำคัญในการเปลี่ยนรูป ปัจจัยที่มีอิทธิพลต่อความต้านทานความเคืบ้ารวมถึงช่วงความเครียดคือ เวลาและขนาดของแกรนของโลหะบัดกรี

Min Suk Suh et.al. (2008 : 95–99) ได้ทำการศึกษาจลนพลศาสตร์การเจริญเติบโตของชั้นสารประกอบ Cu-Sn ในจุดประสานของโลหะบัดกรี 42Sn-58Bi บัดกรีกับทองแดงและอิทธิพลของชั้นสารประกอบต่อความต้านทานแรงเฉือน การเติบโตของสารชั้นประกอบ Cu-Sn  $[e(Cu_3Sn) + \eta(Cu_6Sn_5)]$  เป็นสัมพรรคเส้นตรงของรากที่สองของเวลาในการบ่ม พลังงานกระตุ้นที่ใช้สำหรับการเจริญเติบโตของสารประกอบ 42Sn-58Bi มีค่าเท่ากับ  $52.48 \text{ kJ mol}^{-1}$  เนื่องจากช่วงเริ่มต้นของการบ่มเกิดการแทรกตัวของสารประกอบ Sn-Bi เข้าไปในชั้นสารประกอบของจุดประสาน อย่างไรก็ตามการเพิ่มเวลาบ่มจะทำให้ความต้านทานแรงเฉือนของจุดประสานลดลงเพราะว่าการเติบโตของชั้นสารประกอบซึ่งมากขึ้นไปมีผลทำให้เปราะ

J.F. Li.et.al. (2006 : 2907–2922) ได้อธิบายเกี่ยวกับปฏิกิริยาระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับ Cu โดยทำการศึกษาอิทธิพลของการเติมสารประกอบ 1–2 wt.% Al Cr Cu Si Zn Ag Au Pt และ Nb เข้าไปในโลหะบัดกรี Sn-58Bi เพื่อให้การเติบโตของชั้นสารประกอบช้าลงที่อุณหภูมิระหว่าง 200 และ 240°C ช่วง  $\eta$ -phase( $Cu_6Sn_5$ ) ที่เกิดขึ้นเป็นตัวควบคุมการเติบโตและการแพร่กระจายของ  $\epsilon$ -phase ( $Cu_3Sn$ ) มีความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ 6  $\mu\text{m}$  ระหว่างทองแดงกับโลหะบัดกรี Sn-58Bi เมื่อผ่านการบ่มด้วยความร้อนเวลาประมาณ 24-48 ชม. นอกจากนี้ผลของการเติมสารประกอบ 1wt.%Zn เข้าไปในชั้น  $\gamma$ - $Cu_5Zn_8$  แทนที่  $Cu_3Sn$  และ  $Cu_6Sn_5$  ทำให้การเติบโตของชั้นสารประกอบช้าลงเมื่อเทียบกับการบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 200°C ระยะเวลา 120 ชม. และการเติมสารประกอบอื่นๆ ไม่มีผลทำให้การเติบโตของชั้นสารประกอบช้าลง

H.F. Zou and Z.F. Zhang. (2010 : 601–609) ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของระยะเวลาบ่มที่มีผลต่ออัตราความเครียดและพฤติกรรมการแตกหักในจุดประสานระหว่างโลหะบัดกรี Sn-3Cu กับทองแดง จากผลการทดลองแสดงให้เห็นว่าเวลาบ่มระยะสั้น (น้อยกว่า 10 วัน) ไม่ส่งผลกระทบต่อ

ความต้านทานแรงดึงและพฤติกรรมการแตกหักของจุดประสาน อย่างไรก็ตามอัตราความเครียดและความหนาจุดประสานมีบทบาทสำคัญต่อความแข็งแรงและการแตกหักของโลหะบัดกรี

M.J. Rizvi.et.al. (2006 : 208–214) ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของการเติมสารประกอบ 1wt.%Bi เข้าไปในโลหะบัดกรี Sn–2.8Ag–0.5Cu บัดกรียึดติดกับแผ่นทองแดงที่อุณหภูมิ 255°C และบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 150°C พบว่าเกิดขึ้นสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  หลังจากผ่านการบ่มด้วยความร้อน 14 วัน พบชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  ความหนาของชั้นสารประกอบเพิ่มขึ้นมีอิทธิพลจากการเพิ่มขึ้นของปริมาณ Bi อัตราการเติบโตของชั้นสารประกอบ Sn–2.8Ag–0.5Cu และ Sn–2.8Ag–0.5Cu–1.0Bi เท่ากับ  $2.21 \times 10^{-17}$  and  $1.91 \times 10^{-17}$   $\text{m}^2/\text{s}$  ตามลำดับ ดังนั้นการบ่มด้วยความร้อนมีอิทธิพลต่อการเติบโตของชั้นสารประกอบ

Jeong Won Yoon. Et.al. (2004 : 783-789) ได้ทำการศึกษาจลนพลศาสตร์การเติบโตของชั้นสารประกอบเกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi กับแผ่นทองแดงและแผ่นทองแดงเคลือบ Ni-P บ่มที่อุณหภูมิ 70 และ 120°C เป็นเวลา 1-60 วัน พบว่า Sn-58Bi/Cu และ Sn-58Bi/Ni-P เกิดสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  และ  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  ค่าพลังงานโมเลกุล 127.9 และ 81.6 kJ/mol ตามลำดับ

Chang Bae Lee.et.al. (2001 : 751-755) ทำการทดสอบความเปื่อยและรอยประสานระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Bi กับแผ่นทองแดง โดยเงื่อนไขการทดลองเพิ่มปริมาณ Bi ปรับเปลี่ยนชนิดฟลักซ์และอุณหภูมิหลอมจากการทดลองพบว่า Bi ทำให้ความเปื่อยของแผ่นทองแดงขณะบัดกรีลดลง ปริมาณ Bi ที่เพิ่มขึ้นขณะที่หลอมประสานโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดงทำให้ความต้านทานแรงดึงเพิ่มขึ้น ดังนั้นระยะเวลาหลอมประสานมีผลทำให้ความต้านทานแรงดึงของรอยประสานระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดงลดลง

Won Kyoung Choi.et.al. (2001 : 783-789) ได้ศึกษาอิทธิพลของ Indium ที่เติมเข้าไปใน Sn-3.5Ag ได้ทำการทดสอบการสมดุลเฟสและพฤติกรรมเปลี่ยนแปลงความร้อน พบว่าการเติม Indium ต่ำกว่า 9% มีผลทำให้จุดหลอมเหลวต่ำกว่า 210°C และขนาดเกรนของโครงสร้างโลหะบัดกรีเกิด Secondary phase เล็กกว่าที่เกิดขึ้นจากการบ่มที่ 150°C เป็นเวลา 500 ชม. อย่างไรก็ตามขนาดเกรนของแผ่นรองทองแดงมีผลเล็กน้อยต่อความแข็งแรงของโลหะบัดกรี แม้ว่าแรงดึงผิวระหว่างโลหะบัดกรีกับ Indium เพิ่มขึ้นกับปริมาณ Indium ที่เพิ่มขึ้น แต่มุมเปียกแผ่นรองทองแดงและ IMC ระหว่างโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-In กับแผ่นรองทองแดงเกิดจากแรงดึงผิวระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นรองลดลง

Jaesik Lee.et.al. (2004 : 783-789) ได้ศึกษาอุณหภูมิที่ใช้หลอมละลายโลหะบัดกรี Sn-Bi ที่เคลือบประสาน Sn-3.5Ag ทำการทดลองบัดกรีที่อุณหภูมิที่แตกต่างกันของโลหะบัดกรี Sn-Bi เคลือบบนพื้นผิว FR-4 และแผ่นพื้นทองแดงด้วยเครื่องอบประสาน (Reflow) จากนั้นตรวจสอบแรงตัดเฉือนและโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

และวิเคราะห์การกระจายตัวขององค์ประกอบของ Sn-Bi โดย probe x-ray analyzer (EPMA) พบว่า โลหะบัดกรี Sn-Bi สามารถเคลือบประสานโลหะ Sn-Ag ที่อุณหภูมิต่ำที่ 52-473 เทียบได้กับตะกั่ว บัดกรี Sn-37Pb ปรากฏชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  และ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  และมีปริมาณสารประกอบ 59.49%Sn 37.20%Cu และ 3.31%Ag การเคลือบด้วย Sn-Bi ทำให้แรงตัดเฉือนเพิ่มขึ้นเป็น 3.6384 N

Yasuyuki Miyazawa and Tadashi Ariga. (2001 : 776-782) ได้ทำการศึกษาความแข็ง และโครงสร้างจุลภาคจุดบัดกรีประสานของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-3.5Ag Sb-8.8Zn และ Sn-57Bi หลังจากผ่านการบ่มด้วยความร้อนที่ 25 และ 100°C เป็นเวลา 0-1000 ชม. เปรียบเทียบกับโลหะบัดกรี Sn-38.1Pb พบว่าความแข็งของ Sn-Bi แทบจะไม่เปลี่ยนแปลงและความแข็งโลหะบัดกรี Sn-Ag และ Sn-Zn Sn-Pb สามารถอธิบายได้จากโครงสร้างอนุภาค

Lijuan Liu. et.al. (2010 : 629-633) ได้ทำการศึกษาปฏิกิริยาที่ผิวสัมผัสและการขยายตัวของชั้นสารประกอบระหว่างโลหะบัดกรี Sn-8Zn-3Bi-xNi ( $x = 0, 1$ ) กับแผ่นรองทองแดงที่อุณหภูมิ 250°C เป็นเวลา 9 วินาที หลังจากผ่านการบ่มด้วยความร้อน พบว่าโลหะบัดกรี Sn-8Zn-3Bi/Cu เกิดชั้นสารประกอบ  $\text{CuZn}_5$  และเมื่อเติม Ni จะเกิดชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  หลังจากบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 150°C เป็นเวลา 100, 400 และ 900 ชม. ชั้นสารประกอบ  $\text{CuZn}_5$  จะกลายเป็น  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  เนื่องจากการกระจายตัวของทองแดง ความหนาที่เพิ่มของชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  เป็นผลมาจากเวลาบ่มเพิ่มขึ้นเป็นตัวควบคุมการแพร่ นอกจากนี้ความหนาของชั้นสารประกอบ Sn-8Zn-3Bi/Cu นานกว่า Sn-8Zn-3Bi-1Ni/Cu ประสิทธิภาพยับยั้งการแพร่กระจายอะตอมของธาตุสังกะสีจะตอบสนองด้วยทองแดง

T.Y. Kang. et.al. (2011 : 1785-1789) ได้ศึกษาอัตราการเติบโตชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ภายในจุดยึดติดของจุดประสาน Sn58wt.%Bi/Cu หลังผ่านการบ่มด้วยความร้อน เมื่อระยะเวลาบ่มเพิ่มขึ้นปริมาณ Bi ที่สะสมในรอยต่อ  $\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}$  มีผลทำให้รอยร้าวเกิดขึ้นค่อยๆ เปลี่ยนคุณสมบัติเหนียวเปราะ การเติบโตชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  เกิดจากปฏิกิริยาผิวสัมผัสที่  $\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}$  ซึ่งสรุปได้ว่าพฤติกรรมของการเติบโตชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  และ  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  ที่ Sn/Cu และ Sn10Wt.%Bi/Cu เกิดขึ้นเหมือนกันที่อุณหภูมิบ่มเดียวกัน

Chih-Yao Liu et.al. (2007 : 2133-2138) ได้ศึกษาการก่อตัวชั้นสารประกอบที่เชื่อมประสานระหว่างโลหะบัดกรี Sn-9Zn-1.5Ag-xBi กับแผ่นรองทองแดงบัดกรีแบบจุ่มที่ 250°C และ บ่มที่อุณหภูมิ 150°C ที่เวลาแตกต่างกัน ตรวจสอบโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) x-ray diffractometer (XRD) และ energy dispersive spectrometer (EDS) พบว่าเกิดชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  และ  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  หลังผ่านการอบเป็นเวลา 200 ชม. เกิดชั้นสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ,  $\text{Cu}_5\text{Zn}_8$  และ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  ที่จุดเชื่อมประสานระหว่างโลหะบัดกรีกับทองแดง ความแข็งแรงในการยึดเกาะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-9Zn-1.5Ag-1Bi สูงกว่า Sn-9Zn-1.5Ag หลังการอบที่

อุณหภูมิ 150°C เป็นเวลา 200 ชม. ความแข็งแรงในการยึดเกาะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-9Zn-1.5Ag-1Bi ลดลงจาก 0:45±12:67 เป็น 0:38±6:92 MPa

J. Shen et.al. (2009 : 5196–5206) ได้ศึกษาปฏิกิริยาทางเคมีที่ผิวสัมผัสระหว่างแผ่น Ni กับโลหะบัดกรี Sn-3Ag ตรวจสอบจากโครงสร้างจุลภาคและการคำนวณทางคณิตศาสตร์ โดยเทียบกับปฏิกิริยาผิวสัมผัส Sn-3.5Ag-0.75Ni/Ni และมุ่งประเด็นไปที่การเติบโตของชั้นสารของเหลว และของแข็งทางเคมี กระบวนการเติบโตของ  $Ni_3Sn_4$  ใน Sn/Ni สามารถอธิบายได้จากอิทธิพลหลายปรากฏการณ์ เช่น การแพร่ของอะตอมภายในเกรน การแพร่ของอะตอมในบริเวณขอบเกรนบริเวณพื้นผิวเกรน ขนาดเกรนและการสลายตัวของโลหะหลอมละลาย ปริมาณเลขยกกำลังของเวลาการเติบโตเท่ากับ n และการเติบโตของชั้นสารของ  $Ni_3Sn_4$  พบว่าขึ้นอยู่กับปัจจัยเหล่านี้

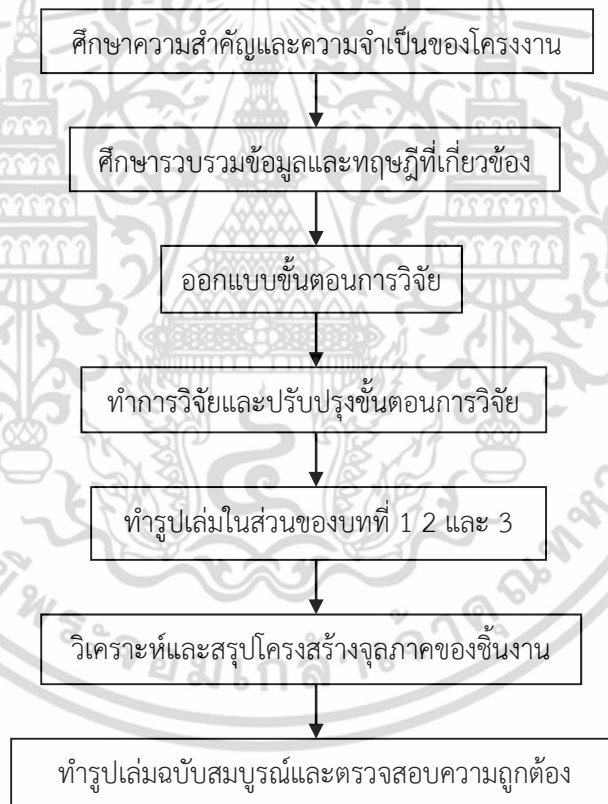
D.Q.Yu, L.Wang. (2008 : 542–547) ได้ศึกษาวิวัฒนาการการเติบโตของชั้นสารประกอบ (IMCs) ระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-3.5Ag Sn-3.5Ag-0.7Cu Sn-3.5Ag-1.7Cu และ Sn-0.5Ag-4Cu กับแผ่นทองแดง ในระหว่างการบัดกรีที่อุณหภูมิไม่เกิน 250°C การเพิ่มขึ้นของปริมาณทองแดงใน Sn-3.5Ag Sn-3.5Ag-0.7Cu และ Sn-3.5Ag-1.7Cu ทำให้ความหนาชั้นสารประกอบเพิ่มขึ้น เนื่องจากการลดลงของอัตราการสลายตัวของชั้นสารประกอบ เมื่อเพิ่มระยะเวลาในการบัดกรีความหนาชั้นสารประกอบ Sn-0.5Ag-4Cu ก็จะเพิ่มขึ้นและการเพิ่มขึ้นของระยะเวลาในการบัดกรีทำให้ชั้นสารประกอบการเติบโตได้อย่างรวดเร็ว เนื่องจากอิทธิพลของ  $Cu_6Sn_5$  ในโลหะบัดกรีที่สภาวะของเหลว ขนาดเกรนของ Sn-3.5Ag-0.7Cu และ Sn-3.5Ag-1.7Cu มีขนาดใหญ่กว่าของ Sn-3.5Ag ในขณะที่ Sn-0.5Ag-4Cu/Cu มีขนาดเล็กที่สุด ขนาดเกรนขนาดเล็กของ Sn-3.5Ag/Cu เกิดจากการสลายตัวของชั้นสารประกอบและชั้นสารประกอบขนาดใหญ่อาจเป็นผลมาจากพลังงานสัมผัสระหว่าง Sn-0.5Ag-4Cu/Cu

# บทที่ 3

## วิธีดำเนินการ

ในการจัดทำวิทยานิพนธ์เรื่องการศึกษาอิทธิพลของแผ่นรองทองแดงและการบ่มด้วยความร้อนที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นในการบัดกรีโดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi ซึ่งมีสารประกอบด้วยดีบุก 42% และ บิสมัท 58% โดยน้ำหนัก มีตัวแปรที่สำคัญในการวิจัยครั้งนี้คือ ขนานนดเกรนของโลหะพื้นทองแดงและเวลาของการบ่มที่อุณหภูมิ 50 75 และ 100°C จากนั้นทำการวิเคราะห์โครงสร้างและองค์ประกอบทางเคมีของชิ้นงาน

### 3.1 ขั้นตอนการดำเนินงาน



รูปที่ 3.1 ขั้นตอนการดำเนินงาน

## 3.2 ขั้นตอนการวิจัย

จะแบ่งเป็น 5 ขั้นตอน ดังนี้

1. ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานแผ่นทองแดง
2. ขั้นตอนการการบัดกรี
3. ขั้นตอนการบ่มด้วยความร้อน (Thermal aging)
4. ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค
5. ขั้นตอนการวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค

### 3.2.1 การเตรียมชิ้นงานแผ่นทองแดง

ในการเตรียมชิ้นงานที่ใช้ตรวจสอบความแตกต่างของขนาดเกรนทองแดง จะใช้แผ่นทองแดงบริสุทธิ์ 99.98% เป็นโลหะพื้นในการบัดกรี และนำมาตัดด้วยเครื่องตัด ดังแสดงในรูปที่ 3.2 โดยตัดให้มีขนาด 10x80x3 มม. ดังแสดงในรูปที่ 3.3 จำนวน 60 ชิ้น แบ่งเป็น 4 ชุด ชุดละ 15 ชิ้น โดยนำ 3 ชุดมาอบโดยใช้เตาอบแบบท่อ (Tube furnace) ยี่ห้อ Carbolite ดังแสดงในรูปที่ 3.4 ที่อุณหภูมิ 400 500 และ 600°C เป็นเวลา 30 นาที เพื่อให้เกิดขนาดเกรนที่แตกต่างกัน โดยอีก 1 ชุดจะไม่ทำการอบเพื่อใช้เป็นชิ้นงานเริ่มต้นในการเปรียบเทียบ จากนั้นนำมาทำความสะอาดพื้นผิวด้วยสารละลายกรดไฮโดรคลอริก (HCL) ผสมกับน้ำ (H<sub>2</sub>O) ในอัตราส่วน 1:1 โดยปริมาตร และทำความสะอาดในเอทานอล (Ethanol) โดยปล่อยให้แห้งในอากาศ



รูปที่ 3.2 เครื่องตัดแผ่นทองแดง



รูปที่ 3.3 ลักษณะชิ้นงานทดลองขนาด 10x80x3 มม.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.4 เตาอบแบบท่อ

### 3.2.2 การบัดกรี

เมื่อทำความสะอาดเรียบร้อยแล้ว นำแผ่นทองแดงจุ่มลงในฟลักซ์ Ultracore Flux AMR N-1003 โดยปล่อยให้แห้งในอากาศ จากนั้นนำแผ่นทองแดงมาจับยึดกับตัวจับยึดโดยให้ตัวชิ้นงานมีความยาวยื่นออกมาจากตัวจับยึดและจับยึดครั้งละ 2 ชิ้นพร้อมกัน ดังแสดงในรูปที่ 3.5 และนำไปจุ่มลงในโลหะบัดกรีเหลวเป็นเวลา 10 วินาที ดังแสดงในรูปที่ 3.6 ซึ่งโลหะบัดกรีจะถูกหลอมในเข้ากราไฟต์ที่อยู่ในเตาหลอมที่อุณหภูมิ 270°C โดยการควบคุมอุณหภูมิในเตาหลอมมีความคลาดเคลื่อนไม่เกิน  $\pm 2^{\circ}\text{C}$  โดยใช้เครื่องบันทึกข้อมูลยี่ห้อ YOKOGAWA เป็นตัววัดอุณหภูมิในเตาหลอม



รูปที่ 3.5 การจับยึดชิ้นงาน



รูปที่ 3.6 การบัดกรีแบบจุ่ม

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 3.2.3 การบ่มด้วยความร้อน (Thermal aging)

หลังจากที่บัดกรีครบทั้ง 4 ชุดแล้ว จากนั้นทำการแบ่งชุดชิ้นงานทดสอบใหม่ออกเป็น 3 ชุดตามอุณหภูมิบ่มที่ 50 75 และ 100°C และแต่ละชุดแบ่งออกเป็น 5 ชิ้นตามระยะเวลาในการบ่ม นำชิ้นงานไปบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 50 75 และ 100°C โดยมีความคลาดเคลื่อนของอุณหภูมิไม่เกิน  $\pm 1^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 1 10 10 100 และ 500 ชั่วโมง ตามตารางที่ 3.1 เพื่อทดสอบการเปลี่ยนของโครงสร้างจุลภาคในเวลาและอุณหภูมิที่ถูบ่มต่างกัน โดยใช้เครื่องบ่มความร้อนรุ่นยี่ห้อ Phoenix II ดังแสดงในรูปที่ 3.7

ตารางที่ 3.1 หมายเลขชิ้นงานทดสอบในแต่ละชุด

อุณหภูมิอบ (°C)	อุณหภูมิบ่ม (°C)	หมายเลขชิ้นงาน(ขม.)				
		0	1	10	100	500
ไม่อบ	50	1	2	3	4	5
	75	6	7	8	9	10
	100	11	12	13	14	15
400	50	16	17	18	19	20
	75	21	22	23	24	25
	100	26	27	28	29	30
500	50	31	32	33	34	35
	75	36	37	38	39	40
	100	41	42	43	44	45
600	50	46	47	48	49	50
	75	51	52	53	54	55
	100	56	57	58	59	60



รูปที่ 3.7 เครื่องบ่มด้วยความร้อน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 3.2.4 การเตรียมชิ้นงานเพื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

1. นำชิ้นงานทองแดงที่ผ่านการบ่มด้วยความร้อนมาตัดให้ได้ขนาด  $10 \times 25 \times 3$  มม. โดยใช้เครื่องตัดแบบแรงโน้มถ่วงยี่ห้อ Struers รุ่น Minitom เพื่อลดความเสียหายแก่หน้าผิวงานขณะตัด ชิ้นงานจากแรงตัดเฉือนทางกลและความร้อนเป็นสาเหตุทำให้ลักษณะและขนาดโครงสร้างเปลี่ยนแปลงได้ ดังแสดงในรูปที่ 3.8 และล้างทำความสะอาดด้วยเอธานอล จากนั้นนำชิ้นงานมาหล่อเรซินเป็นทรงกระบอกเส้นผ่านศูนย์กลาง 20 มม. สูง 15 มม. ตัดส่วนที่ยื่นออกมาและกลึงเฉพาะผิวขอบบนชิ้นงานให้เรียบและขนานกับผิวด้านล่างเพื่อให้จับชิ้นงานสะดวกในการขัดระนาบและส่องขนาดเกรน โดยเรซินที่หล่อจะมีลักษณะดังแสดงในรูปที่ 3.9



รูปที่ 3.8 เครื่องตัดแบบแรงโน้มถ่วง Struers รุ่น Minitom



รูปที่ 3.9 ภาพจำลองชิ้นงานขนาด  $10 \times 15 \times 3$  มม.

