

การศึกษาอิทธิพลของธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ต่อสมบัติทางกายภาพของ  
โลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge

AN INVESTIGATION ON INFLUENCE OF Ag, Bi, In AND Sb ADDITION ON  
PHYSICAL PROPERTIES OF Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge

รชต คงชยาสุขวัฒน์  
RACHATA KONGCHAYASUKAWAT

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต  
สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม  
คณะวิศวกรรมศาสตร์  
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
พ.ศ.2557  
KMITL-2014-EN-M-217-216

สำนักหอสมุดกลาง พระจอมเกล้าลาดกระบัง

การศึกษาอิทธิพลของธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ต่อสมบัติทางกายภาพของ  
โลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge

AN INVESTIGATION ON INFLUENCE OF Ag, Bi, In AND Sb ADDITION ON  
PHYSICAL PROPERTIES OF Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge



T139544

รชต คงชยาสุขวัฒน์

RACHATA KONGCHAYASUKAWAT

เลขทะเบียน.....**139544**  
วันเดือนปี.....**110 พ.ค. 2558**

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต  
สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ  
คณะวิศวกรรมศาสตร์  
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
พ.ศ.2557

KMITL-2014-EN-M-217-216

AN INVESTIGATION ON INFLUENCE OF Ag, Bi, In AND Sb ADDITION ON  
PHYSICAL PROPERTIES OF Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge

RACHATA KONGCHAYASUKAWAT

A THESIS SUBMITTED IN PARTIAL FULFILLMENT  
OF THE REQUIREMENT FOR THE DEGREE OF  
MASTER OF ENGINEERING IN INDUSTRIAL ENGINEERING  
FACULTY OF ENGINEERING  
KING MONGKUT S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG  
2014  
KMITL-2014-EN-M-217-216

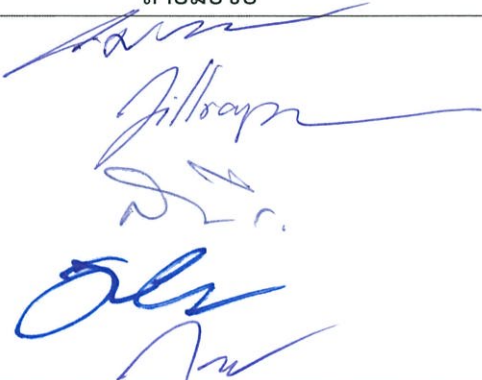
COPYRIGHT 2014

FACULTY OF ENGINEERING

KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG

คณะวิศวกรรมศาสตร์  
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
ใบรับรองวิทยานิพนธ์

หัวข้อวิทยานิพนธ์    การศึกษาอิทธิพลของธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ต่อสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรี  
ชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge  
Thesis Title        An Investigation on Influence of Ag, Bi, In and Sb Addition on Physical  
Properties of Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge  
นักศึกษา              นายรชต คงขยาสุขวัฒน์  
รหัสประจำตัว        53612409  
ปริญญา                วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต  
สาขาวิชา            วิศวกรรมอุตสาหการ  
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์    รศ.ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ  
หมายเลขวิทยานิพนธ์              KMITL-2014-EN-M-217-216

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์		ลายมือชื่อ
ผศ.ดร.วิภู	ศรีสืบสาย	
ดร.จิตราภรณ์	วงศางาม	
รศ.สมนึก	วัฒน์ศรียกุล	
ดร.เจษฎา	ชัยโถม	
รศ.ดร.กรรณชัย	กัลยาศิริ	

วัน / เดือน / ปี ที่สอบ วันจันทร์ที่ 8 ธันวาคม พ.ศ. 2557 เวลา 15.00-17.00 น.  
สถานที่สอบ ณ อาคาร 12 ชั้น ห้อง E12-301

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG

คณะวิศวกรรมศาสตร์ รับรองแล้ว



(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. คมสัน มาลีสี)

คณบดี คณะวิศวกรรมศาสตร์

วันที่ 8 ธันวาคม พ.ศ. 2557

หัวข้อวิทยานิพนธ์	การศึกษาอิทธิพลของธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ต่อสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge
นักศึกษา	นายรชต คงชยาสุขวัฒน์
รหัสนักศึกษา	53612409
ปริญญา	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชา	วิศวกรรมอุตสาหการ
พ.ศ.	2557
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์	รศ.ดร. กรรณชัย กัลยาศิริ