2. นำชิ้นงานที่หล่อเรซินแล้วมาขัดกับเครื่องขัดระนาบ Grinding Polishing Equipment โดยขัดด้วยกระดาษทรายที่ทำจากผงซิลิคอนคาร์ไบด์ตั้งแต่เบอร์ 400 800 1200 2000 และ 4000 ตามลำดับ ในขณะที่ขัดนั้นจะต้องเปิดน้ำตลอดเวลาเพื่อให้น้ำชำระสิ่งสกปรกซึ่งได้แก่ ผงโลหะและซิลิคอนคาร์ไบด์ออกให้หมด เมื่อต้องการเปลี่ยนกระดาษทรายเบอร์ต่อไป ควรขัดขึ้นตรวจสอบไปอีกแนวทางหนึ่งสลับกันเป็นตารางกับแนวเดิมทำเช่นนี้จนถึงกระดาษทรายเบอร์ 4000 หลังจากนั้นขัดด้วยผงขัด (Polishing) โดยใช้ผงขัดที่ทำจากอะลูมินา 0.3 ไมครอนดังแสดงในรูปที่ 3.10 โดยใช้เครื่องขัดระนาบ ดังแสดงในรูปที่ 3.11 เพื่อทำการขัดจนเป็นมันเงา



รูปที่ 3.10 ผงอะลูมินา



รูปที่ 3.11 เครื่องขูดระนาบ

3. กัดด้วยน้ำยากัด (Etching) ชิ้นงานตรวจสอบที่ถูกล้างจนเป็นมันเงาแล้วนำไปกัดด้วยน้ำยากัด เพื่อให้สามารถมองเห็นขอบเกรนเมื่อส่องผ่านกล้องจุลทรรศน์ โดยใช้กรดไนตริก 3% กัดเป็นเวลา 10 วินาทีและล้างออกด้วยเอธานอล หลังจากนั้นก็ล้างโดยใช้เครื่อง Elmasonic ยี่ห้อ Elma รุ่น E30H ดังแสดงในรูปที่ 3.12



รูปที่ 3.12 เครื่อง Elmasonic

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### 3.2.5 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค

1. ตรวจสอบขนาดเกรนชิ้นงานที่ผ่านการขัดระนาบและกัดด้วยน้ำยากัดเรียบร้อยแล้วด้วยกล้องจุลทรรศน์ (Optical microscope) ยี่ห้อ Zeiss รุ่น Axiolab ซึ่งมีกำลังขยายสูงสุดที่ 500 เท่า ดังแสดงในรูปที่ 3.13 เพื่อตรวจสอบขนาดเกรนของชิ้นงานที่อุณหภูมิต่างๆ นั้นมีการเติบโตมากขึ้น ชัดเจนเพียงใด เพื่อใช้อ้างอิงในการวิเคราะห์ในขั้นต่อไป



รูปที่ 3.13 กล้องจุลทรรศน์

2. การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมี ในการศึกษาชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นและองค์ประกอบทางเคมีจะทำการตรวจสอบชิ้นงานทั้งหมด 4 ชุด หรือ 60 ชิ้น โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope - SEM) ยี่ห้อ JEOL รุ่น JSM-6380LV ดังแสดงในรูปที่ 3.14 ถ่ายภาพตำแหน่งชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง จากนั้นใช้ Energy dispersive x-ray (EDX) เพื่อใช้ตรวจสอบองค์ประกอบของธาตุในตำแหน่งที่สนใจ



รูปที่ 3.14 Scanning electron microscope (SEM) ยี่ห้อ JEOL รุ่น JSM-6380LV

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3. วิธีการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi และโลหะพื้นทองแดง จะใช้ภาพถ่ายจาก SEM ที่กำลังขยายเท่ากันในทุกๆ ชิ้นงาน โดยใช้โปรแกรม Image-Pro Express เพื่อหาความยาวและพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจะคำนวณจากสมการ

$$h = \frac{A}{L} \quad (3.1)$$

- เมื่อ
- h คือ ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ( $\mu\text{m}$ )
  - A คือ พื้นที่ของชั้นของสารประกอบเชิงโลหะ ( $\mu\text{m}^2$ )
  - L คือ ความยาวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ( $\mu\text{m}$ )



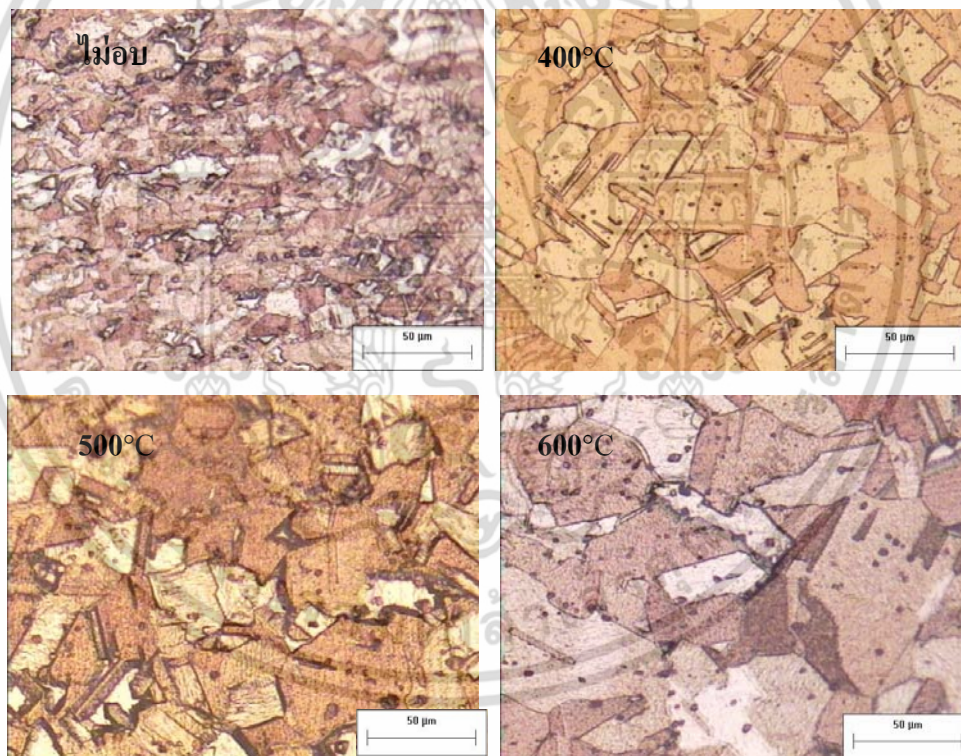
## บทที่ 4

### การวิเคราะห์ผลการทดลอง

#### 4.1 โครงสร้างระหว่างพื้นผิว

##### 4.1.1 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

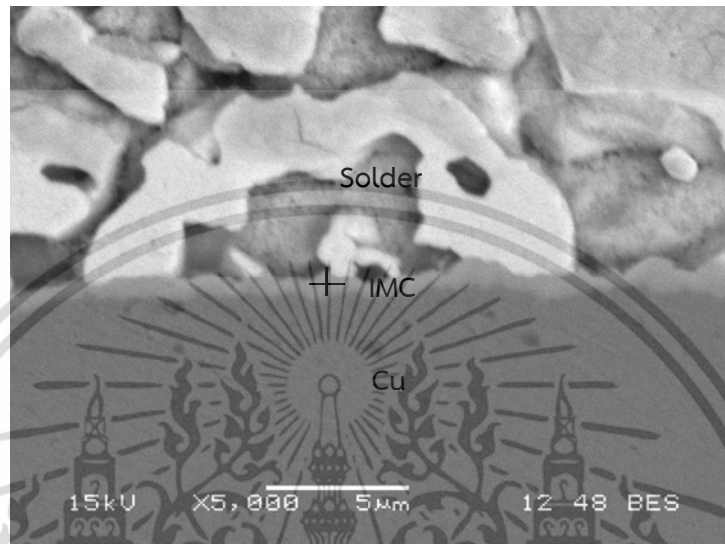
จากการตรวจสอบขนาดเกรนของโลหะพื้นทองแดงที่อบด้วยความร้อน 400 500 และ 600°C เป็นเวลา 30 นาที ดังแสดงในรูปที่ 4.1 โลหะพื้นทองแดงที่ไม่ผ่านอบจะมีเกรนที่เล็กกว่าขนาดเกรนของโลหะพื้นทองแดงที่ผ่านการอบ และขนาดเกรนก็จะมีขนาดใหญ่ขึ้นตามอุณหภูมิอบที่เพิ่มสูงขึ้น โลหะพื้นทองแดงที่ไม่ผ่านอบมีพื้นที่ขอบเขตเกรนมากกว่าโลหะพื้นทองแดงที่ผ่านการอบ เมื่อเพิ่มอุณหภูมิอบทำให้พื้นที่ขอบเขตเกรนจะลดลงและขนาดเกรนใหญ่ขึ้น



รูปที่ 4.1 เกรนของทองแดงซึ่งผ่านการอบที่อุณหภูมิต่างๆ เพื่อนำมาใช้เป็นโลหะพื้นในการบัดกรี

#### 4.1.2 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

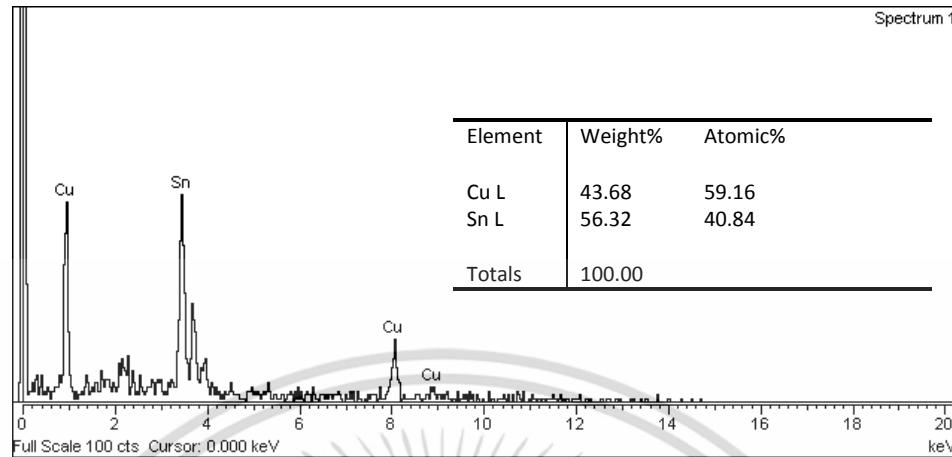
จากการตรวจสอบลักษณะของรอยต่อบัดกรีและโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของตัวอย่างหลังการบัดกรีและการบ่มที่ขนาดเกรนของโลหะพื้น



รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรีและผ่านการกัดผิวหน้าด้วยกรด วิเคราะห์โดยใช้รูปแบบ Backscatter

รูปที่ 4.2 แสดงโครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรีและผ่านการกัดผิวหน้าด้วยกรดจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดวิเคราะห์โดยใช้รูปแบบ Backscatter ที่กำลังขยาย 5,000 เท่าของรอยต่อบัดกรีระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับโลหะพื้นทองแดง หลังการบัดกรีที่อุณหภูมิ 270°C เป็นเวลา 10 วินาที เมื่อทองแดงสัมผัสกับโลหะบัดกรีเหลวทำให้เกิดการแพร่ของอะตอมทองแดงจากโลหะพื้นทองแดงไปสู่โลหะบัดกรีอย่างรวดเร็วและเกิดการรวมตัวเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้น

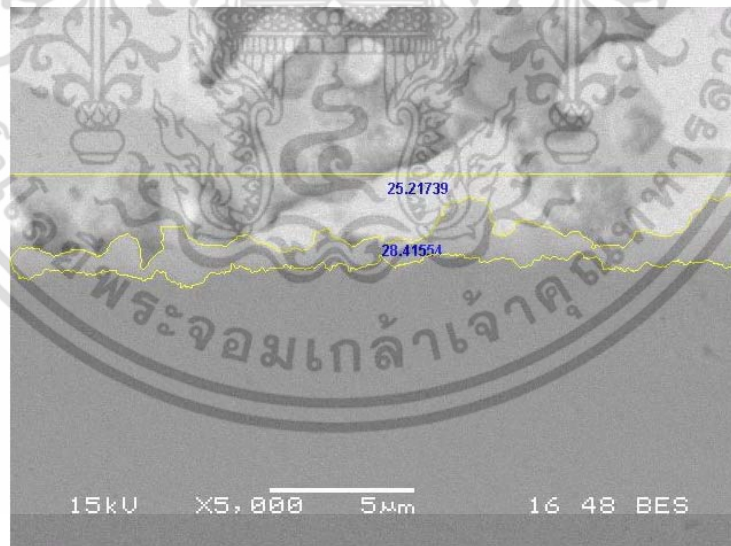
ผลการวิเคราะห์เชิงปริมาณโดยใช้ EDX เพื่อระบุองค์ประกอบทางเคมีสำหรับชั้นสารประกอบเชิงโลหะในรูปที่ 4.2 (ตำแหน่ง +) มีปริมาณ 59.16%Cu และ 40.84%Sn ดังแสดงในรูปที่ 4.3 วิเคราะห์โดยใช้ EDX ยี่ห้อ JEOL รุ่น JSM-6380LV สำหรับผลการวิเคราะห์ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นคือเฟส  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  หรือที่เรียกว่า  $\eta$  - phase (Eta phase) จะเกิดที่ระหว่างพื้นผิวโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง (Solder/ $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ /Cu)



รูปที่ 4.3 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$

#### 4.2 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

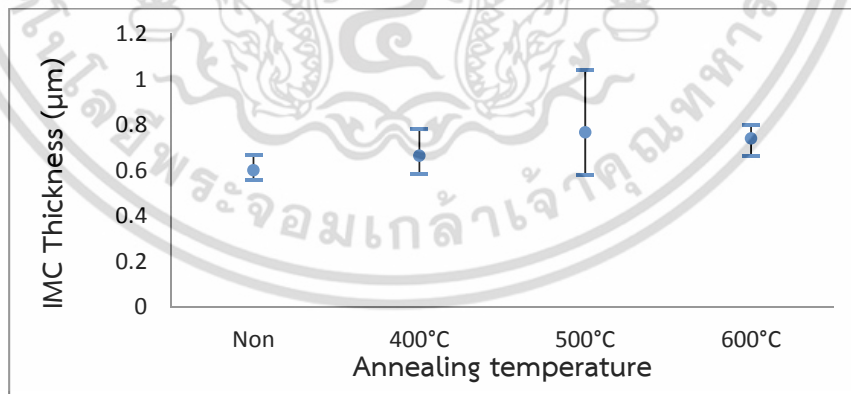
ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi และโลหะพื้นทองแดง ใช้รูปที่ถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดวัดโดยใช้โปรแกรม Image-Pro Express เพื่อหาพื้นที่และความยาวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสามารถคำนวณหาความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้จากสมการ (3.1) ได้ผลลัพธ์ดังตารางที่ 4.1



รูปที่ 4.4 พื้นที่และความยาวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะโดยใช้โปรแกรม Image-Pro Express

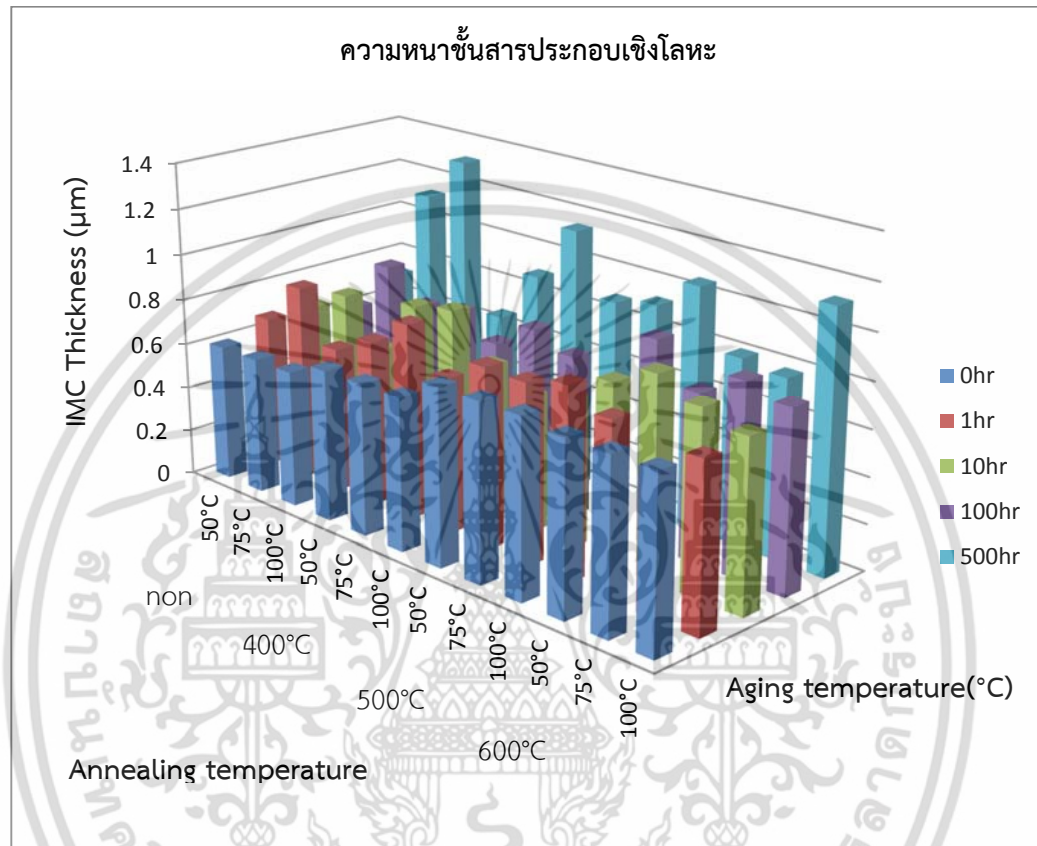
ตารางที่ 4.1 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ( $\mu\text{m}$ )						
อุณหภูมิการอบ เปลี่ยนขนาดเกรน ( $^{\circ}\text{C}$ )	อุณหภูมิการบ่ม ( $^{\circ}\text{C}$ )	ระยะเวลาในการบ่ม(ชม.)				
		0	1	10	100	500
non	50 $^{\circ}\text{C}$	0.60137	0.67169	0.67135	0.61535	0.71486
	75 $^{\circ}\text{C}$	0.60137	0.86196	0.77276	0.85056	1.12506
	100 $^{\circ}\text{C}$	0.60137	0.64045	0.58141	0.72340	1.31812
400 $^{\circ}\text{C}$	50 $^{\circ}\text{C}$	0.66455	0.72598	0.82563	0.74840	0.66498
	75 $^{\circ}\text{C}$	0.66455	0.85668	0.85954	0.65581	0.89740
	100 $^{\circ}\text{C}$	0.66455	0.68134	0.67472	0.77228	1.14657
500 $^{\circ}\text{C}$	50 $^{\circ}\text{C}$	0.76771	0.78774	0.59610	0.70702	0.88537
	75 $^{\circ}\text{C}$	0.76771	0.78103	0.64529	0.64910	0.92451
	100 $^{\circ}\text{C}$	0.76771	0.82777	0.77548	0.89202	1.05507
600 $^{\circ}\text{C}$	50 $^{\circ}\text{C}$	0.74100	0.74584	0.86851	0.72362	0.80772
	75 $^{\circ}\text{C}$	0.74100	0.60188	0.79112	0.83324	0.78229
	100 $^{\circ}\text{C}$	0.74100	0.71544	0.73625	0.78326	1.12733



รูปที่ 4.5 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับอุณหภูมิที่ใช้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน

รูปที่ 4.5 แสดงความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะพื้นที่ขนาดเกรนปกติและโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนและไม่ได้บ่มด้วยความร้อนพบว่า ความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะในสภาวะของแข็งมีแนวโน้มเพิ่มสูงขึ้นตามอุณหภูมิในการอบที่เพิ่มขึ้น



รูปที่ 4.6 ความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับอุณหภูมิที่ใช้เปลี่ยนขนาดเกรนและอุณหภูมิการบ่ม

ในสภาวะของแข็งเมื่อนำโลหะพื้นที่ถูกเปลี่ยนขนาดเกรนด้วยการอบ 400 500 และ 600°C และไม่ถูกอบ มาบดกรีและบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 1 10 100 และ 500 ชม. กล่าวคือ ไม่ได้ผ่านการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรนและผ่านการบ่ม 50°C ที่ระยะเวลา 0-500 ชม. หลังการบดกรีปรากฏชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ระหว่างโลหะพื้นทองแดงและโลหะบดกรีโดยกลไกการเติบโตของอนุภาคและชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยกับการเพิ่มเวลาการบ่มและมีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 0.60137 0.67169 0.67135 0.61535 และ 0.71486  $\mu\text{m}$  เมื่อผ่านการบ่ม 75°C ชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเท่ากับ 0.60137 0.86196 0.77276 0.85056 และ 1.12506  $\mu\text{m}$  และเมื่อผ่านการบ่ม 100°C ชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเพิ่มขึ้นเท่ากับ 0.60137 0.64045 0.58141 0.72340 และ 1.31812  $\mu\text{m}$  ตามลำดับ เมื่อผ่านการบ่ม 75 และ 100°C ระยะเวลาบ่ม 500 ชม. ความหนาเฉลี่ยเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เมื่อเปลี่ยนโลหะพื้นเป็นโลหะพื้นทองแดงที่ได้รับการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 400°C ปรากฏชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง โดยที่ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ผ่านการบ่ม 50°C ระยะเวลาบ่มที่เพิ่มขึ้นทำให้ความหนาเฉลี่ยเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยมีค่าเท่ากับ 0.66455 0.72598 0.82563 0.74840 และ 0.66498  $\mu\text{m}$  ตามลำดับ เมื่อผ่านการบ่ม 75°C เท่ากับ 0.66455 0.85668 0.85954 0.65581 และ 0.89740  $\mu\text{m}$  และเมื่อผ่านการบ่ม 100°C เท่ากับ 0.66455 0.68134 0.67472 0.77228 และ 1.14657  $\mu\text{m}$  ตามลำดับ

เมื่อเปลี่ยนโลหะพื้นเป็นโลหะพื้นทองแดงที่ได้รับการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 500°C โครงสร้างจุลภาคของรอยต่อบัดกรีโดยที่ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ผ่านการบ่ม 50°C ทำให้ความหนาเฉลี่ยเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยมีค่าเท่ากับ 0.76771 0.78774 0.59610 0.70702 และ 0.88537  $\mu\text{m}$  เมื่อผ่านการบ่ม 75°C ความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นมีค่าเท่ากับ 0.76771 0.78103 0.64529 0.64910 และ 0.92451  $\mu\text{m}$  และเมื่อผ่านการบ่ม 100°C ชั้นงานที่ไม่ผ่านการบ่มเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีค่าเท่ากับ 0.76771  $\mu\text{m}$  แต่เมื่อผ่านการบ่มเป็นเวลา 1 10 100 และ 500 ชม. ความหนาเฉลี่ยชั้นสารประกอบเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยเท่ากับ 0.82777 0.77548 0.89202 และ 1.05507  $\mu\text{m}$  ตามลำดับ

โครงสร้างจุลภาคการบัดกรีโดยที่โลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 600°C โดยสารประกอบเชิงโลหะจากโลหะพื้นบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 0 1 10 100 และ 500 ชม. เท่ากับ 0.74100 0.74584 0.86851 0.72362 และ 0.80772  $\mu\text{m}$  ตามลำดับ ความหนาของสารประกอบเชิงโลหะหลังผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เท่ากับ 0.74100 0.60188 0.79112 0.83324 และ 0.78229  $\mu\text{m}$  ตามลำดับ และเมื่อผ่านการบ่ม 100°C ความหนาของสารประกอบเชิงโลหะเท่ากับ 0.74100 0.71544 0.73625 0.78326 และ 1.12733  $\mu\text{m}$  ตามลำดับ

โลหะพื้นทองแดงและโลหะพื้นทองแดงที่ได้รับการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรนเมื่อผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 50 75 และ 100°C ความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นมีการเปลี่ยนแปลงเล็กน้อย แต่เมื่อเพิ่มเวลาบ่ม 100°C เป็นเวลา 500 ชม. มีอิทธิพลต่อความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะอย่างมากทำให้ความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจน

กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวมที่มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มเวลาการบ่มสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดจากโลหะพื้นที่ไม่ผ่านการอบและผ่านการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 400-600°C จะมีวิวัฒนาการการเติบโตใกล้เคียงกันที่เวลาการบ่ม 0-100 ชม. แต่จะมีการเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วที่เวลาการบ่มเป็น 500 ชม. จากการทดลองจึงสามารถแบ่งกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะออกเป็นสองช่วง คือ กลไกการเติบโตที่โลหะพื้นมีขนาดเกรนปกติและกลไกการเติบโตที่โลหะพื้นได้รับการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรน

รูปแบบความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบ่มในสถานะของแข็งสามารถแสดงโดยสมการ Simple parabolic

$$Y = kt^n \quad (4.1)$$

เมื่อ  $Y$  คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เวลา  $t$   $k$  คือ ค่าคงที่อัตราการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะและ  $n$  คือ เลขยกกำลังของเวลา

โดยทั่วไปแล้วกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะเป็นไปตามสมการเส้นตรง (Linear) หรือ เส้นโค้ง (Parabolic) ระหว่างปฏิกิริยาในสถานะของแข็ง สำหรับกลไกแบบเส้นตรงเป็นการควบคุมโดยปฏิกิริยาระหว่างพื้นผิวเมื่อควบคุมปริมาณการแพร่และกลไกแบบเส้นโค้งเมื่อการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างการบ่มในสถานะของแข็งเป็นไปตามกลไกควบคุมการแพร่ ปริมาณเลขยกกำลังของเวลาเท่ากับ 0.5 [11, 14] ดังนั้นสมการที่ (4.2) สามารถเขียนได้เป็น

$$Y = kt^{0.5} \quad (4.2)$$

กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจึงเกี่ยวข้องกับสองขั้นตอน ขั้นตอนแรกคือ การแพร่ของทองแดงดิบูกไปยังชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ระหว่างพื้นผิวขณะเกิดการสัมผัสและยึดติดและขั้นตอนที่สองคือ ปฏิกิริยาทางเคมีระหว่างทองแดงและดิบูกภายในชั้นสารประกอบเชิงโลหะซึ่งเป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยปฏิกิริยาในระยะการเติบโตที่ช้า

### 4.3 ค่าคงที่และสัมประสิทธิ์การแพร่

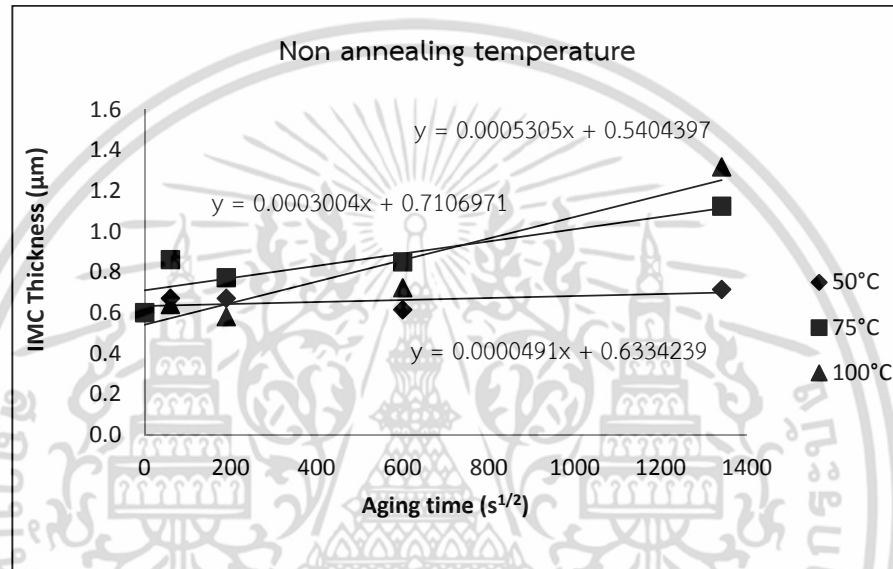
ผลกระทบของกระบวนการบ่มด้วยความร้อนที่ส่งผลต่อการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยทั่วไปกำหนดจากขั้นตอนแรกหรือกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยการแพร่ในสถานะของแข็ง โดยความหนาของชั้นคู่ควบการแพร่ที่เป็นฟังก์ชันของเวลาสามารถกำหนดโดยสมการ

$$Y = Y_0 + \sqrt{Dt} \quad (4.3)$$

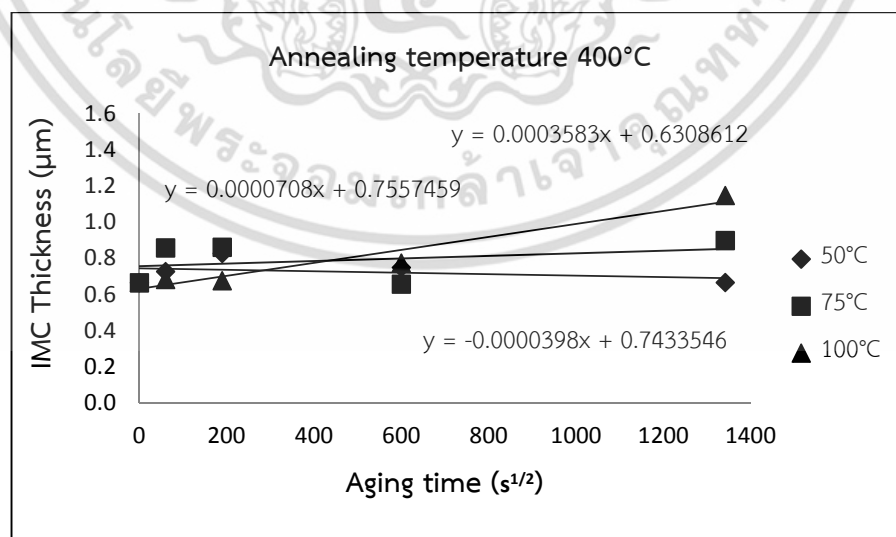
เมื่อ  $Y$  คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เวลา  $t$   $Y_0$  คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรีและ  $D$  คือ สัมประสิทธิ์การแพร่ ( $m^2/s$ )

กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสามารถกำหนดโดยการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น แสดงในตารางที่ 4.1 มาพล็อตกับรากที่สองของเวลาในการบ่ม  $t^{1/2}$  ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับ  $t^{1/2}$  ของเวลาการบ่ม นอกจากนี้

$t^{1/2}$  ซึ่งให้เห็นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยการแพร่และสำหรับสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสามารถคำนวณจากการวิเคราะห์การถดถอยแบบเส้นตรง  $y = a + bx$  เมื่อความชัน (Slope) =  $b$  จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับ  $t^{1/2}$  จึงสามารถคำนวณสัมประสิทธิ์การแพร่จากความชันได้ดังตารางที่ 4.3 แสดงปริมาณสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับอุณหภูมิการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรนของโลหะพื้นทองแดงที่แตกต่างกัน

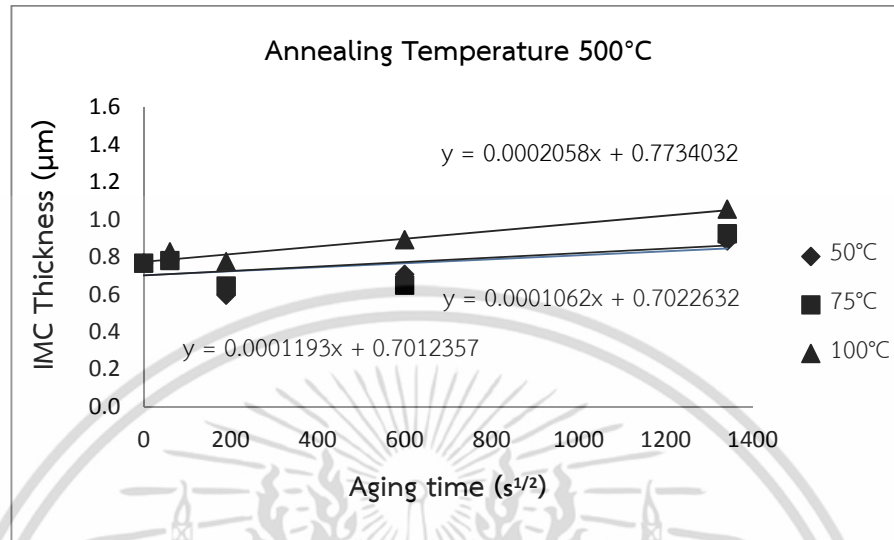


รูปที่ 4.7 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาที่ใช้ในการอบสำหรับโลหะพื้นที่ไม่ได้มีการอบเปลี่ยนขนาดเกรน

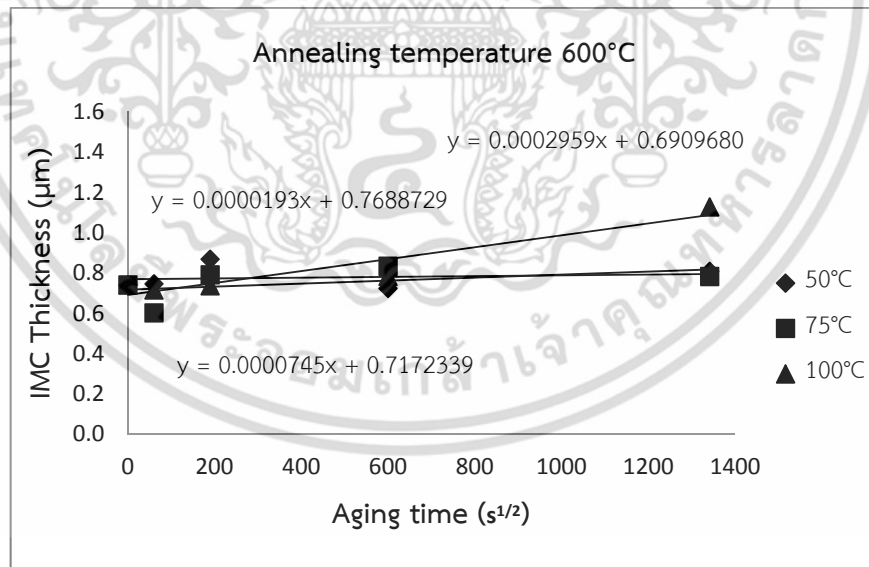


รูปที่ 4.8 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาที่ใช้ในการอบสำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 400°C

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



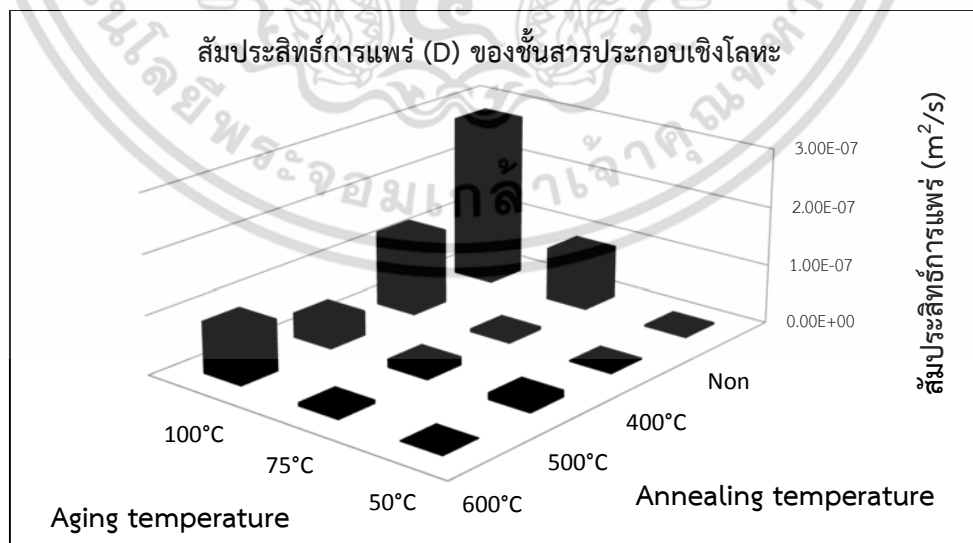
รูปที่ 4.9 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาที่ใช้ในการบ่ม สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 500°C



รูปที่ 4.10 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาที่ใช้ในการบ่ม สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 600°C

ตารางที่ 4.2 สัมประสิทธิ์การแพร่ (D) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

Annealing Temperature (°C)	Aging Temperature (°C)	Intermetallic phase	Slope	D (m <sup>2</sup> /s)
non	50	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>	4.91×10 <sup>-5</sup>	2.41×10 <sup>-9</sup>
	75		3.00×10 <sup>-4</sup>	9.02×10 <sup>-8</sup>
	100		5.30×10 <sup>-4</sup>	2.81×10 <sup>-7</sup>
400	50	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>	-3.98×10 <sup>-5</sup>	1.58×10 <sup>-9</sup>
	75		7.08×10 <sup>-5</sup>	5.01×10 <sup>-9</sup>
	100		3.58×10 <sup>-4</sup>	1.28×10 <sup>-7</sup>
500	50	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>	1.06×10 <sup>-4</sup>	1.12×10 <sup>-8</sup>
	75		1.19×10 <sup>-4</sup>	1.42×10 <sup>-8</sup>
	100		2.05×10 <sup>-4</sup>	4.23×10 <sup>-8</sup>
600	50	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>	1.93×10 <sup>-5</sup>	3.72×10 <sup>-10</sup>
	75		7.45×10 <sup>-5</sup>	5.55×10 <sup>-9</sup>
	100		2.95×10 <sup>-4</sup>	8.70×10 <sup>-8</sup>



รูปที่ 4.11 สัมประสิทธิ์การแพร่ของสารประกอบเชิงโลหะระหว่างอุณหภูมิอบเปลี่ยนขนาดเกรนของโลหะพื้นและอุณหภูมิบ่ม

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ในสภาวะของเหลวหลังการบัดกรีด้วยวิธีการจุ่มทองแดงลงไปโลหะบัดกรีเหลวที่อุณหภูมิ 270°C เป็นเวลา 10 วินาที ทำให้เกิดการแพร่ในสภาวะคงตัวของอะตอมทองแดงที่มีความเข้มข้นกว่าไปในอะตอมโลหะบัดกรีที่มีความเข้มข้นน้อยกว่าอย่างรวดเร็ว เป็นไปตามกฎข้อที่หนึ่งของ Fick (Fick's first law) ซึ่งความแตกต่างของความเข้มข้นจะเป็นแรงผลักดันให้เกิดการแพร่และเกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างดีบุกและทองแดง ปรากฏโครงสร้างของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  อยู่ระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi และโลหะพื้นทองแดง ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะพื้นทองแดงที่มีขนาดเกรนใหญ่จะหนากว่าโลหะพื้นทองแดงที่มีขนาดเกรนเล็ก โดยที่ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับขนาดเกรนของโลหะพื้นทองแดงที่ใหญ่ขึ้น เนื่องจากการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างการบัดกรีถูกควบคุมด้วยการแพร่ของอะตอมภายในเกรน (Volume diffusion) เพราะว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีความหนามากขึ้นเมื่อขนาดเกรนโลหะพื้นทองแดงใหญ่ขึ้น การเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบ่มด้วยความร้อนในสภาวะของแข็งถูกควบคุมด้วยการแพร่ของอะตอมในบริเวณขอบเขตเกรน (Grain-boundary diffusion) [28-30] ทำให้อัตราการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะเมื่อขนาดเกรนโลหะพื้นทองแดงมีขนาดใหญ่ต่ำกว่าอัตราการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะเมื่อโลหะพื้นทองแดงมีเกรนขนาดเล็ก

จากรูปที่ 4.7-4.10 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาบ่ม กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi และโลหะพื้นทองแดง กำหนดโดยการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นมาลือตกับรากที่สองของเวลาในการบ่ม  $t^{1/2}$  โดยใช้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับ  $t^{1/2}$  โดยความสัมพันธ์ของเส้นตรงบ่งบอกถึงกระบวนการควบคุมการแพร่ต้องอาศัยเวลาเพราะหน่วยของพลักซ์เป็นจำนวนอะตอม/cm<sup>2</sup>s สัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  สามารถคำนวณจากการวิเคราะห์การถดถอยแบบเส้นตรง  $y = a + bx$  เมื่อความชัน (Slope) = b จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับ  $t^{1/2}$  แสดงได้ดังรูปที่ 4.7-4.10

สำหรับสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะพื้นที่ไม่ผ่านอบและบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 50 75 และ 100°C มีค่าเท่ากับ  $2.40 \times 10^{-9}$   $9.02 \times 10^{-8}$  และ  $2.81 \times 10^{-7}$  m<sup>2</sup>/s ตามลำดับ มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิบ่มที่เพิ่มสูงขึ้น สัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะพื้นผ่านการอบที่อุณหภูมิ 400°C และบ่มด้วยความร้อนมีค่าเท่ากับ  $1.58 \times 10^{-9}$   $5.01 \times 10^{-9}$  และ  $1.28 \times 10^{-7}$  m<sup>2</sup>/s ตามลำดับ สัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะพื้นผ่านการอบที่อุณหภูมิ 500°C และบ่มด้วยความร้อนมีค่าเท่ากับ  $1.12 \times 10^{-8}$   $1.42 \times 10^{-8}$   $4.23 \times 10^{-8}$  m<sup>2</sup>/s ตามลำดับ สัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะ

พื้นที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 600°C และบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 50 75 และ 100°C มีค่าเท่ากับ  $3.72 \times 10^{-10}$   $5.55 \times 10^{-9}$   $8.70 \times 10^{-8}$  m<sup>2</sup>/s ตามลำดับ

ตารางที่ 4.3 และรูปที่ 4.11 แสดงสัมประสิทธิ์การแพร่ของสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิในการอบเปลี่ยนขนาดเกรนของโลหะพื้นก่อนบดกรีที่แตกต่างกันสัมประสิทธิ์การแพร่ที่แตกต่างกันจะเป็นดัชนีชี้วัดถึงอัตราเร็วของการเคลื่อนของอะตอม เมื่ออุณหภูมิบ่มสูงขึ้นช่องว่างหรือความไม่สมบูรณ์ในโครงสร้างผลึกก็จะเกิดมากขึ้นและอะตอมก็จะมีพลังงานก่อกัมมันต์ (Activation energy) มากขึ้นทำให้อัตราเร็วในการแพร่ของอะตอมสูงขึ้นตาม ซึ่งสัมประสิทธิ์การแพร่ที่ได้นั้นจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิบ่ม และสัมประสิทธิ์การแพร่ที่ได้นั้นจะมีแนวโน้มลดลงเมื่อใช้โลหะพื้นทองแดงที่มีอุณหภูมิในการอบเปลี่ยนขนาดเกรนที่มากขึ้น แสดงให้เห็นถึงอิทธิพลของขนาดเกรนของโลหะพื้นต่อกลไกการแพร่ในสภาวะของแข็ง โดยที่โลหะพื้นที่มีขนาดเกรนเล็กจะมีพื้นที่ขอบเกรนที่เป็นปัจจัยสำคัญในการแพร่รวดเร็วและมากกว่าโลหะพื้นที่มีขนาดเกรนใหญ่ทำให้สารประกอบเชิงโลหะที่เกิดจากการบดกรีโดยใช้โลหะพื้นที่มีขนาดเกรนเล็กจะมีสัมประสิทธิ์การแพร่ในสภาวะของแข็งที่สูงกว่าสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดจากการบดกรีโดยใช้โลหะพื้นที่มีขนาดเกรนใหญ่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิและระยะเวลาบ่มสัมประสิทธิ์การแพร่ที่ได้นั้นจะมีแนวโน้มเพิ่มมากขึ้น [31]

## บทที่ 5

# สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

### 5.1 สรุปผลการทดลอง

จากการศึกษาพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีชนิด Sn-58Bi กับโลหะพื้นทองแดงที่ผ่านการอบเปลี่ยนแปลงขนาดเกรนจนมีขนาดเกรนต่างกันและผ่านการบ่มด้วยความร้อนหลังการบัดกรีสามารถสรุปได้ดังนี้

ในสภาวะของเหลวหลังการบัดกรีด้วยวิธีการจุ่มทองแดงลงสู่โลหะบัดกรีเหลวที่อุณหภูมิ 270°C เป็นเวลา 10 วินาที ทำให้เกิดการแพร่ของทองแดงจากโลหะพื้นทองแดงไปสู่โลหะบัดกรีอย่างรวดเร็วและเกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างดีบุกและทองแดง ปรากฏโครงสร้างของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $Cu_6Sn_5$  อยู่ระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi และโลหะพื้นทองแดง โดยที่ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับขนาดเกรนของโลหะพื้นทองแดงที่ใหญ่ขึ้นแสดงว่าเป็นการแพร่ของอะตอมภายในเกรน (Volume diffusion)

ในสภาวะของแข็งหลังการบ่มด้วยความร้อน การเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะถูกควบคุมด้วยการแพร่ของอะตอมในบริเวณขอบเขตเกรน (Grain-boundary diffusion) [28-30] ทำให้อัตราการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะเมื่อขนาดเกรนโลหะพื้นทองแดงมีขนาดใหญ่ต่ำกว่าอัตราการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะเมื่อโลหะพื้นทองแดงมีเกรนขนาดเล็ก

สำหรับวิวัฒนาการของการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับเวลาการบ่ม โดยความสัมพันธ์ของเส้นตรงบ่งบอกถึงกระบวนการควบคุมการแพร่สำหรับสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะมีแนวโน้มลดลง เมื่อเปลี่ยนโลหะพื้นที่ถูกอบเพื่อขยายขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 400 500 และ 600°C การลดลงของสัมประสิทธิ์การแพร่เมื่อขนาดเกรนของโลหะพื้นทองแดงใหญ่ขึ้น แสดงให้เห็นว่าโลหะพื้นที่ถูกอบเพื่อขยายขนาดเกรนให้ใหญ่ขึ้นก่อนบัดกรีจะส่งผลให้ขอบเกรนหรือ Grain boundary ของโลหะทองแดงมีพื้นที่ลดลงซึ่งส่งผลต่อการแพร่ผ่านขอบเกรนของทองแดง ซึ่งเป็นกระบวนการสำคัญในการเกิดสารประกอบเชิงโลหะทำให้สารประกอบเชิงโลหะที่เกิดจากการบัดกรีโดยใช้โลหะพื้นที่มีขนาดเกรนเล็กจะมีสัมประสิทธิ์การแพร่ในสภาวะของแข็งที่สูงกว่าสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดจากการบัดกรีโดยใช้โลหะพื้นที่มีขนาดเกรนใหญ่

### 5.2 ข้อเสนอแนะและแนวทางการศึกษาในอนาคต

ควรมีการศึกษาระยะเวลาในการบ่มและอุณหภูมิการบ่มเพิ่มมากขึ้น ทดสอบเพิ่มเติมเกี่ยวกับอิทธิพลของระยะเวลาในการบ่มและอุณหภูมิการบ่มต่อคุณสมบัติทางกลและการนำไฟฟ้า

## เอกสารอ้างอิง

- [1] สารต้องห้ามตามระเบียบ RoHS. 4 มีนาคม 2549. ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ. 25 มีนาคม 2553. [Online]. Available :  
[http://www.thairohs.org/index.php?option=com\\_contentcontent&task=view&id=65&Itemid=138/](http://www.thairohs.org/index.php?option=com_contentcontent&task=view&id=65&Itemid=138/)
- [2] Clyde F., Jr. Coombs. **Printed Circuits Handbook**. 4th editon : McGraw-Hill. 1995
- [3] Ray P. Prasad. **Surface Mount Technology**. 2nd edition : Kluwer Academic Publishers. 1997
- [4] R. J. Fields, S. R. Low III and G. K. Lucey. “Mechanical Properties.”, National Institute of Standards and Technology [Online]. Available :  
[http://www.metallurgy.nist.gov/mechanical\\_properties/solder\\_paper.html](http://www.metallurgy.nist.gov/mechanical_properties/solder_paper.html). 2011
- [5] Wei Huang, James M. Loman and Bülent Sener “Study of the Effect of Reflow Time and Temperature on Cu-Sn Intermetallic Compound Layer Reliability.” **Microelectronics Reliability.**, vol.42, May, 2002. Pp. 1229–1234
- [6] Jae-Boong Choi and Kum-Young Ji. “Impact. Reliability Estimation of Lead free Solder Joint with IMC Layer.” vol.517, Issue 14, May, 2009. Pp 4255-4259
- [7] John H. Lau. **Solder Joint Reliability ; Theory and Applications**. : Springer.
- [8] Paresh Limaye, Bart Vandeveld, Riet Labie, Dirk Vandepitte and Bert Verlinden “Influence of Intermetallic Properties on Reliability of Lead-Free Flip-Chip Solder Joints.” **IEEE Transactions Advanced Packaging**, vol.31, no. 1, 2008
- [9] Kim, K.S., Huh, S.H. and Sukanuma, K. “Effect of Intermetallic Compounds on Properties of Sn-Ag-Cu Lead-free Soldered Joints.” **Journal of Alloys and Compounds.**, vol.352, 2003. Pp.226-236.
- [10] Yoon, J.W. and Jung, S.B. “Investigation of Interfacial Reactions Between Sn–5Bi Solder and Cu Substrate.” **Journal of Alloys and Compounds.**, vol.359, 2003 Pp.202-208.
- [11] Carol Handwerker, Ursula Kattner and Kil-Won Moon. **Fundamental Properties of Pb-Free Solder Alloys**. : Springer. 2007

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- [12] William D. Callister and David G. Rethwisch. **Materials Science and Engineering an Introduction**. 8th ED. : Wiley
- [13] Hui-Wei Miao and Jenq-Gong Duh. “Microstructure Evolution in Sn–Bi and Sn–Bi–Cu Solder Joints Under Thermal Aging.” **Materials Chemistry and Physics**. Vol.71, 2001. Pp. 255–271
- [14] Jeong-Won Yoon and Seung-Boo Jung. “Investigation of Interfacial Reactions Between Sn-58Bi Solder and Cu Substrate.” **Journal of Alloys and Compounds**., vol.359, Feb, 2003. Pp.202-208
- [15] Teng-Chun Hsuan and Kwang-Lung Lin. “Effects of Aging Treatment on Mechanical Properties and Microstructure of Sn–8.5Zn–0.5Ag–0.01Al–0.1Ga Solder.” **Materials Science and Engineering**. A.456, 2007, Pp.202–209
- [16] Min Suk Suh, Chan Jin Park and Hyuk Sang Kwon. “Growth Kinetics of Cu–Sn Intermetallic Compounds at the Interface of a Cu Substrate and 42Sn–58Bi Electrodeposits, and the Influence of the Intermetallic Compounds on the Shear Resistance of Solder Joints.” **Materials Chemistry and Physics**., vol.110, 2008, Pp.95–99
- [17] J.F. Li, S.H. Mannan, M.P. Clode, D.C.Whalley and D.A. Hutt. “Interfacial Reactions Between Molten Sn–Bi–X Solders and Cu Substrates for Liquid Solder Interconnects.” **Acta Materialia**.,vol.54, 2006, Pp.2907–2922
- [18] H.F. Zou and Z.F. Zhang. “Effects of Aging Time, Strain Rate and Solder Thickness on Interfacial Fracture Behaviors of Sn–3Cu/Cu Single Crystal Joints.” **Microelectronic Engineering**.,vol.87, 2010, Pp.601–609
- [19] M.J. Rizvi, Y.C. Chana, C. Bailey, H. Lu and M.N. Islam. “Effect of Adding 1 wt% Bi Into the Sn–2.8Ag–0.5Cu Solder Alloy on the Intermetallic Formations with Cu-Substrate During Soldering and Isothermal Aging.” **Journal of Alloys and Compounds**.,vol.407, 2006, Pp.208–214
- [20] Q.K. Zhang, and Z.F. Zhang. “In Situ Observations on Shear and Creep–Fatigue Fracture Behaviors of SnBi/Cu Solder Joints.” **Materials Science and Engineering**., A528, 2011,Pp.2686–2693
- [21] Jeong Won Yoon, Chang Bae Lee and Seung Boo Jung. “Interfacial Reaction Between Sn-58 mass% Bi Eutectic Solder and (Cu,Electroless Ni-P/Cu) Substrate.” **Materials Transaction**., vol.43, No.8, 2002,Pp.1821-1826

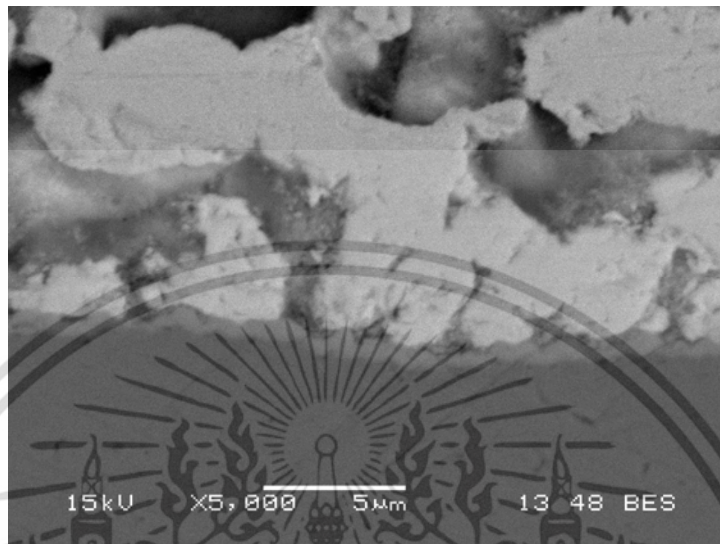
- [22] Chang Bae Lee, Seung Boo Jung, Young Eui Shin and Chang Chae Shur. “The Effect of Bi Concentration on Wettability of Cu Substrate by Sn-Bi Solders.” **Materials Transaction.**, vol.42, No.5, 2001, Pp.751-755
- [23] Won Kyoung Choi, Seung Wook Yoon and Hyuck Mo Lee. “Effect of In Addition on Sn-3.5Ag Solder and Joint with Cu Substrate.” **Materials Transaction.**, vol.42, No.5, 2001, Pp.783-789
- [24] Jaesik Lee, Woongho Bang, Jaepil Jung and Kyuhwan Oh. “Microstructure and Strength of Sn-Bi Coated Sn-3.5 mass%Ag Solder Alloy.” **Materials Transaction.**, vol.45, No.3, 2004, Pp.783-789
- [25] Yasuyuki Miyazawa and Tadashi Ariga. “Influences of Aging Treatment on Microstructure and Hardness of Sn-(Ag,Bi,Zn) Eutectic Solder Alloy.” **Materials Transaction.**, vol.42, No.5, 2001, Pp.776-782
- [26] D.Q.Yu, L.Wang, “The growth and roughness evolution of intermetallic compounds of Sn–Ag–Cu/Cu interface during soldering reaction.” **Journal of Alloys and Compounds.** Vol.458, 2008, Pp.542-547
- [27] T.Y. Kang, Y.Y. Xiu, C.Z. Liu, L. Hui, J.J. Wang, and W.P. Tong. “Bismuth Segregation Enhances Intermetallic Compound Growth in SnBi/Cu Microelectronic Interconnect.” **Journal of Alloys and Compounds.** Vol.509, 2011, Pp.1785-1789
- [28] Lijuan Liu, Wei Zhou, Baoling Li and Ping Wu., “Interfacial Reactions Between Sn–8Zn–3Bi–xNi Lead-Free Solders and Cu Substrate During Isothermal Aging.” **Materials Chemistry and Physics.**, vol.123,2010, Pp.629-633
- [29] J.Shen, Y.C.Chan and S.Y.Liu. “Growth Mechanism of Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> in a Sn/Ni Liquid/Solid Interfacial Reaction.” **Acta Materialia.** Vol.57, 2009, Pp.5196–5206
- [30] William D.Callister Jr., David G.Rethwisch. **Materials Science and Engineering An Introduction.** 8<sup>th</sup> ED. John Wiley & Sons, Inc.2010
- [31] William F.Smith, J.Hashemi. 2551. **วัสดุวิศวกรรม.** แปลโดย แม้น อมรสิทธิ์, สมชาย อัครทิศา และ ธรรมบุญ อุดมมัน. กรุงเทพฯ : แมคกรอ-ฮิล.



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

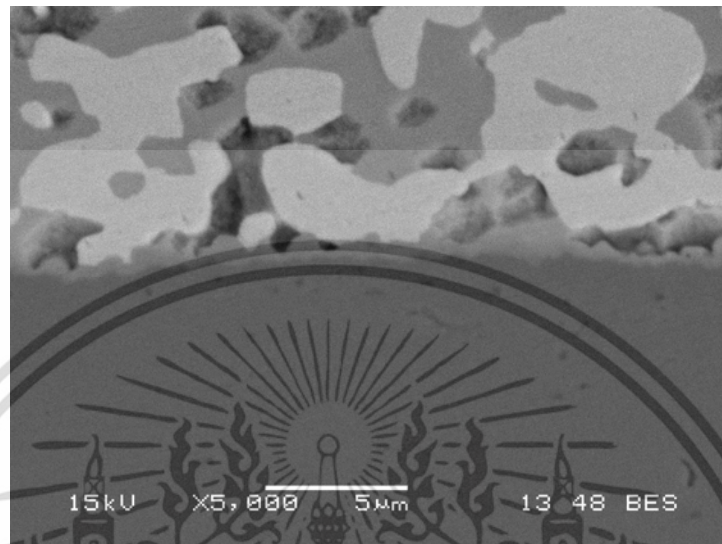


รูปที่ ก.1 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม่ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน

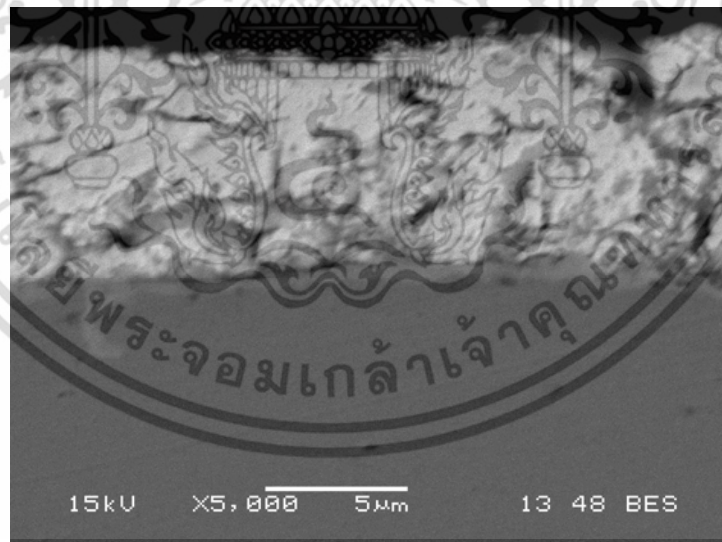


รูปที่ ก.2 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม่ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

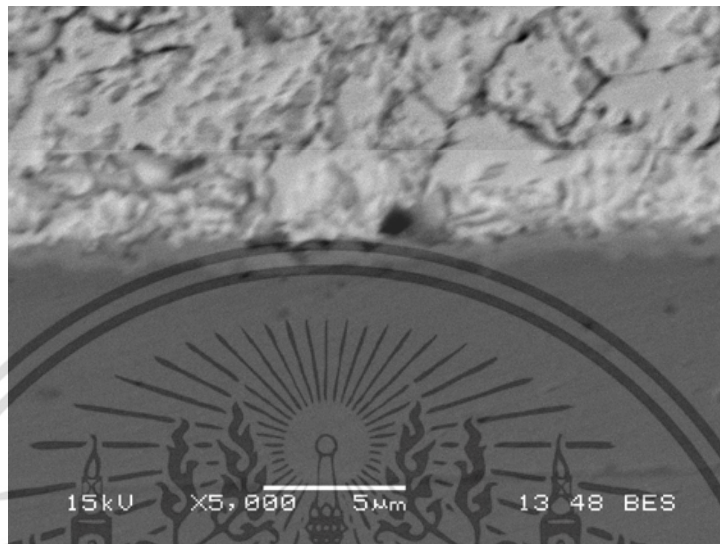


รูปที่ ก.3 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง



รูปที่ ก.4 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

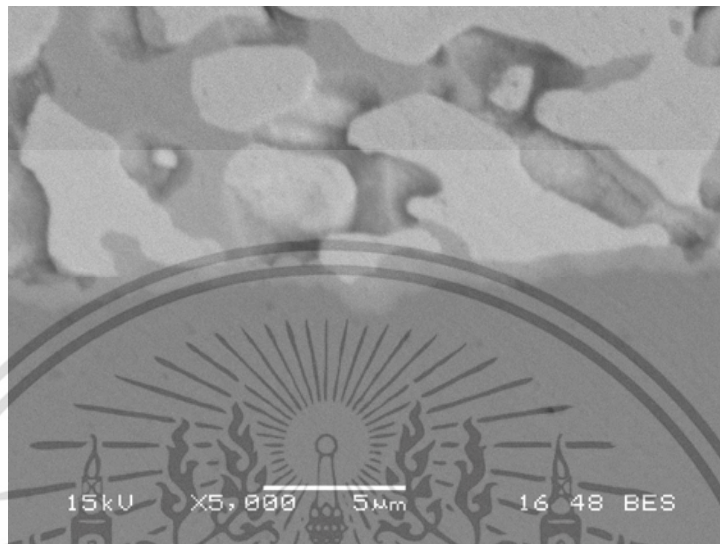


รูปที่ ก.5 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง



รูปที่ ก.6 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

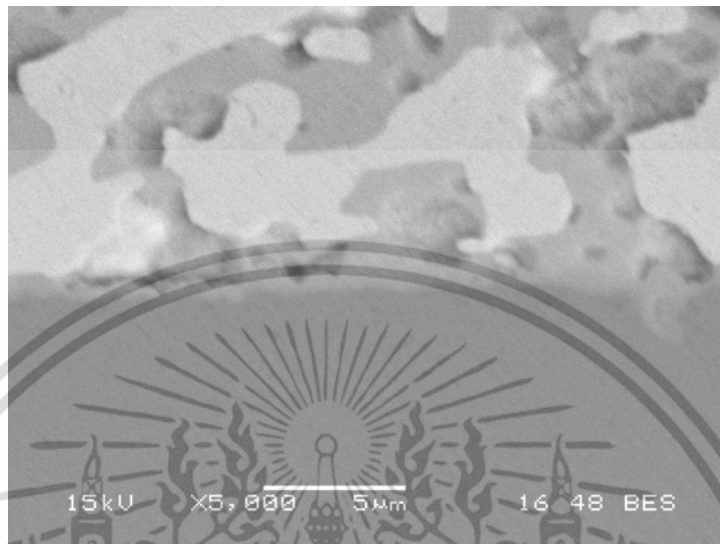


รูปที่ ก.7 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง



รูปที่ ก.8 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

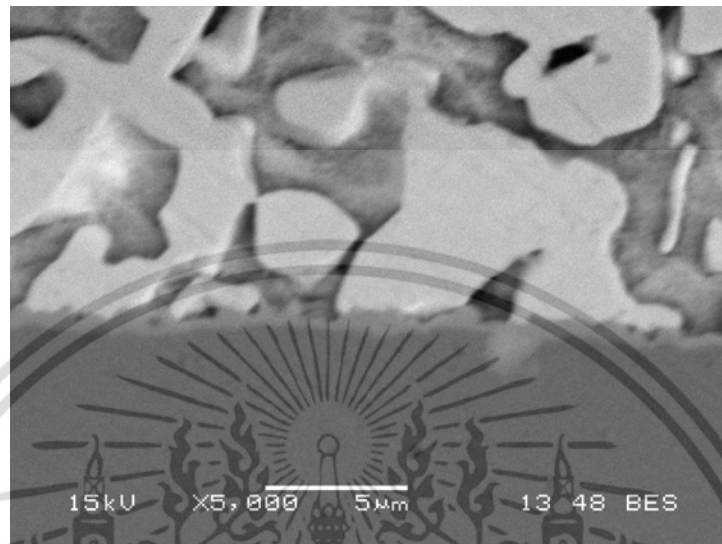


รูปที่ ก.9 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง



รูปที่ ก.10 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

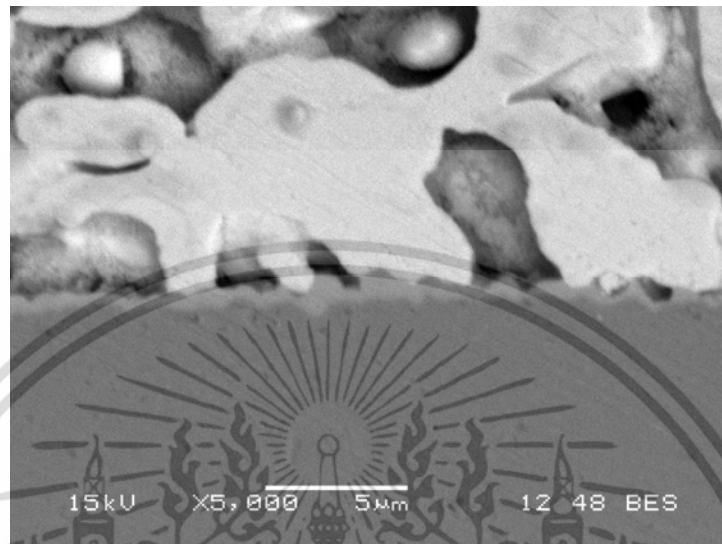


รูปที่ ก.11 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม่ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน



รูปที่ ก.12 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม่ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

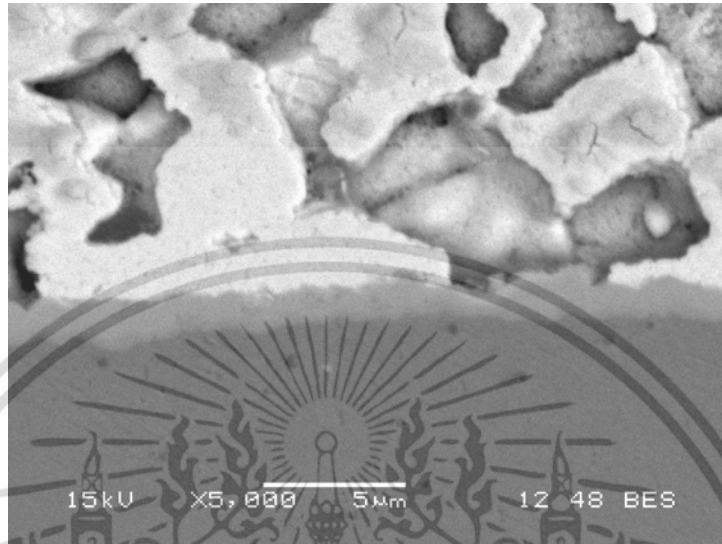


รูปที่ ก.13 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง

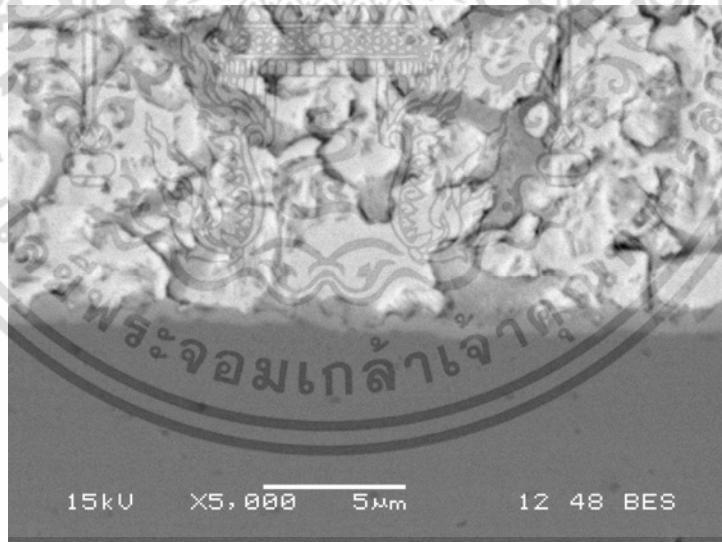


รูปที่ ก.14 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

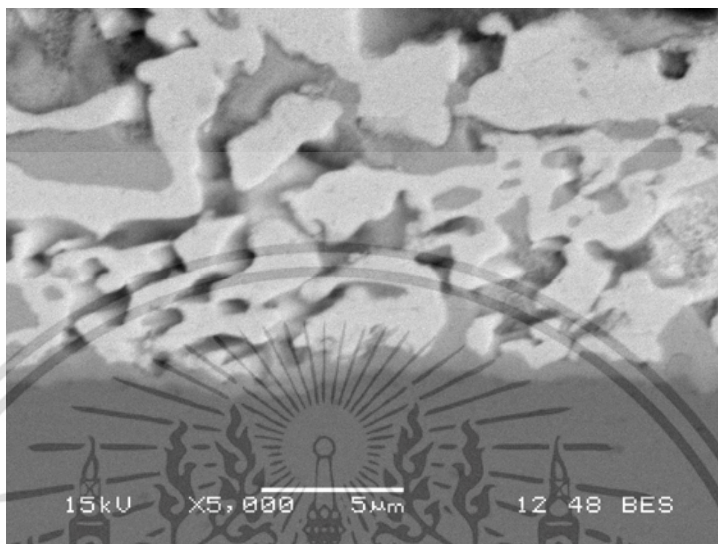


รูปที่ ก.15 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง

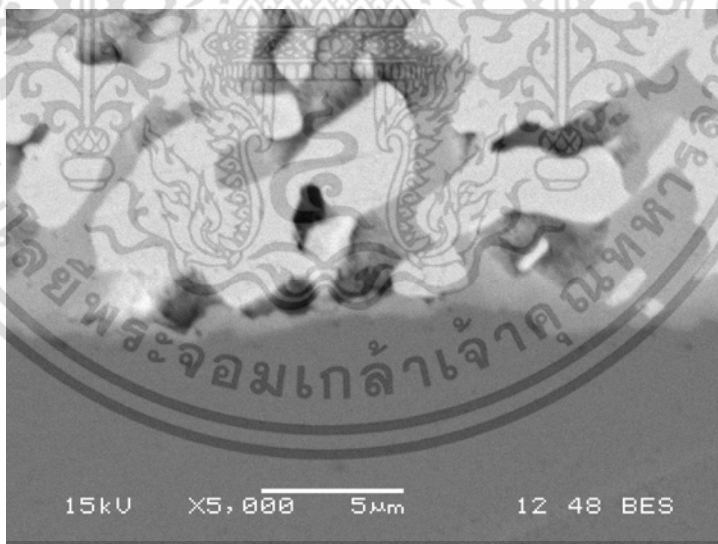


รูปที่ ก.16 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

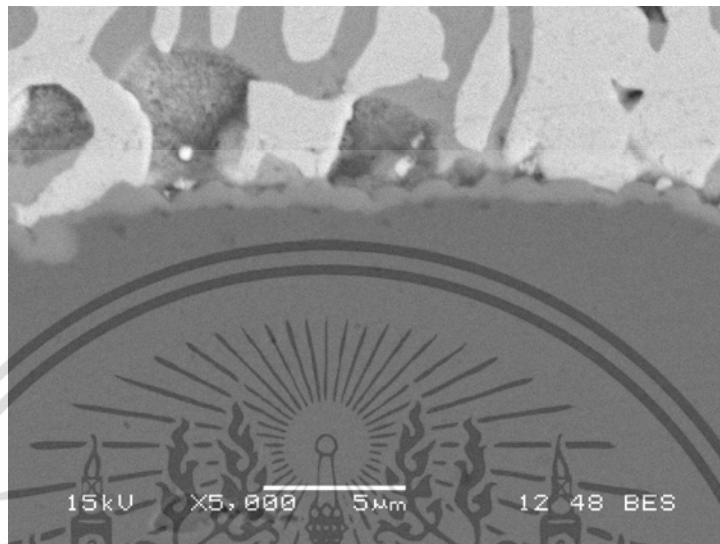


รูปที่ ก.17 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง



รูปที่ ก.18 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

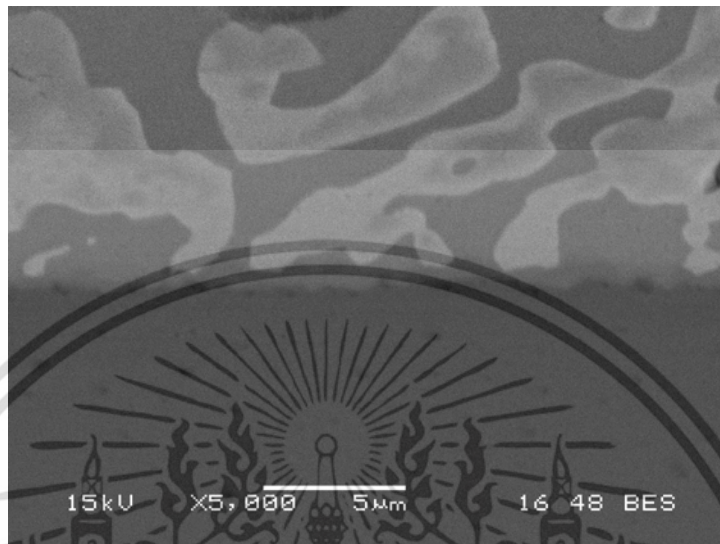


รูปที่ ก.19 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง



รูปที่ ก.20 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

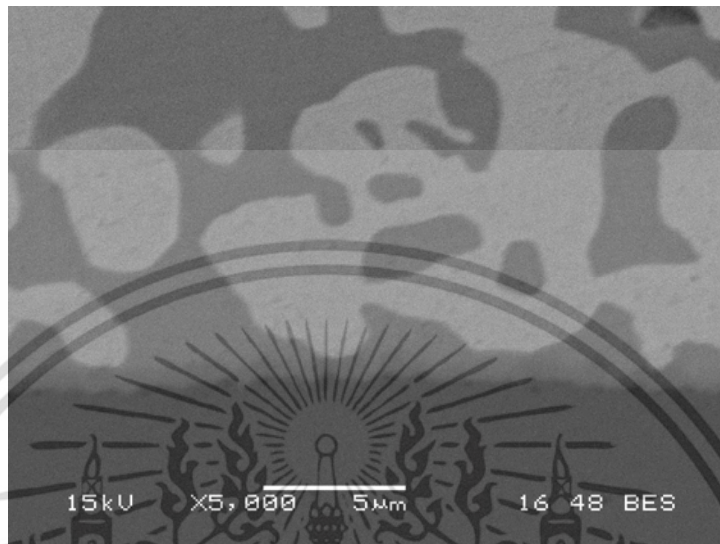


รูปที่ ก.21 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน



รูปที่ ก.22 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

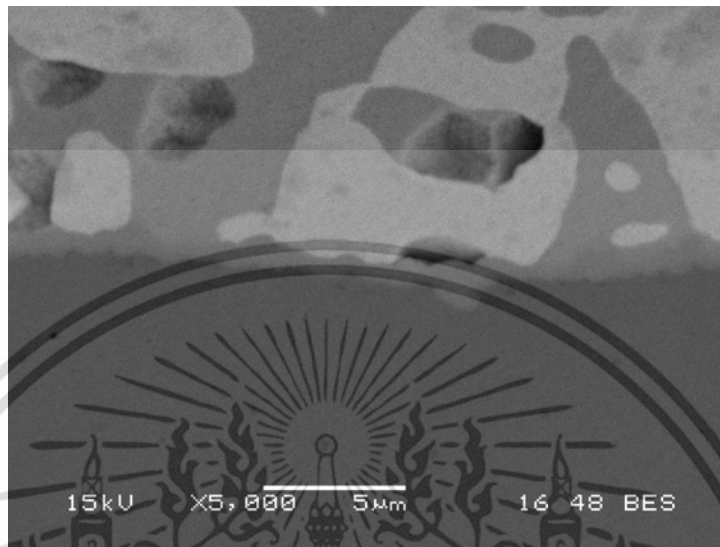


รูปที่ ก.23 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง

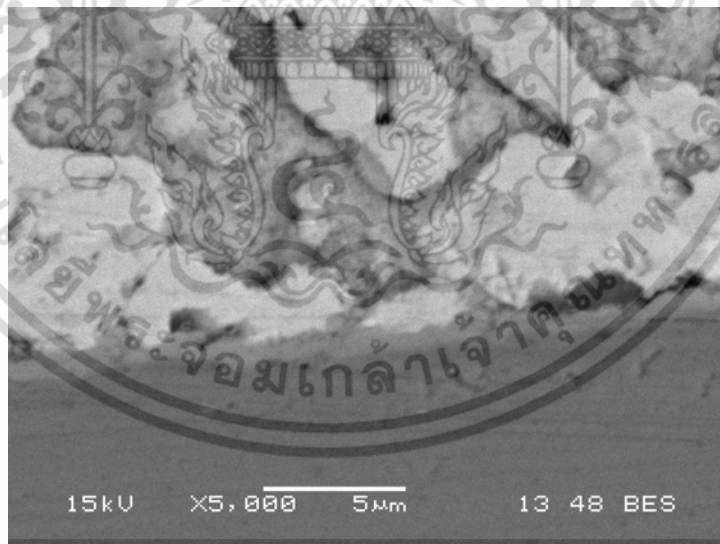


รูปที่ ก.24 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

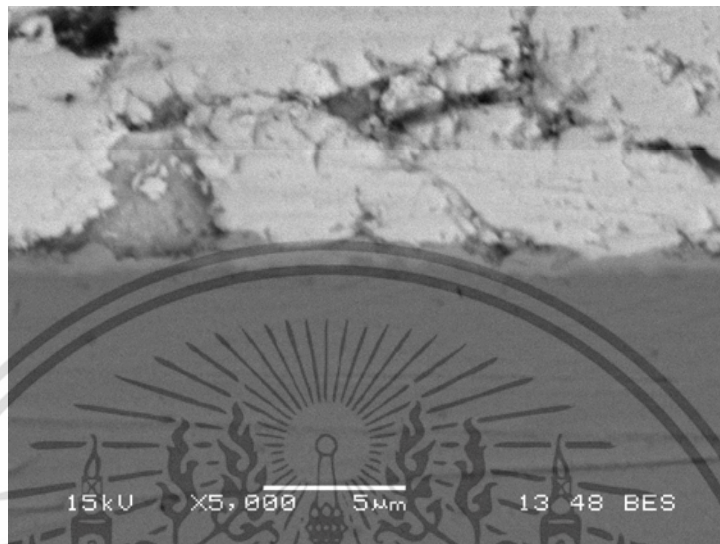


รูปที่ ก.25 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง

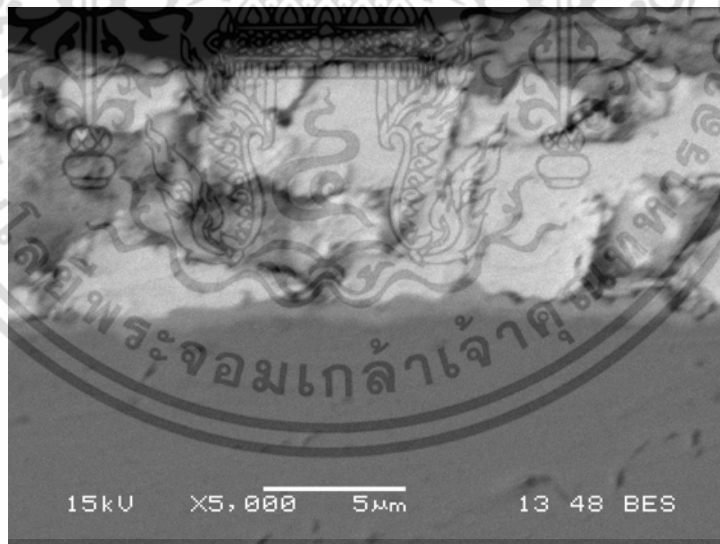


รูปที่ ก.26 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

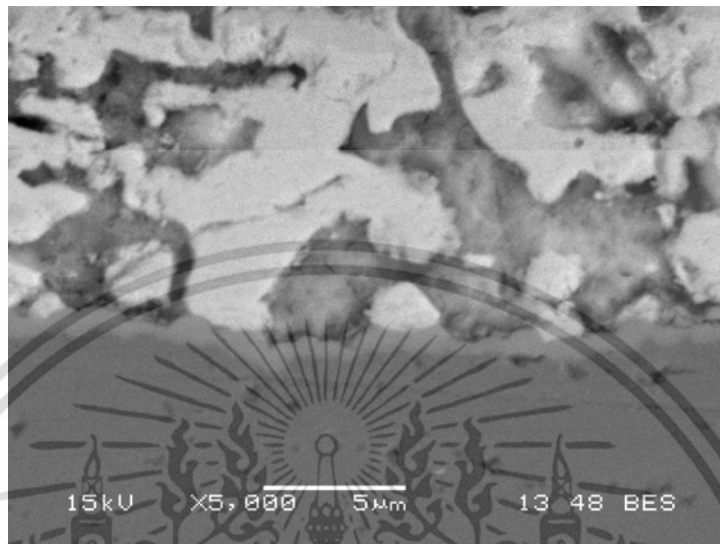


รูปที่ ก.27 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง



รูปที่ ก.28 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

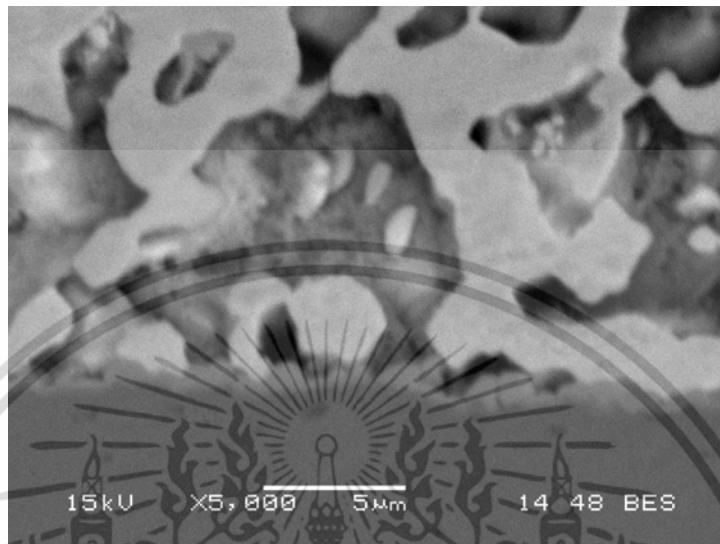


รูปที่ ก.29 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง



รูปที่ ก.30 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

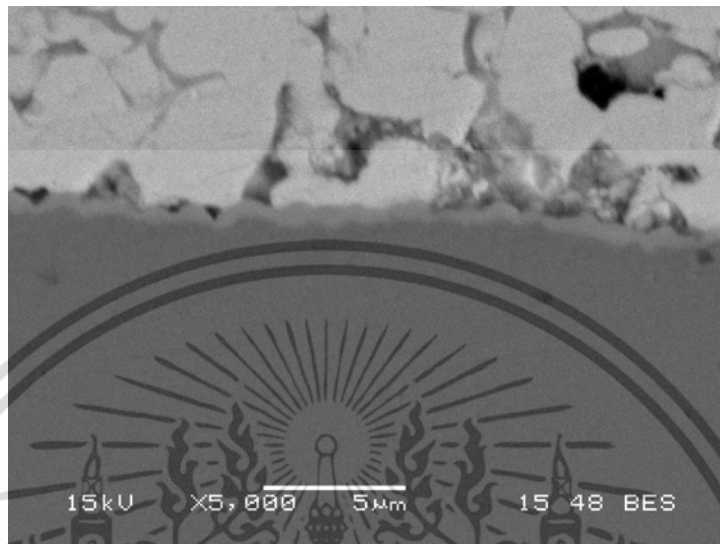


รูปที่ ก.31 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน



รูปที่ ก.32 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

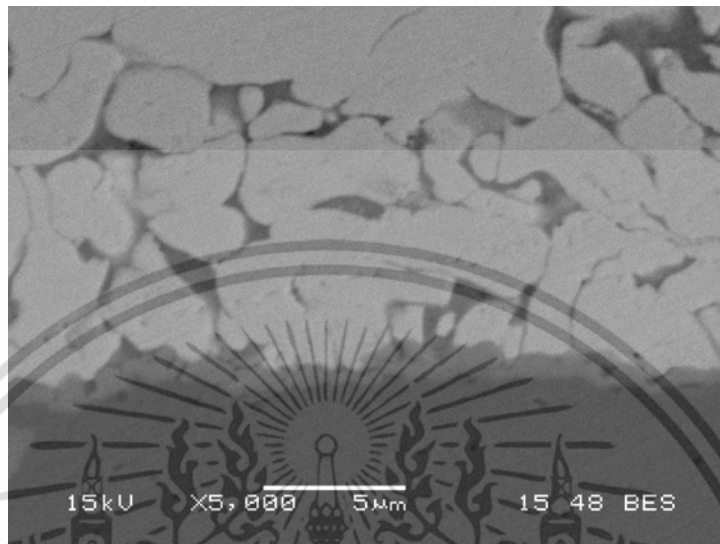


รูปที่ ก.33 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง

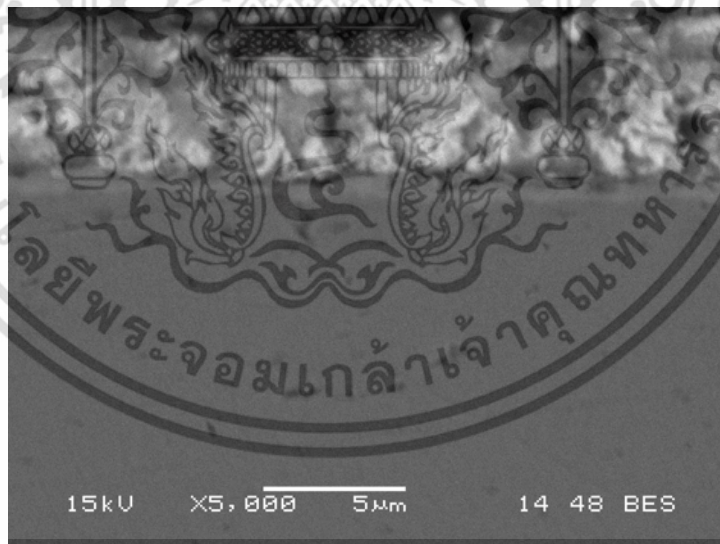


รูปที่ ก.34 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

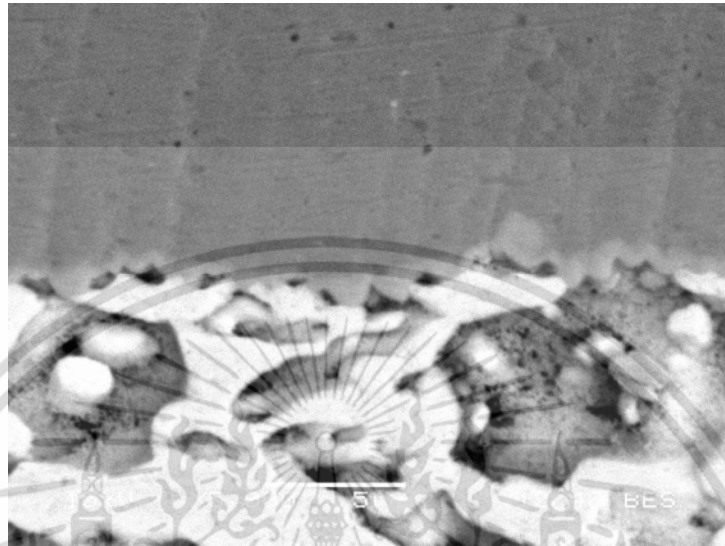


รูปที่ ก.35 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง

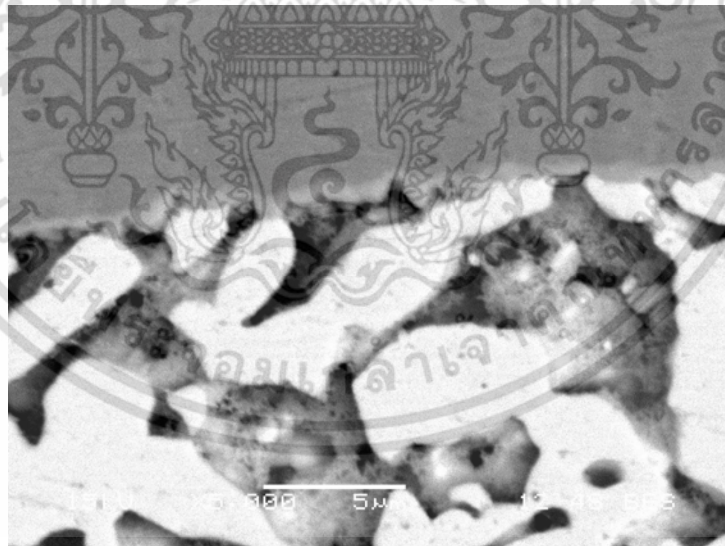


รูปที่ ก.36 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

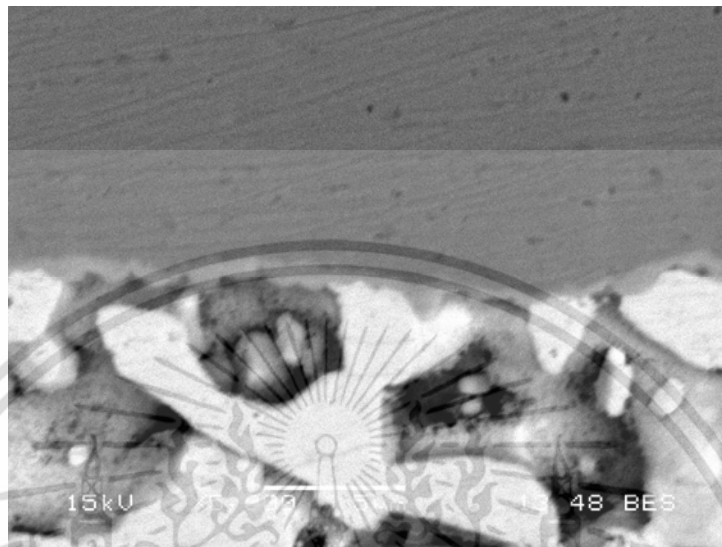


รูปที่ ก.37 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง



รูปที่ ก.38 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

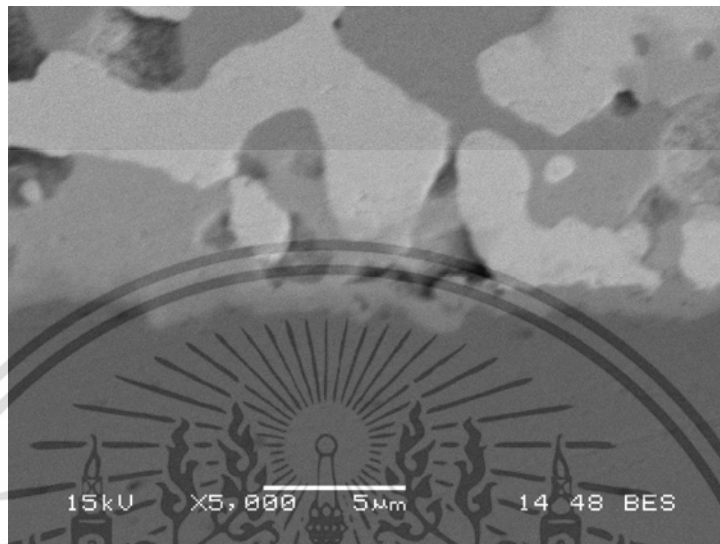


รูปที่ ก.39 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง



รูปที่ ก.40 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

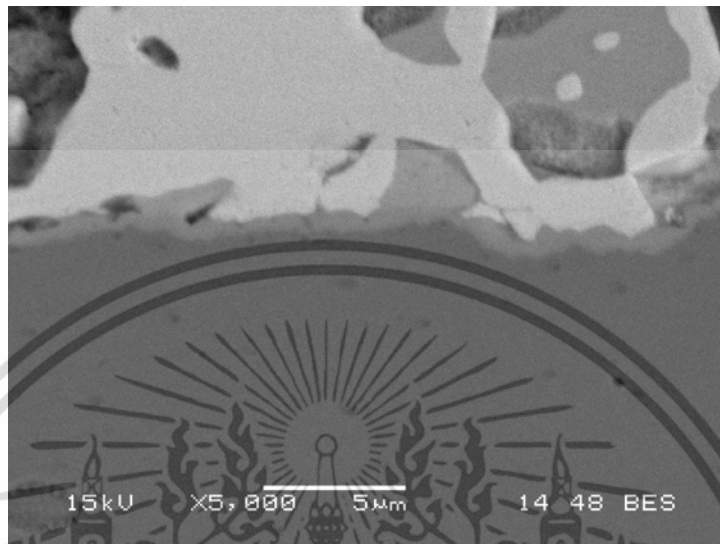


รูปที่ ก.41 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน

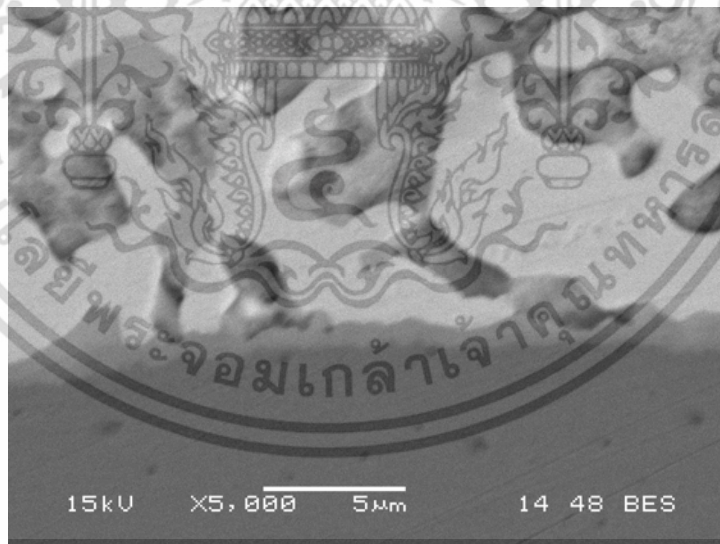


รูปที่ ก.42 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

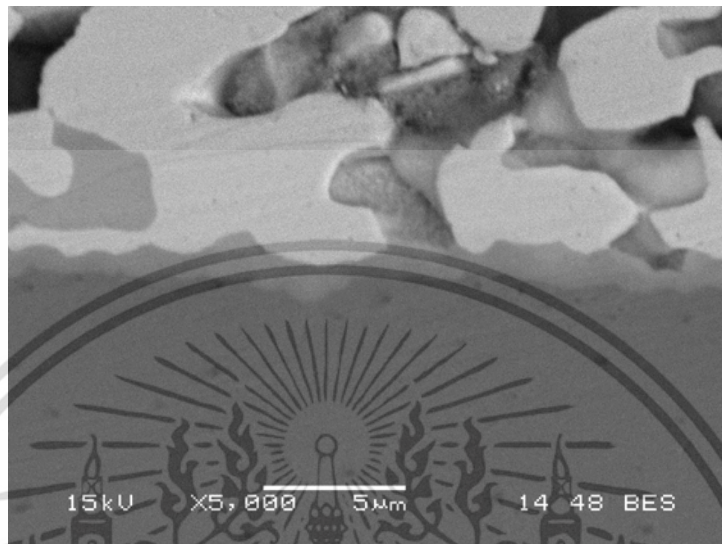


รูปที่ ก.43 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง

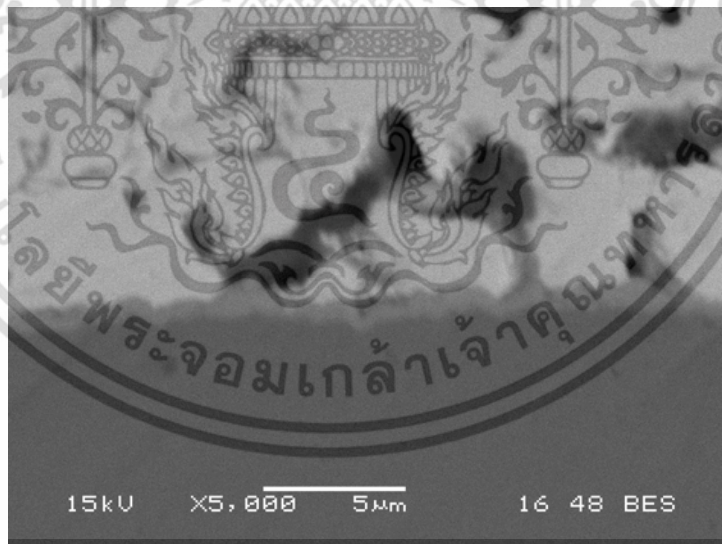


รูปที่ ก.44 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

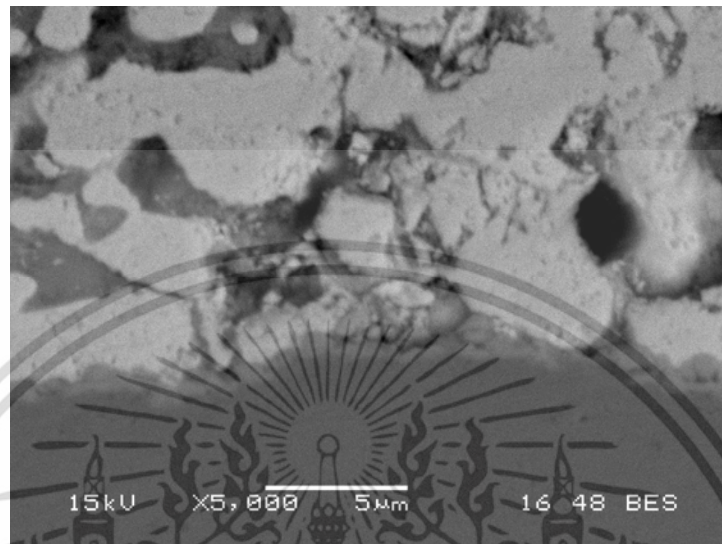


รูปที่ ก.45 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500°C และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง

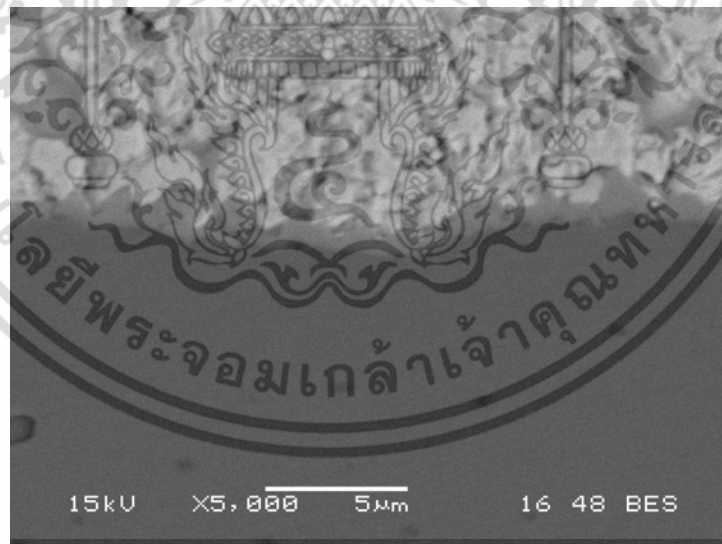


รูปที่ ก.46 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

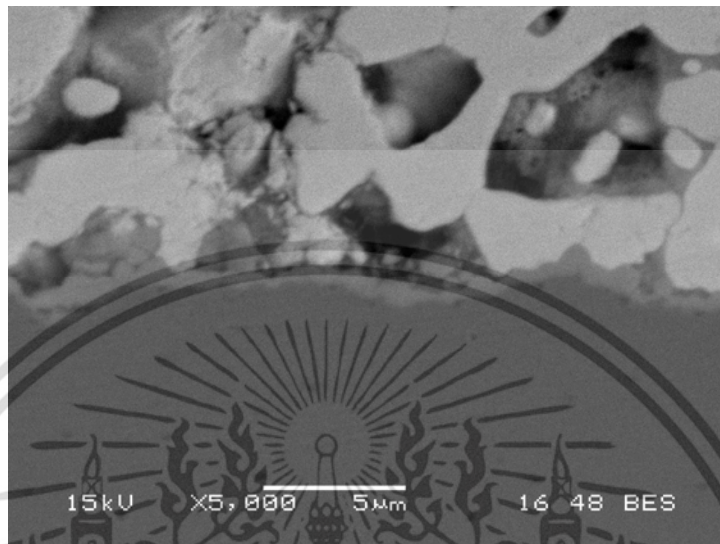


รูปที่ ก.47 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง



รูปที่ ก.48 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

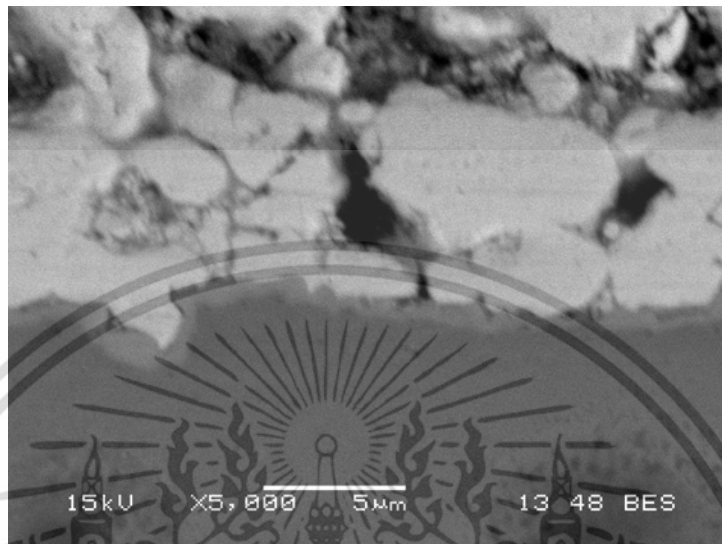


รูปที่ ก.49 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง

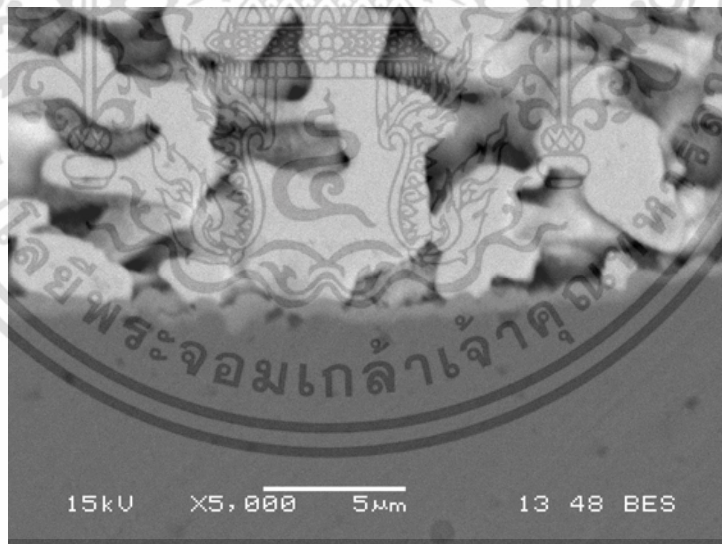


รูปที่ ก.50 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และบ่มที่อุณหภูมิ 50°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

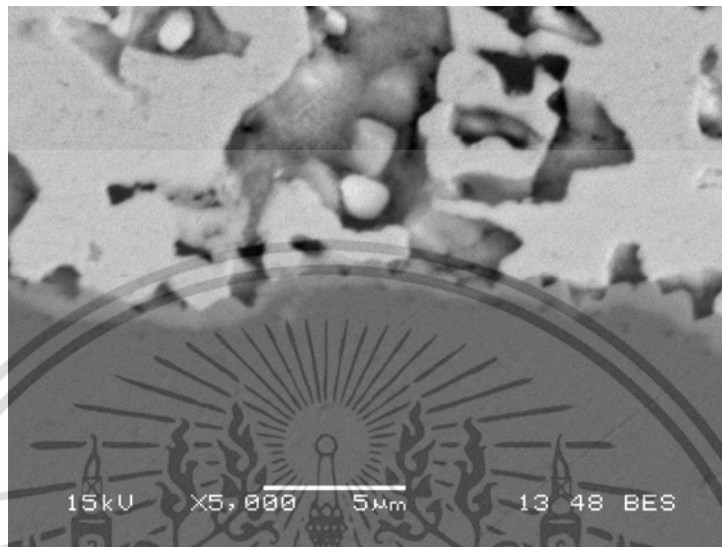


รูปที่ ก.51 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน

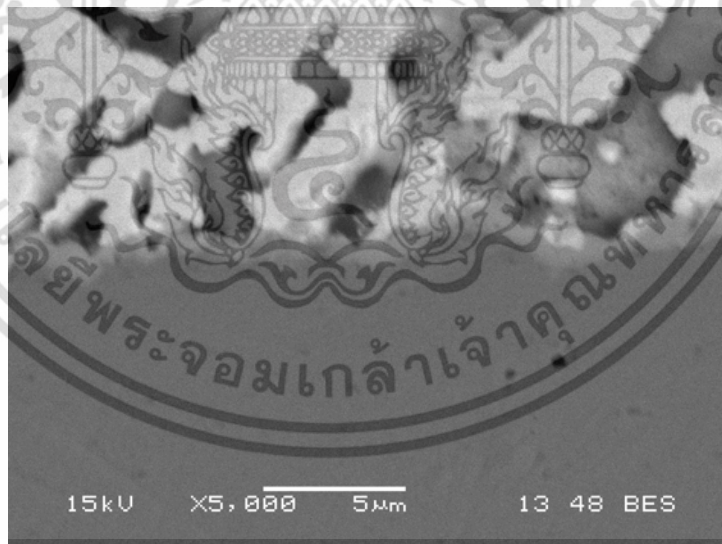


รูปที่ ก.52 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง

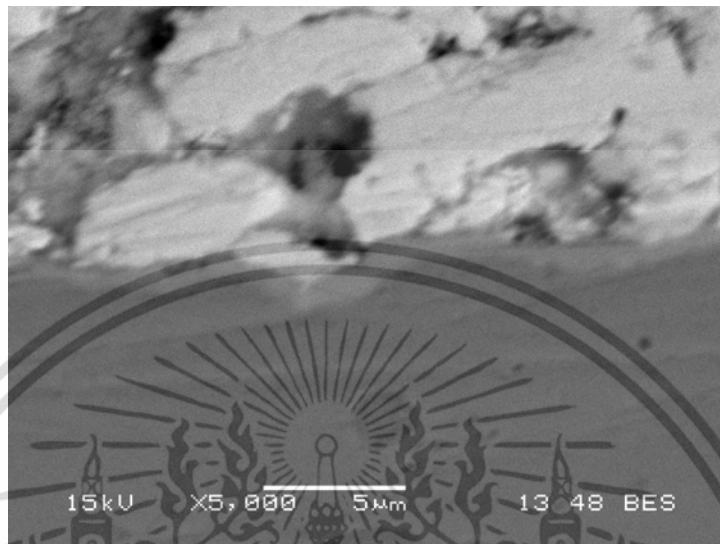
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



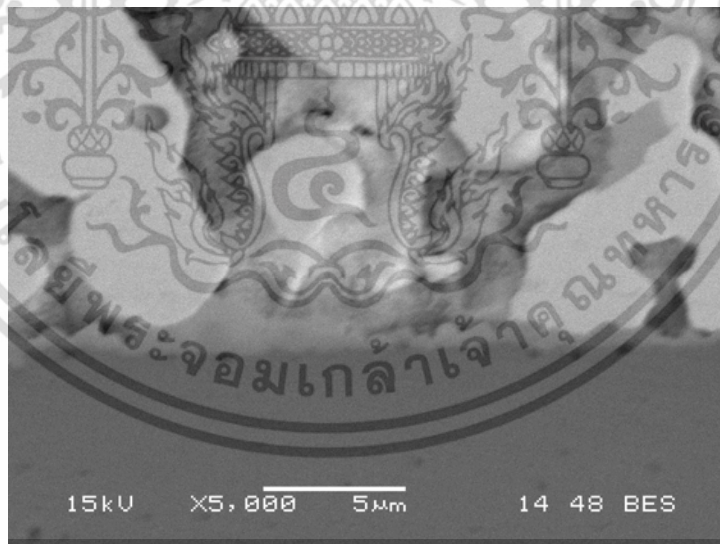
รูปที่ ก.53 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง



รูปที่ ก.54 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง

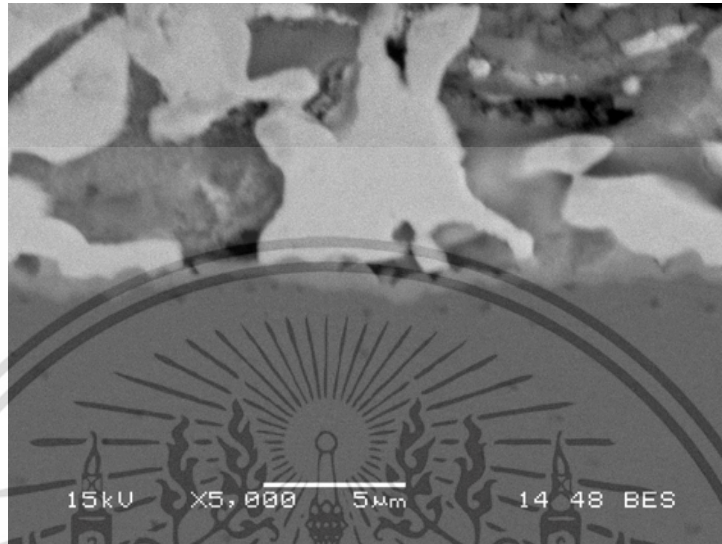


รูปที่ ก.55 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และบ่มที่อุณหภูมิ 75°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง



รูปที่ ก.56 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน

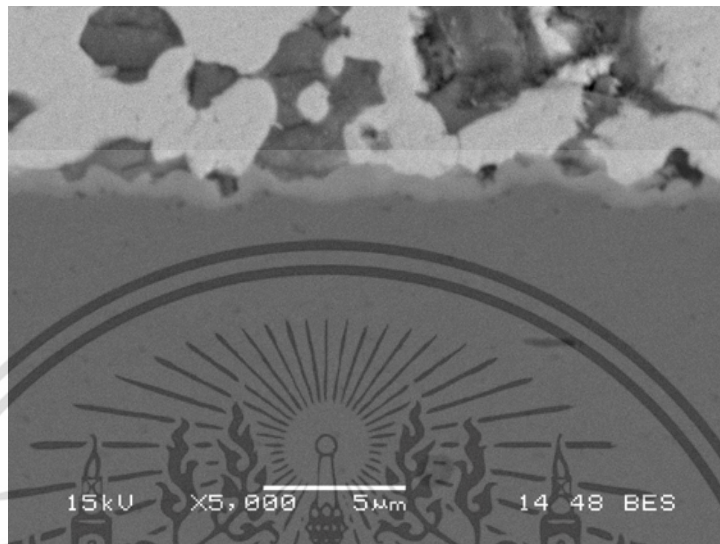
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



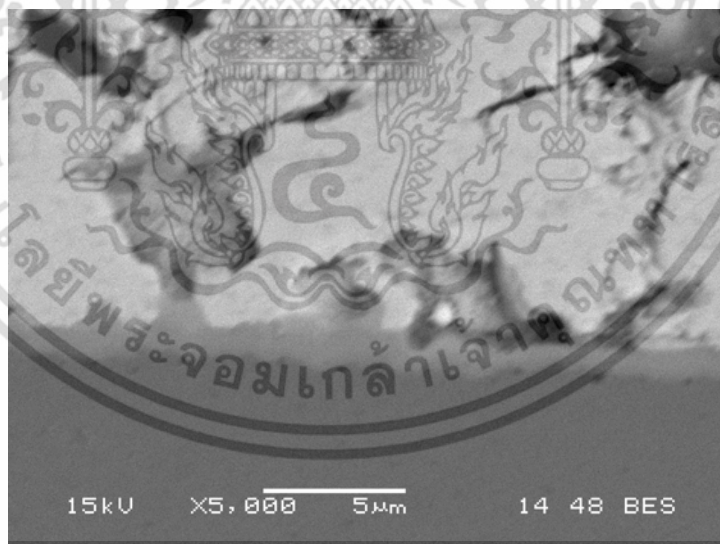
รูปที่ ก.57 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง



รูปที่ ก.58 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง



รูปที่ ก.59 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง

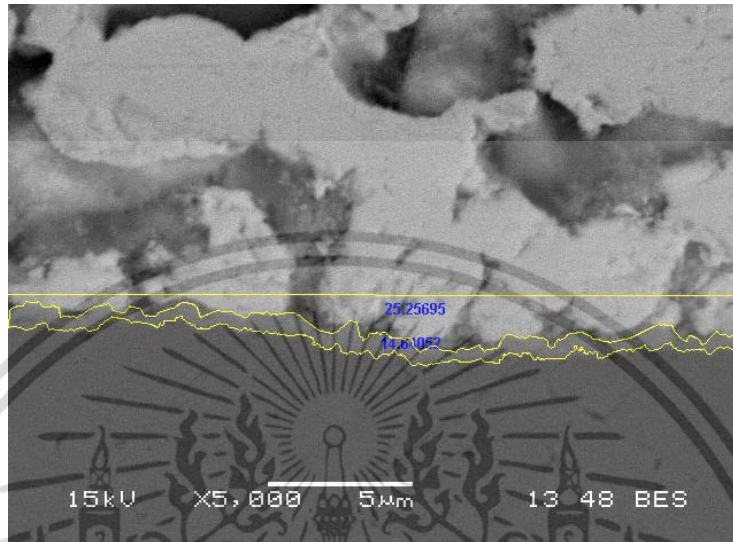


รูปที่ ก.60 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรี สำหรับโลหะพื้นที่อบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600°C และบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง

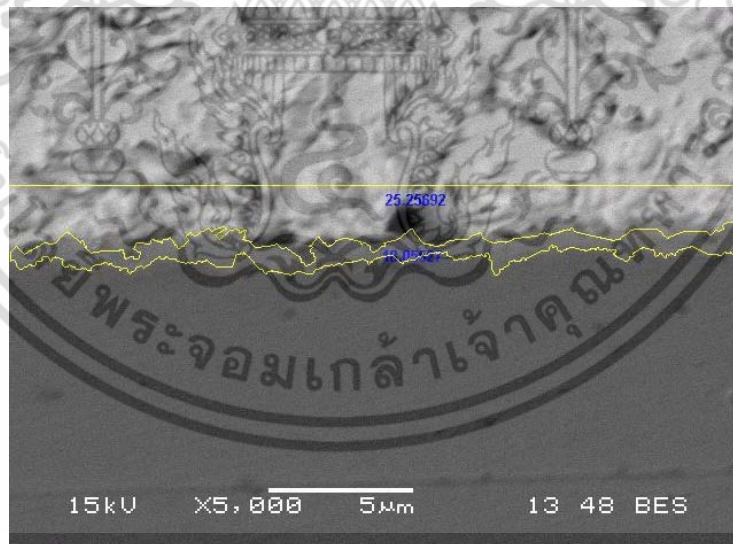
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

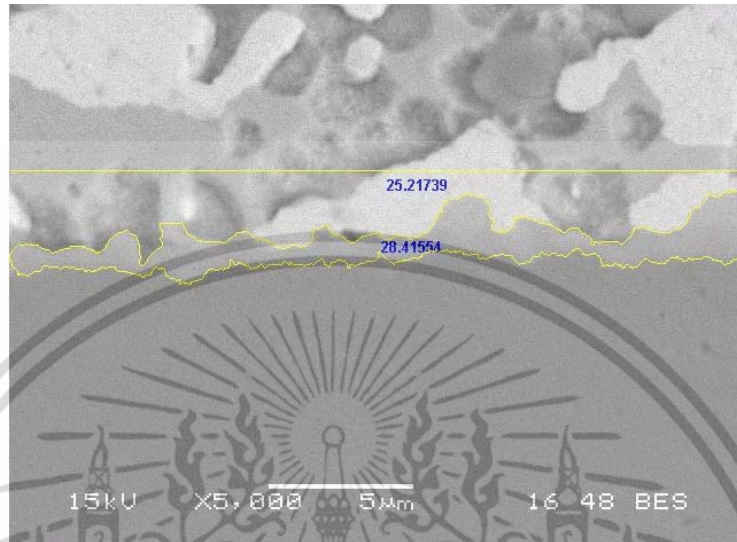


รูปที่ ข.1 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน (0.57966  $\mu\text{m}$ )

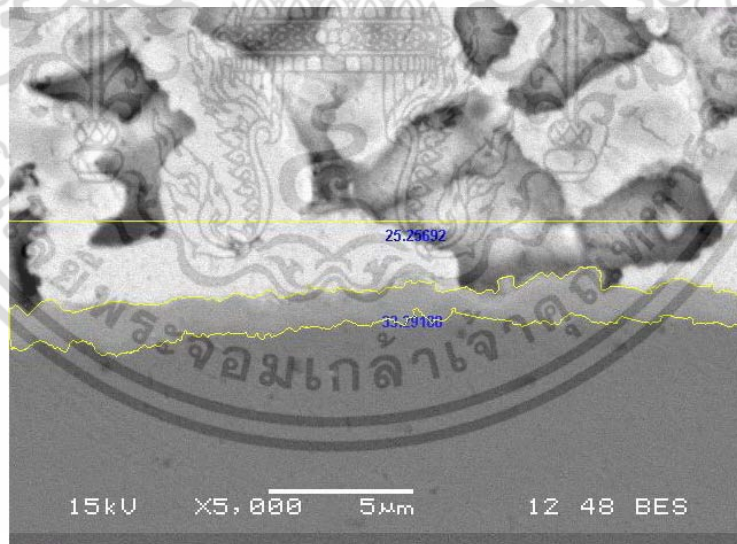


รูปที่ ข.2 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นไม้ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มด้วยความร้อน 50°C ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (0.71486  $\mu\text{m}$ )

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

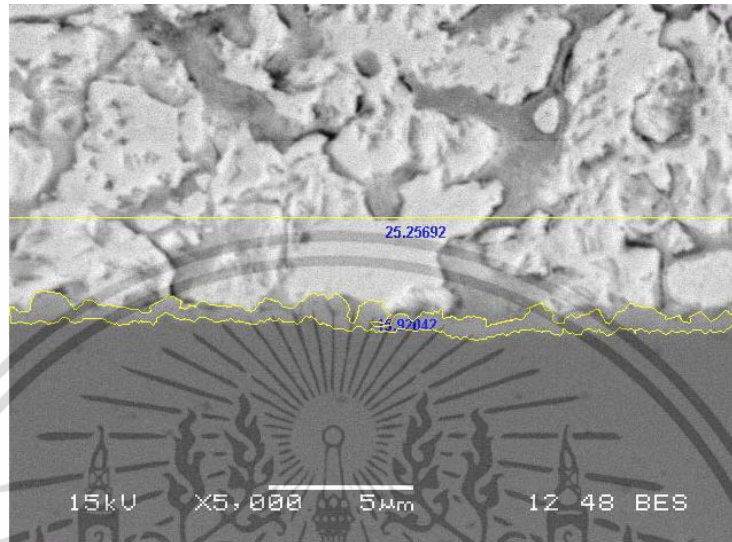


รูปที่ ข.3 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่ไม่ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มด้วยความร้อน 75°C ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (1.12506  $\mu\text{m}$ )

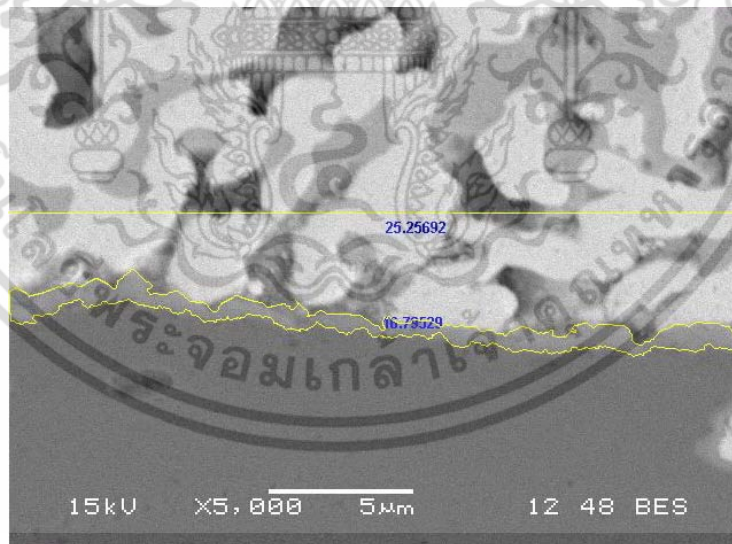


รูปที่ ข.4 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่ไม่ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มด้วยความร้อน 100°C ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (1.31812  $\mu\text{m}$ )

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

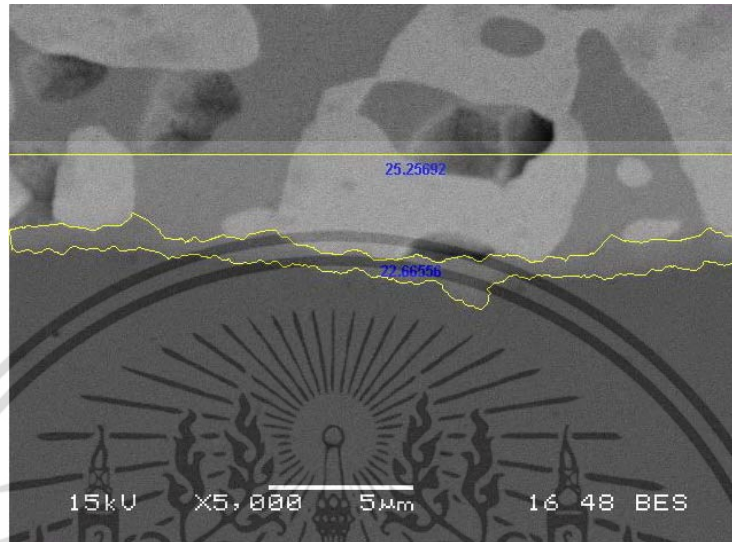


รูปที่ ข.5 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่อบด้วยอุณหภูมิ 400°C และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (0.63034  $\mu\text{m}$ )

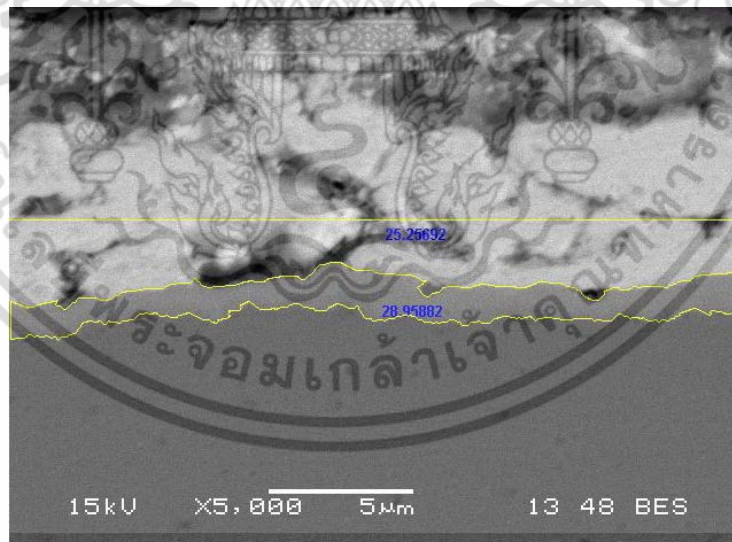


รูปที่ ข.6 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่อบด้วยอุณหภูมิ 400°C และบ่มด้วยความร้อน 50°C ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (0.66498  $\mu\text{m}$ )

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

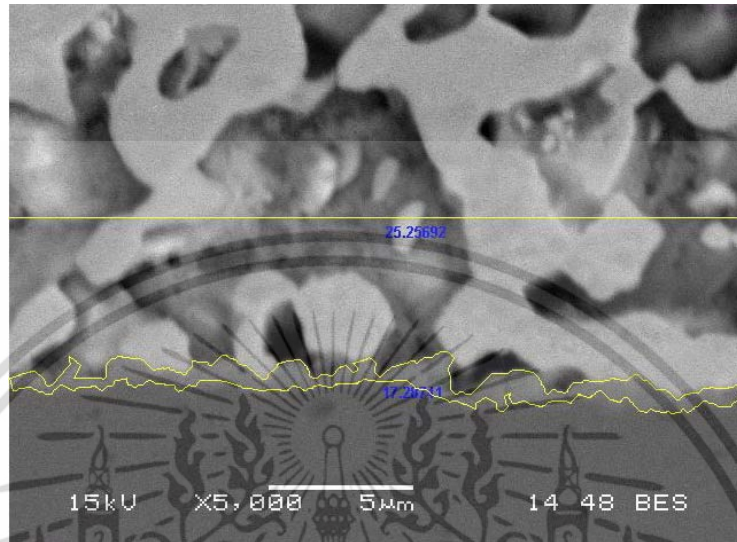


รูปที่ ข.7 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่อบด้วยอุณหภูมิ 400°C และบ่มด้วยความร้อน 75°C ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (0.89740 μm)

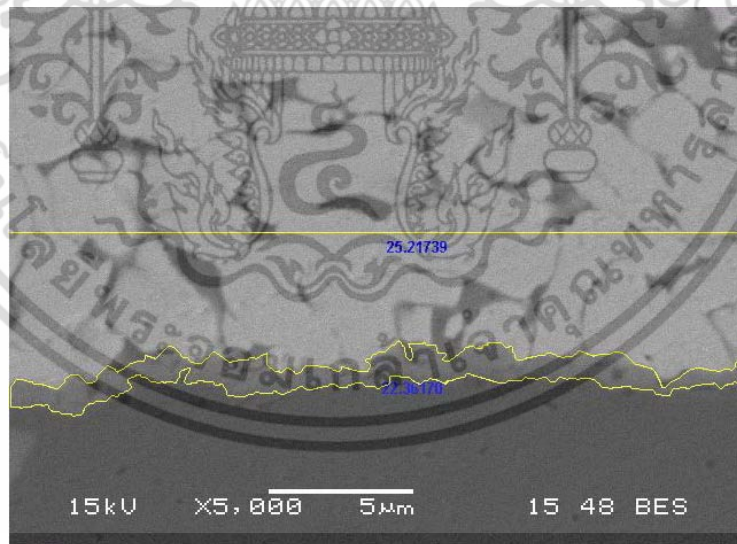


รูปที่ ข.8 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่อบด้วยอุณหภูมิ 400°C และบ่มด้วยความร้อน 100°C ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (1.14657 μm)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

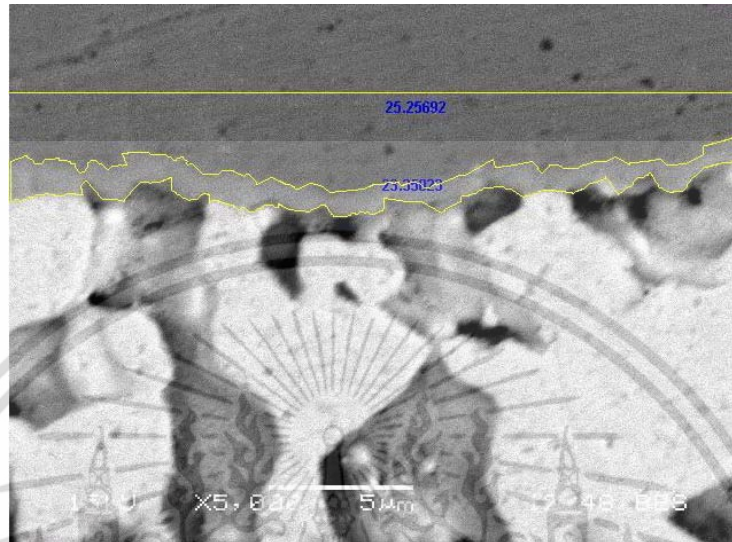


รูปที่ ข.9 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่อบด้วยอุณหภูมิ 500°C และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (0.68446  $\mu\text{m}$ )

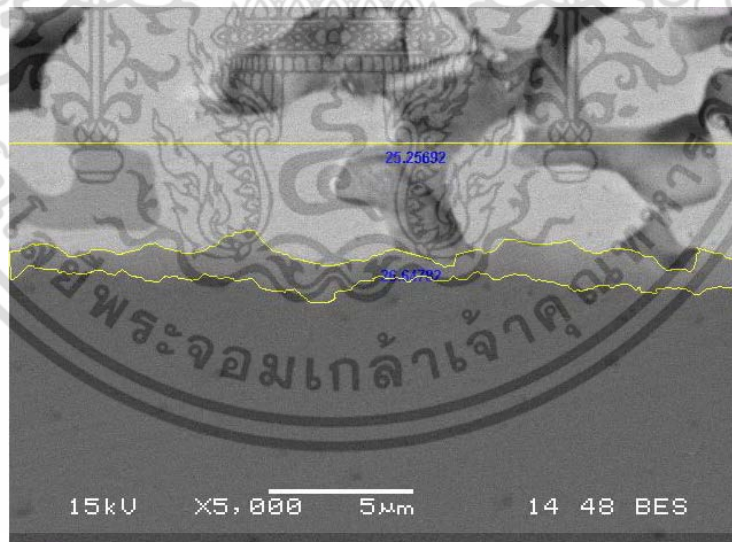


รูปที่ ข.10 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่อบด้วยอุณหภูมิ 500°C และบ่มด้วยความร้อน 50°C ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (0.88537  $\mu\text{m}$ )

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

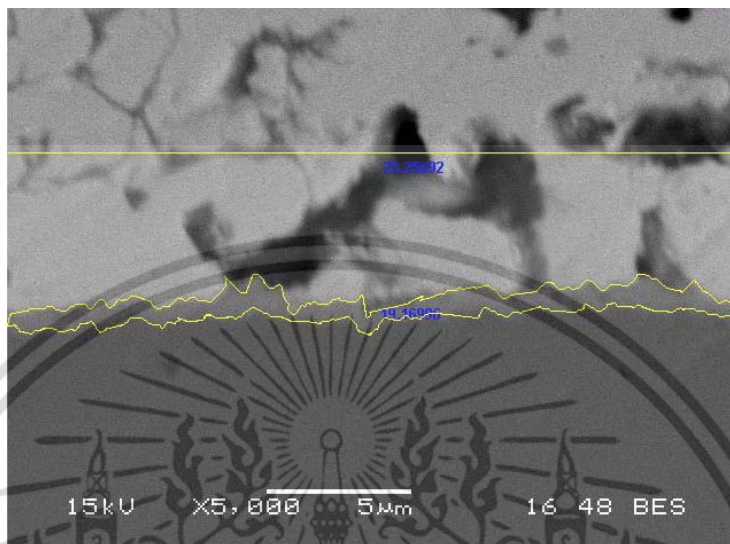


รูปที่ ข.11 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่อบด้วยอุณหภูมิ 500°C และบ่มด้วยความร้อน 75°C ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (0.92451 μm)



รูปที่ ข.12 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่อบด้วยอุณหภูมิ 500°C และบ่มด้วยความร้อน 100°C ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (1.05507 μm)

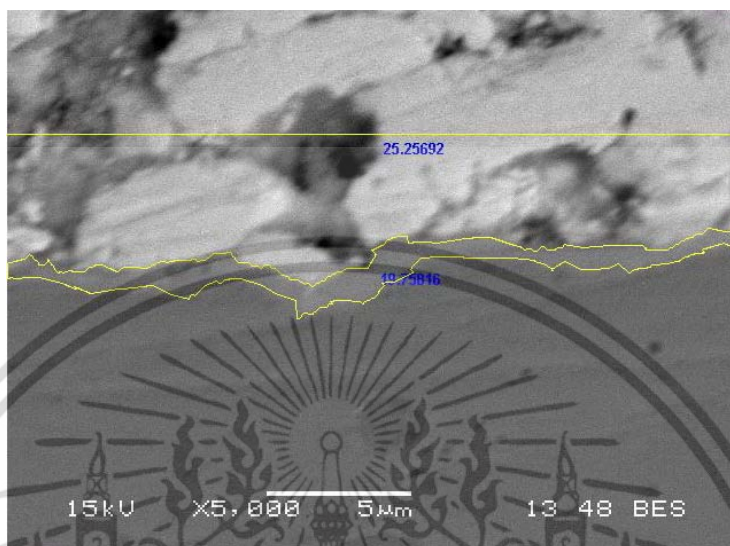
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



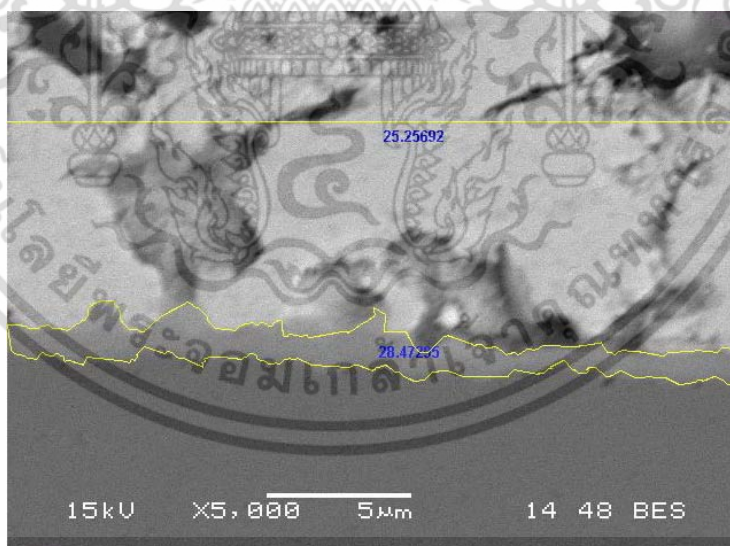
รูปที่ ข.13 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่อบด้วยอุณหภูมิ 600°C และไม่ได้บ่มด้วยความร้อน ในสภาวะของแข็งเป็นเวลา 500 ชั่วโมง (0.75900  $\mu\text{m}$ )



รูปที่ ข.14 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่อบด้วยอุณหภูมิ 600°C และบ่มด้วยความร้อน 50°C ในสภาวะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (0.80772  $\mu\text{m}$ )



รูปที่ ก.15 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่อบด้วยอุณหภูมิ 600°C และบ่มด้วยความร้อน 75°C ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (0.78229 μm)



รูปที่ ข.16 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะพื้นที่อบด้วยอุณหภูมิ 600°C และบ่มด้วยความร้อน 100°C ในสถานะของแข็ง เป็นเวลา 500 ชั่วโมง (1.12733 μm)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## Project 1 - Sample 15

Spectrum processing :  
No peaks omitted

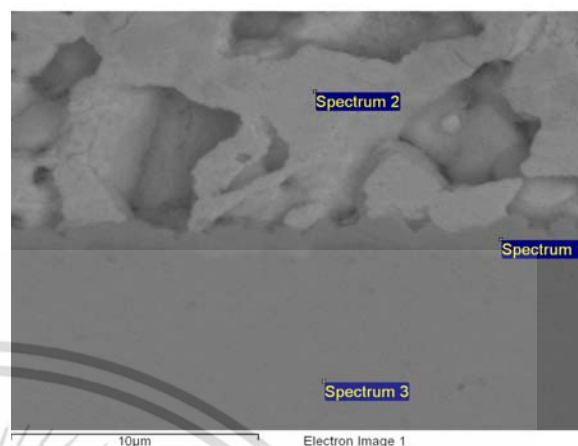
Processing option : All elements analyzed  
(Normalised)  
Number of iterations = 3

Standard :

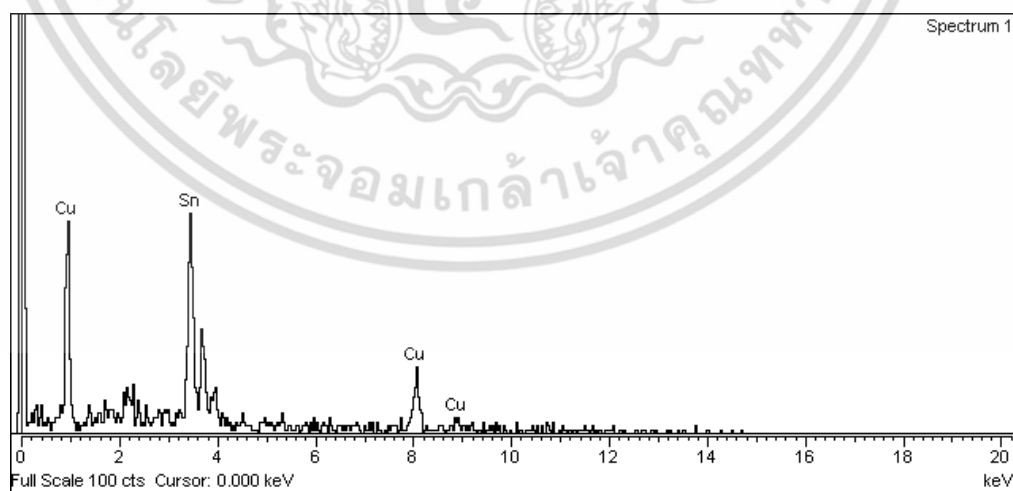
Cu Cu 1-Jun-1999 12:00 AM

Sn Sn 1-Jun-1999 12:00 AM

Element	Weight%	Atomic%
Cu L	43.68	59.16
Sn L	56.32	40.84
Totals	100.00	



Label : Spectrum 1  
Collected : 24-Apr-2014 02:36 PM  
Livetime (s) : 19.76  
Real time (s) : 22.87  
Detector : Silicon  
Window : SATW  
Tilt (deg) : 0.0  
Elevation (deg) : 35.0  
Azimuth (deg) : 0.0  
Magnification : 5000 X  
Accelerating voltage ( kV ) : 15.00  
Process time : 6



รูปที่ ค.1 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของชิ้นงานที่ไม่ได้อบเปลี่ยนขนาดเกรน และบ่มด้วยความร้อน 100°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## Project 1 - Sample 30

Spectrum processing :  
No peaks omitted

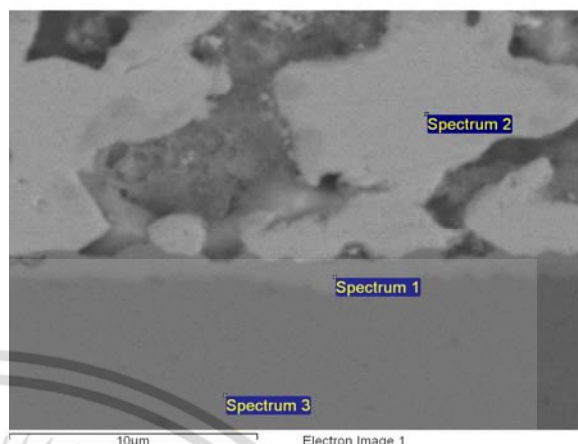
Processing option : All elements analyzed  
(Normalised)  
Number of iterations = 3

Standard :

Cu Cu 1-Jun-1999 12:00 AM

Sn Sn 1-Jun-1999 12:00 AM

Element	Weight%	Atomic%
Cu L	44.05	59.52
Sn L	55.95	40.48
Totals	100.00	



Label : Spectrum 1  
Collected : 24-Apr-2014 02:49 PM  
Livetime (s) : 23.30  
Real time (s) : 27.30  
Detector : Silicon  
Window : SATW  
Tilt (deg) : 0.0  
Elevation (deg) : 35.0  
Azimuth (deg) : 0.0  
Magnification : 5000 X  
Accelerating voltage ( kV ) : 15.00  
Process time : 6



รูปที่ ค.2 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของชิ้นงานอบเปลี่ยนขนาดเกรนที่ 400°C และบ่มด้วยความร้อน 100°C เป็นเวลา 500 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การศึกษาอิทธิพลของแผ่นรองทองแดงและการบ่มด้วยความร้อนที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงของชั้น  
สารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นในการบัดกรีโดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi  
Study of Thermal Aging on Evolution of Intermetallic Compounds Between Sn-58Bi Lead-Free  
Solder and Cu Substrate

เทอดศักดิ์ ใจงาม<sup>1</sup> และ กรรณชัย กัลยาศิริ<sup>1</sup>

Therdsak Jaingam<sup>1</sup> and Kannachai Kanlayasiri<sup>1</sup>

บทคัดย่อ

ในงานวิจัยนี้ได้ศึกษาอิทธิพลของแผ่นรองทองแดง และอิทธิพลของการบ่มด้วยความร้อนหลังการบัดกรีที่มีต่อโครงสร้างชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นในการบัดกรีแบบจุ่ม โดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi โลหะพื้นที่ใช้จะเป็นโลหะทองแดงบริสุทธิ์ 99.98 เปอร์เซ็นต์ นำไปอบที่อุณหภูมิคงที่ 400 °C, 500 °C และ 600 °C ใช้เวลาในการอบคงที่ 30 นาที เพื่อให้เกิดขนาดเกรนที่แตกต่างกัน หลังจากนั้นนำชิ้นงานมาบัดกรีที่อุณหภูมิ 270 °C เป็นเวลา 10 วินาที และทำการบ่มที่อุณหภูมิ 75 °C เป็นเวลา 10, 100 และ 500 ชั่วโมงตามลำดับ โครงสร้างจุลภาคระหว่างพื้นผิวตรวจสอบโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสงและกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด สำหรับการระบุปริมาณองค์ประกอบทางเคมีและโครงสร้างของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะใช้วิธี Energy dispersive X-ray spectroscopy หลังการบัดกรีปรากฏเฟสของสารประกอบเชิงโลหะอยู่ระหว่างเฟสของโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง โดยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามขนาดเกรนของโลหะพื้น Cu ในสภาวะของแข็ง

ABSTRACT

This thesis presents influence of copper substrate grain size and thermal aging on transformation of intermetallic compounds between Sn-58Bi lead-free solder and copper substrate. The substrate was 99.98% copper annealed at a temperature of 400 °C, 500 °C and 600 °C using a constant time of 30 minutes to achieve the grain in different sizes. Dip soldering was performed at 270 °C for 10 seconds to initiate the reaction between solder and substrate. Solder specimens were thermally aged at the used for indicating chemical composition of intermetallic compounds at the interface. After soldering there was Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> between the solder and the copper substrate. Thickness of the intermetallic compound

Key Words : lead free solder, Sn-58Bi, intermetallic compounds

e-mail address : therdsak\_jai@hotmail.com

<sup>1</sup>สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง กรุงเทพฯ 10520

<sup>1</sup>Department of Industrial Engineering, Faculty of Engineering, King Mongkut's Institute of Technology Ladkang, Bangkok 10520

of 75°C for 10, 100 and 500 hours, respectively. Optical microscope and scanning electron microscope were used to verify interfacial structures. Energy dispersive X-ray spectroscopy was tend to increase with the grain size of copper substrate. After thermal aging, the growth of intermetallic compound increased linearly with the aging time and the diffusion coefficient of the intermetallic phase decreased when the grain size of copper substrate was increased.

## คำนำ

อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ในปัจจุบันมีการพัฒนาอย่างมากโดยกระบวนการบัดกรีเป็นหนึ่งในกระบวนการที่สำคัญในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ ซึ่งโลหะบัดกรีที่ใช้ในการบัดกรีนั้นได้ถูกพัฒนา จากอดีตที่มีสารตะกั่วเป็นองค์ประกอบมาจนถึงปัจจุบันที่ใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว (Lead-free Solder) โดยตะกั่วเป็นสารอันตรายที่ส่งผลกระทบต่อสภาพแวดล้อมและร่างกายมนุษย์ เพื่อลดผลกระทบจากสารตะกั่ว ซึ่งเป็นไปตามข้อบังคับเกี่ยวกับการใช้สารอันตรายในสินค้าอิเล็กทรอนิกส์ หรือ Restriction on Hazardous Substances (RoHS) ที่กำหนดโดยคณะกรรมการการยุโรป หรืออีซี (EC-European Commission) (ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ, 2549) โดยกระบวนการบัดกรีบนแผ่นทองแดงนั้นจะทำให้เกิดสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds) ระหว่างแผ่นรอง (Substrate) กับโลหะบัดกรี (Coombs Jr. et al., 1995; Ray P., 1997) สารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างพื้นผิวทองแดงและโลหะบัดกรีจะมีผลต่อความน่าเชื่อถือของรอยต่อบัดกรีเมื่อนำไปใช้งาน (Wei et al., 2002; Lau J., 1991) เนื่องจากมอดูลัสความยืดหยุ่น (Elastic modulus) หรือยังมอดูลัส (Young's modulus) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีค่าลดลงจากการเพิ่มความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ซึ่งหมายความว่า ถ้าสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างทองแดงและโลหะบัดกรีมีความหนาเพิ่มขึ้น ก็จะมีค่าความแข็งแรงลดลง (Limaye, 2008)

สำหรับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ในปัจจุบันมีหลากหลายกลุ่ม โดยโลหะบัดกรี Sn-58Bi ก็เป็นโลหะบัดกรีอีกกลุ่มที่นิยมใช้ เนื่องจากมีการหลอมเหลวแบบยูเทคติก โลหะบัดกรีชนิดนี้มีจุดเด่นคือ มีอุณหภูมิหลอมเหลวที่ต่ำมากคือประมาณ 139 °C สามารถใช้งานกับอุปกรณ์ที่ไม่สามารถทนความร้อนในการบัดกรีสูงๆได้ ลักษณะโครงสร้างของโลหะบัดกรีชนิดนี้จะมีลักษณะเป็นแผ่นแบบ Lamellar ซึ่งมีความสามารถในการเชื่อมประสานที่ค่อนข้างดี (Carol et al.)

ในการวิจัยนี้จะศึกษาวิวัฒนาการและกลไกการเติบโตของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn – 58Bi กับโลหะพื้นทองแดง โดยนำแผ่นทองแดงที่จะทดลองมาอบให้ความร้อนเพื่อให้เกิดขนาดเกรนที่แตกต่างกันโดยใช้อุณหภูมิในการอบ 400, 500 และ 600 °C ใช้เวลาในการอบคงที่ 30 นาที แล้วนำมาบัดกรีแบบจุ่มโดยใช้อุณหภูมิคงที่ที่ 270 °C และระยะเวลาในการบัดกรี 10 วินาที หลังจากนั้นนำไปป้อมด้วยความร้อน (Thermal aging) ที่อุณหภูมิ 75°C ด้วยเวลา 10, 100 และ 500 ชั่วโมง และนำชิ้นงานมาวิเคราะห์ชั้นโครงสร้างสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## วิธีการทดลอง

ในงานวิจัยนี้ใช้แผ่นทองแดงบริสุทธิ์ 99.98% เป็นโลหะพื้นในการบัดกรี และนำมาตัดด้วยเครื่องตัดโลหะแผ่น ให้มีขนาด  $10 \times 50 \times 3$  mm. จำนวน 16 ชิ้น โดยแบ่ง 4 ชุด ชุดละ 4 ชิ้น มาอบโดยใช้เตาอบแบบท่อ (Tube furnace) ยี่ห้อ Carbolite ที่อุณหภูมิ 400, 500 และ 600 °C ตามลำดับใช้เวลาในการอบคงที่ 30 นาที เพื่อให้เกิดขนาดเกรนที่แตกต่างกัน ดังแสดงใน Figure 1 โดยอีก 1 ชุดจะไม่ทำการอบ เพื่อใช้เป็นชิ้นงานเริ่มต้นในการเปรียบเทียบ หลังจากทำการอบแล้วจะนำชิ้นงานแต่ละชิ้นมาทำความสะอาดพื้นผิวด้วยสารละลายกรดไฮโดรคลอริก (HCL) ผสมกับน้ำ ( $H_2O$ ) ในอัตราส่วน 1:1 โดยปริมาตร และทำความสะอาดในเอทานอล (Ethanol) โดยปล่อยให้แห้งในอากาศ ก่อนบัดกรีจุ่มแผ่นทองแดงลงในฟลักซ์ Ultracore Flux AMR N-1003 โดยปล่อยให้แห้งในอากาศ และนำไปจุ่มลงในโลหะบัดกรีเหลวอุณหภูมิคงที่ที่ 270 °C เป็นเวลา 10 วินาที โดยการควบคุมอุณหภูมิในเตาหลอมมีความคลาดเคลื่อนไม่เกิน  $\pm 2$  °C จากนั้นแบ่งชิ้นงานตามแต่ละอุณหภูมิที่ใช้อบออกเป็น 4 ชุด ชุดละ 4 ชิ้น นำชิ้นงานมาบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 75 °C โดยใช้เครื่องบ่มความร้อนรุ่นยี่ห้อ Phoenix II มีความคลาดเคลื่อนของอุณหภูมิไม่เกิน  $\pm 1$  °C เป็นเวลา 10, 100 และ 500 ชั่วโมงตามลำดับ โดยมี 1 ชิ้นของแต่ละอุณหภูมิที่ใช้อบจะไม่ทำการบ่ม โดยใช้เป็นชิ้นงานเริ่มต้นในการเปรียบเทียบ เพื่อทดสอบการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคในเวลาที่ถูกบ่มต่างกัน เมื่อทำการบ่มเรียบร้อยแล้ว นำชิ้นงานทั้ง 4 ชุด มาทำการตัดให้เหลือความยาว 25 mm โดยใช้เครื่องตัดแบบแรงโน้มถ่วงยี่ห้อ Struers รุ่น Minitom หลังจากนั้นนำชิ้นงานทั้งหมดหล่อใส่เรซินแล้วมาขัดระนาบโดยขัดด้วยกระดาษทราย ที่ทำจากผงซิลิคอนคาร์ไบด์ตั้งแต่เบอร์ 600, 800, 1000, 1200 และ 2000 ตามลำดับ หลังจากนั้นขัดด้วยผงขัด (Polishing) โดยใช้ผงขัดที่ทำจากอะลูมินา ( $Al_2O_3$ ) ขนาด 0.3 ไมครอน บนสั๊กหลอดโดยใช้เครื่องขัดระนาบ Grinding Polishing Equipment เพื่อทำการขัดจนเป็นมันเงา จากนั้นนำชิ้นงานมากัดผิวหน้าของชิ้นงานด้วยกรดที่ประกอบด้วย 93 % Ethanol: 5 % Nitric: 2% Hydrochloric โดยใช้เวลาในการกัดประมาณ 30 วินาที แล้วจึงนำไปตรวจดูโครงสร้าง และ Scanning electron microscope (SEM) และใช้ Energy dispersive X-ray (EDX) เพื่อศึกษาองค์ประกอบทางเคมีของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi และโลหะพื้นทองแดงและวัดความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น โดยใช้โปรแกรม Image-Pro Express จากนั้นหาความสัมพันธ์ระหว่างความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาในการบ่ม

## ผลการทดลองและวิเคราะห์ผล

ในการบัดกรีด้วยวิธีการจุ่มทองแดงลงในโลหะบัดกรีที่มีจุดหลอมเหลวประมาณ 139 °C เมื่อทองแดงสัมผัสกับโลหะบัดกรีเหลว ทำให้เกิดการแพร่ของอะตอมอย่างรวดเร็ว และเกิดการรวมตัวเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ และจากการวิเคราะห์เชิงปริมาณโดยใช้ SEM ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า เพื่อระบุองค์ประกอบทางเคมีสำหรับชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ปรากฏอนุภาคที่มีขนาดเล็กของชั้นสารประกอบเชิงโลหะผลการวิเคราะห์เชิงปริมาณระบุองค์ประกอบทางเคมีสำหรับชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ใน Figure 2 (a) (ตำแหน่ง +) พบว่าสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นคือเฟส  $Cu_6Sn_5$  หรือที่เรียกว่า  $\eta$  - phase (Eta phase) จะเกิดที่ระหว่างพื้นผิวโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

(Solder/Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>/Cu) ดังแสดงใน Figure 2-5 กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวมที่มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มเวลาการบ่ม โดยการเพิ่มขึ้นสำหรับการบ่ม 75 °C ที่เวลา 0 - 500 ชั่วโมงของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดจากโลหะพื้นที่ไม่ได้มีการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรน จะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วและชัดเจน ซึ่งแตกต่างกับสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดจากโลหะพื้นที่ยุณหภูมิที่เปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 400 - 600 °C ที่จะมีวิวัฒนาการการเติบโตใกล้เคียงกันที่เวลาการบ่ม 0 - 100 ชั่วโมง แต่จะมีการเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วที่เวลาการบ่ม 100 - 500 ชั่วโมง สำหรับความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi และโลหะพื้นทองแดง จะใช้ภาพถ่ายจาก SEM Figure 2 - 5 ที่กำลังขยาย 2000 เท่า เท่ากันในทุกๆชิ้นงาน โดยใช้โปรแกรม Image-Pro Express เพื่อหาพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจะคำนวณจากสมการที่ 1

$$h = \frac{A}{L} \quad (1)$$

เมื่อ h คือ ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (μm), A คือ พื้นที่ของชั้นของสารประกอบเชิงโลหะ (μm<sup>2</sup>), L คือ ความยาวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (μm)

ในสภาวะของแข็งชิ้นงานที่ไม่ได้ผ่านการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรน และผ่านการบ่ม 75 °C ที่ระยะเวลา 0 - 500 ชั่วโมงหลังการบัดกรี ปรากฏ Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> ระหว่างโลหะพื้นและโลหะบัดกรีโดยกลไกการเติบโตของอนุภาคและชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเพิ่มขึ้นกับการเพิ่มเวลาการบ่ม และมีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 5.23, 6.05, 7.21 และ 8.40 μm ตามลำดับสามารถแสดงได้ดัง Figure 2 เมื่อเปลี่ยนโลหะพื้นเป็นโลหะพื้นทองแดง ที่ได้รับการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 400 °C โครงสร้างจุลภาคของรอยต่อบัดกรี โดยที่ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ในสภาวะที่ไม่มีการบ่ม มีค่าเท่ากับ 7.36 μm แต่เมื่อเพิ่มการบ่มเป็น 10, 100 และ 500 ชั่วโมง ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> จะเพิ่มเป็น 8.95, 7.46 และ 8.37 μm ตามลำดับ สาเหตุที่ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดจากโลหะพื้นที่ยุณหภูมิ 400 °C และบ่มที่อุณหภูมิ 75 °C เป็นเวลา 10 ชั่วโมง มีค่าสูงมาก เนื่องจากเหตุผลทางด้านความเรียบของชิ้นงาน ที่ทำให้เกิดพื้นที่ผิวสำหรับการแพร่มาก จึงทำให้เกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มากกว่าปกติสามารถแสดงได้ดัง Figure 3

Figure 4 และ 5 แสดงโครงสร้างจุลภาคการบัดกรีโดยที่โลหะพื้นที่ยุณหภูมิที่เปลี่ยนขนาดเกรนที่อุณหภูมิ 500 °C และ 600 °C ตามลำดับ โดยสารประกอบเชิงโลหะจากโลหะพื้นที่ยุณหภูมิที่เปลี่ยนขนาดเกรนที่ 500 °C และบ่มที่อุณหภูมิ 75 °C เป็นเวลา 0, 10, 100 และ 500 ชั่วโมง จะมีความหนา 7.30, 7.51, 7.62 และ 8.42 μm ตามลำดับ โดยที่จะสังเกตเห็นได้ว่า ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นชัดเจน เช่นเดียวกับสารประกอบเชิงโลหะจากโลหะพื้นที่ยุณหภูมิที่เปลี่ยนขนาดเกรนที่ 600 °C ที่มีความหนาของสารประกอบเชิงโลหะหลังบ่มที่อุณหภูมิ 75 °C เป็นเวลา 0, 10, 100 และ 500 ชั่วโมง เท่ากับ 7.98, 7.72, 7.91 และ 8.68 μm ตามลำดับ ดังแสดงใน Table 1

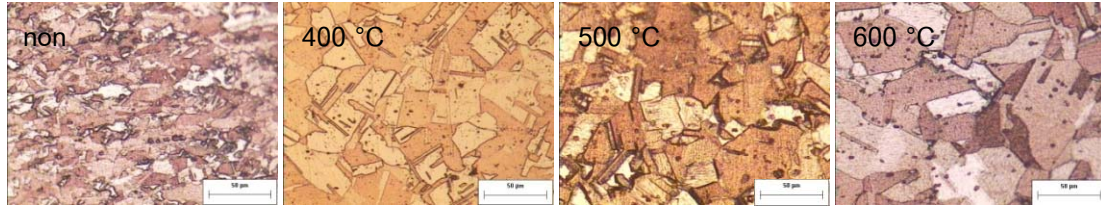


Figure 1 Grain boundary of Cu substrate was annealed at a temperature

Table 1 Thickness of intermetallic compound layer

Aging Time (hr)	Annealing Temperature (°C)			
	0(°C)	400(°C)	500(°C)	600(°C)
0	5.250	7.360	7.300	7.980
10	6.050	8.950	7.510	7.720
100	7.210	7.460	7.620	7.910
500	8.400	8.370	8.420	8.680

IMC Thickness ( $\mu\text{m}$ )

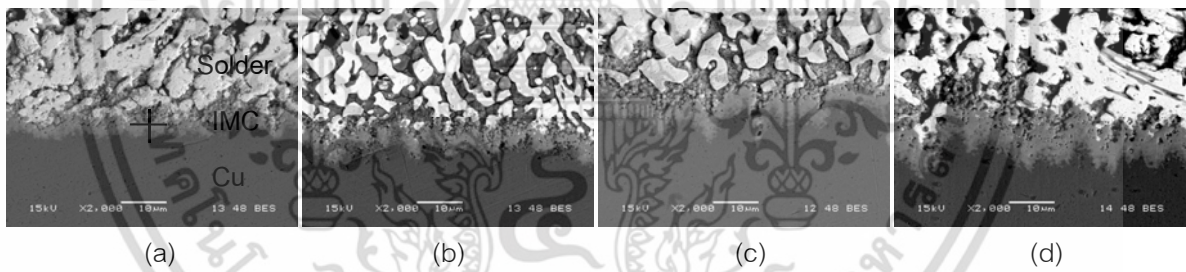


Figure 2 SEM micrographs of the interface between Sn-58Bi solder and Cu substrate non annealed temperature and after aging at 75°C for (a)non aging, (b)10 hr., (c)100 hr. and (d)500 hr.

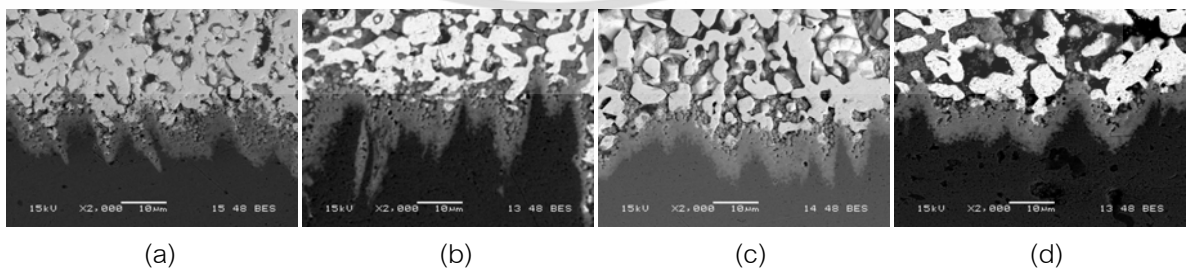


Figure 3 SEM micrographs of the interface between Sn-58Bi solder and Cu substrate was annealed at a temperature of 400°C and after aging at 75°C for (a)non aging, (b)10 hr., (c)100 hr. and (d)500 hr.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

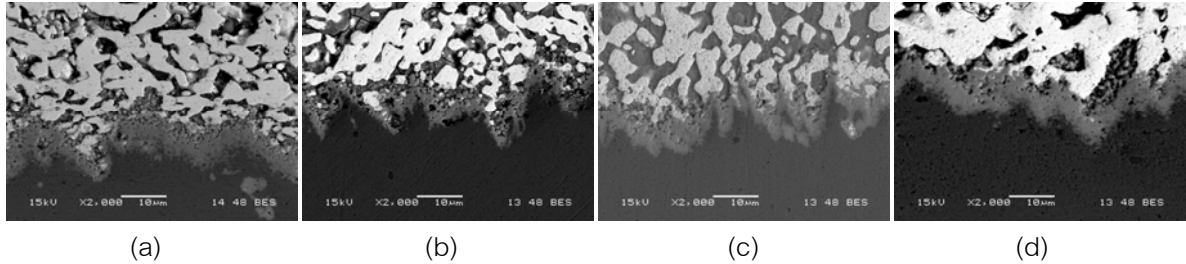


Figure 4 SEM micrographs of the interface between Sn-58Bi solder and Cu substrate was annealed at a temperature of 500°C and after aging at 75°C for (a)non aging, (b)10 hr., (c)100 hr. and (d)500 hr.

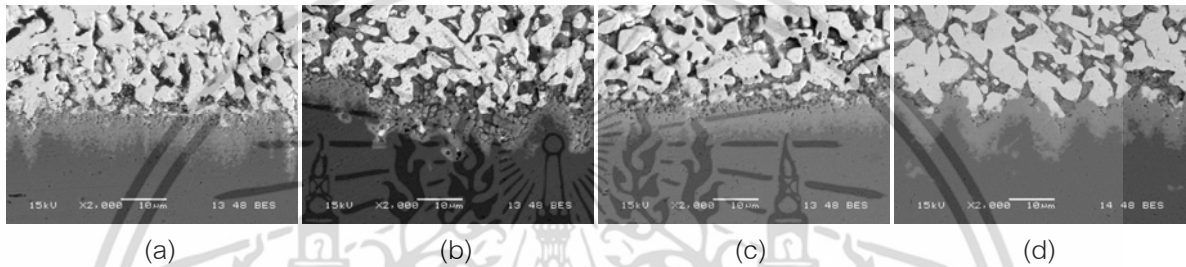


Figure 5 SEM micrographs of the interface between Sn-58Bi solder and Cu substrate was annealed at a temperature of 600°C and after aging at 75°C for (a)non aging, (b)10 hr., (c)100 hr. and (d)500 hr.

กลไกการเติบโตที่โลหะพื้นมีขนาดเกรนปกติ และกลไกการเติบโตที่โลหะพื้นได้รับการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรน รูปแบบความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการป้อนในสภาวะของแข็งสามารถแสดงโดยสมการ Simple parabolic

$$Y = kt^n \quad (2)$$

เมื่อ Y คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เวลา t, k คือ ค่าคงที่อัตราการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ และ n คือเลขยกกำลังของเวลา โดยทั่วไปแล้วกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะเป็นไปตามสมการเส้นตรง (Linear) ปริมาณเลขยกกำลังของเวลาเท่ากับ 0.5 (Rizvi et al., 2007; Yoon et al., 2008; Lau et al., 2002)

กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจึงเกี่ยวข้องกับสองขั้นตอน ขั้นตอนแรก คือ การแพร่ของทองแดงดีบุกไปยังชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ระหว่างพื้นผิวขณะเกิดการสัมผัสและยึดติด และขั้นตอนที่สอง คือ ปฏิกริยาทางเคมีระหว่างทองแดงและดีบุกภายในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ซึ่งเป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยปฏิกริยาในระยการเติบโตที่ช้าป่มด้วยความร้อนที่ส่งผลต่อการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยทั่วไปกำหนดจากขั้นตอนแรกหรือกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยการแพร่ในสภาวะของแข็ง โดยความหนาของชั้นคู่ควบคุมการแพร่ที่เป็นฟังก์ชันของเวลาสามารถกำหนดโดยสมการ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นอนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$$Y = Y_0 + \sqrt{Dt} \quad (3)$$

เมื่อ  $Y$  คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เวลา  $t$ ,  $Y_0$  คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรี และ  $D$  คือ สัมประสิทธิ์การแพร่ ( $\text{m}^2\text{s}^{-1}$ ) กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ สามารถกำหนดโดยการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิการบ่ม  $75^\circ\text{C}$  มาพล็อตกับรากที่สองของเวลาในการบ่ม,  $t^{1/2}$  โดยใช้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับ  $t^{1/2}$  ของเวลาการบ่ม นอกจากนั้น  $t^{1/2}$  ที่ให้เห็นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยการแพร่ สำหรับสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  สามารถคำนวณจากการวิเคราะห์การถดถอยแบบเส้นตรง  $y = a + bx$  เมื่อความชัน (Slope) =  $b$  สามารถแสดงได้ดัง Figure 6 จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับ  $t^{1/2}$  จึงสามารถคำนวณสัมประสิทธิ์การแพร่จากความชันได้ ปริมาณสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับอุณหภูมิการอบเพื่อเปลี่ยนขนาดเกรนของโลหะพื้นทองแดงที่แตกต่างกัน ในสภาวะการบ่มที่อุณหภูมิ  $75^\circ\text{C}$  โดยค่าคงที่หรือสัมประสิทธิ์การแพร่สำหรับชั้นสารประกอบเชิงโลหะ สามารถแสดงได้ดัง Table 2 สัมประสิทธิ์การแพร่ของสารประกอบเชิงโลหะ ที่แตกต่างกันจะเป็นดัชนีชี้วัดถึงอัตราเร็วของการเคลื่อนของอะตอม การเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับการเพิ่มเวลาการบ่ม

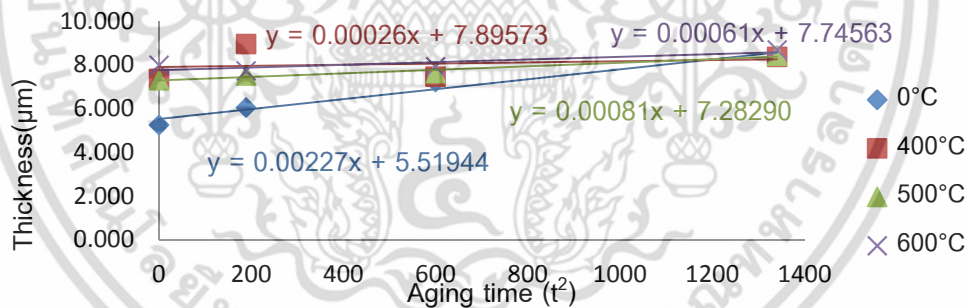


Figure 6 Thickness of intermetallic compound layer as a function of square root of aging

Table 2 Diffusion coefficient of the intermetallic phase

Aging Temperature( $^\circ\text{C}$ )	Annealing Temperature ( $^\circ\text{C}$ )	Intermetallic phase	Slope	$D(\text{m}^2/\text{s})$
75	-	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	$2.27 \times 10^{-3}$	$5.20 \times 10^{-6}$
	400		$2.60 \times 10^{-4}$	$6.86 \times 10^{-8}$
	500		$8.10 \times 10^{-4}$	$6.51 \times 10^{-7}$
	600		$6.10 \times 10^{-4}$	$3.77 \times 10^{-7}$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

### สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยนี้ได้ศึกษาพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีชนิด Sn-58Bi กับโลหะพื้นทองแดงที่ผ่านการอบเปลี่ยนขนาดเกรนจนมีขนาดเกรนต่างกัน และผ่านการบ่มด้วยความร้อน หลังการบัดกรีพบว่า ปรากฏโครงสร้างของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  อยู่ระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi และโลหะพื้นทองแดง การอบขยายขนาดเกรนโลหะพื้นทองแดงให้ใหญ่ขึ้นที่อุณหภูมิ 400 °C, 500 °C และ 600 °C ตามลำดับ จะส่งผลให้ขอบเกรนหรือ Grain boundary มีพื้นที่ลดลง ส่งผลให้สัมประสิทธิ์การแพร่ลดลง ซึ่งส่งผลต่อการแพร่ผ่านขอบเกรนของ Cu ซึ่งเป็นกระบวนการสำคัญในการเกิดสารประกอบเชิงโลหะ ทำให้สารประกอบเชิงโลหะที่เกิดจากการบัดกรีโดยใช้โลหะพื้นที่มีขนาดเกรนเล็ก จะมีสัมประสิทธิ์การแพร่ในสภาวะของแข็งที่สูงกว่า สารประกอบเชิงโลหะที่เกิดจากการบัดกรีโดยใช้โลหะพื้นที่มีขนาดเกรนใหญ่

### เอกสารอ้างอิง

- สารต้องห้ามตามระเบียบ RoHS .4 มีนาคม 2549. ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ.
- Coombs Jr., Clyde F. 1995. *Printed Circuits Handbook* 4th editon. McGraw-Hill.
- Ray P. Prasad. 1997. *Surface Mount Technology*. 2nd edition.
- Wei Huang.,James M. Loman, and Bülent Sener. 2002. Study of the Effect of Reflow Time and Temperature on Cu-Sn Intermetallic Compound Layer Reliability. *GE Global Research*.
- Patrick Roubaud, Grace Ng., and Greg Henshall. 2001. Impact of Intermetallic Growth on the Mechanical Strength of Lead-Free BGA Assemblies. *APEX 2001*
- John H. Lau. 1991. *Solder Joint Reliability Theory and Applications*.
- Limaye, P., Vandeveld, B., Labie, R., Vandepitte, D. and Valinden, B. 2008. Influence of Intermetallic Properties on Reliability of Lead-Free Flip-Chip Solder Joints. *IEEE Transaction* 31: 51-57
- Carol Handwerker, Ursula Kattner and Kil-Won Moon. *Fundamental Properties of Pb-Free Solder Alloys*.
- Rizvi , M.J. Bailey , C.Chan , Y. Islam, M.N. and Lu,H. 2007. Effect of adding 0.3 wt% Ni into Sn 0.7wt% Cu solder Part II. Growth of intermetallic layer with Cu during wetting and aging. *Journal of Alloys and Compounds* 438 : 122-128
- Yoon J-W., Noh, B-I. Lee, Y.H. Lee, H-S. and Jung, S-B. 2008. Effects of Isothermal Aging and Temperature Humidity Treatment of Substrate on Joint Reliability of Sn-3.5Ag-0.5Cu/OSP-Finished Cu CSP Solder Joint. *Microelectronics Reliability* 4: 1864-1874

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## ประวัติผู้เขียน

ชื่อ-นามสกุล นายเทอดศักดิ์ ใจงาม  
วัน เดือน ปีเกิด 24 มีนาคม 2526  
ที่อยู่ 68/2 หมู่ 6 ต.เกาะตะเภา อ.บ้านตาก จ.ตาก 63120  
ประวัติการศึกษา 2550 วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล  
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีมหานคร  
ประสบการณ์การทำงาน  
2550-2555 เจ้าหน้าที่ห้องปฏิบัติการเครื่องมือวัดภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล  
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีมหานคร  
ปัจจุบัน สถาบันเทคโนโลยีไทย-ญี่ปุ่น



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้