### บทคัดย่อ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้ได้ทำการศึกษาแนวทางในการปรับปรุงคุณสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge โดยการเติมธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ปริมาณ 0.05 wt.% และ 0.1 wt.% ลงในโลหะบัดกรีพื้นฐาน แล้วศึกษาพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงของคุณสมบัติต่างๆ ได้แก่ โครงสร้างจุลภาคจุดหลอมเหลว ความต้านทานแรงดึงสูงสุด และความสามารถในการเปียก เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคพบว่า การเติม Ag ในปริมาณ 0.05 wt.% และ 0.1 wt.% ทำให้เฟส  $\beta$ -Sn มีขนาดใหญ่ขึ้น ส่วนการเติมธาตุ Bi, In และ Sb ทำให้ เฟส  $\beta$ -Sn มีขนาดเล็กลง ส่วนการเติมธาตุสองชนิดร่วมกัน พบว่าขนาดของเฟส  $\beta$ -Sn มีขนาดใกล้เคียงกัน และโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Ag หรือ Sb จะมีพื้นที่บริเวณเฟส Eutectic กว้างมากขึ้น และผลการวิเคราะห์สารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นด้วย EDX พบว่าองค์ประกอบของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นประกอบด้วยธาตุหลัก 3 ชนิดได้แก่ Ni, Cu และ Sn เกิดเป็นสารประกอบ  $Cu_6Sn_5$  และ  $(Cu, Ni)_6Sn_5$  และเมื่อเติมธาตุ Ag, Bi และ In ทำให้ขนาดของสารประกอบเชิงโลหะเล็กลง และมีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอภายในเนื้อโลหะบัดกรี ยกเว้นการเติม Sb ซึ่งทำให้สารประกอบเชิงโลหะเกาะกลุ่มกัน เมื่อพิจารณาจุดหลอมเหลวพบว่าเมื่อเติมธาตุ Ag, Bi และ In ลงในโลหะบัดกรีพื้นฐานส่งผลให้อุณหภูมิโซลิดัสมีแนวโน้มลดลงโดยต่ำที่สุดเมื่อเติม Ag เท่ากับ 0.1 wt.% แต่ในทางกลับกันเมื่อเติม Sb พบว่าอุณหภูมิโซลิดัสไม่เปลี่ยนแปลง แต่อุณหภูมิลิควิดัสเพิ่มสูงขึ้นเล็กน้อย ส่วนการเติมธาตุสองชนิดร่วมกัน พบว่าทำให้ช่วงการหลอมเหลวกว้างมากขึ้น เมื่อพิจารณาความต้านทานแรงดึงสูงสุดของโลหะบัดกรี พบว่าการเติมธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ไม่ทำให้ความต้านทานแรงดึงสูงสุดของโลหะบัดกรีมีความแตกต่างอย่างมีนัยสำคัญทางสถิติที่  $\alpha = 0.05$  ส่วนการทดสอบความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดงในรูปของการทดสอบการกระจายตัว พบว่าเมื่อเติม Ag, In และ Bi เข้มข้น 0.1 wt.% อัตราการแผ่กระจายมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นแต่การเติม Sb ปริมาณ 0.1 wt.% ทำให้อัตราการแผ่กระจายลดลง ส่วนในกรณีการเติมธาตุสองชนิดร่วมกันที่ความเข้มข้นธาตุละ 0.05 wt.% พบว่าทำให้อัตราการแผ่กระจายมีแนวโน้มสูงขึ้น และเมื่อพิจารณาคุณสมบัติต่างๆโดยรวมแล้วพบว่า การเติม Bi ปริมาณ 0.1 wt.% ลงในโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge จะให้โลหะบัดกรีที่มีคุณสมบัติโดยรวมที่ดีที่สุด

Thesis Title	An Investigation on Influence of Ag, Bi, In and Sb Addition on Physical Properties of Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge
Student	Mr. Rachata Kongchayasukawat
Student ID.	53612409
Degree	Master of Engineering
Program	Industrial Engineering
Year	2014
Thesis Advisor	Assoc. Prof. Dr. Kannachai Kanlayasiri

## ABSTRACT

This thesis was aimed to improve physical properties of Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge lead-free solder by adding Ag, Bi, In, and Sb. These alloying elements were used at 0.05 or 0.1 wt.%. The physical properties studied were microstructure, melting temperature, tensile strength, and wettability. Based on the experimental results, when Ag was added at 0.05 and 0.1 wt.%,  $\beta$ -Sn phase was enlarged while Bi, In, or Sb addition decreased the size of  $\beta$ -Sn phase. However, the solder contained with Ag or Bi had a larger eutectic area. When two alloying elements were added into the base solder at the same time, the size of  $\beta$ -Sn phase was not changed. From the EDX analysis, it was found that intermetallic phases found in the solder are composed of Ni, Cu, and Sn. The intermetallic phases found were  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  and  $(\text{Cu, Ni})_6\text{Sn}_5$ , and these compounds was decreased in size and distributed more uniformly when Ag, Bi, or In was added, but the addition of Sb agglomerated these intermetallic phases. For the melting temperature, Ag, Bi, and In can be used to lower the solidus temperature, and the lowest solidus temperature was found when 0.1 wt.% of Ag was added into the solder. However, when Sb was added, the solidus temperature was not altered, but the liquidus temperature was slightly higher. In addition, adding two alloying elements together widened the pasty range of the solder. For the tensile strength, the addition of Ag, Bi, In, and Sb did not statistically affect the strength of the solder with the significance level  $\alpha = 0.05$ . Wettability of the solder on copper substrate was measured in terms of spreading test. It was found that when 0.1 wt.% of Ag, Bi, or In is added, the wettability is improved, but adding 0.1 wt.% of Sb decreases the wettability. The wettability was also improved when two alloying elements each at 0.05 wt.% concentration were added together. In conclusion, based on the experimental results in this study, the addition of Bi at 0.1 wt.% into Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge lead-free solder provided the best overall performance.

## กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สามารถสำเร็จลุล่วงได้ด้วยความช่วยเหลือจาก รศ.ดร. กรรณชัย กัลยาศิริ ซึ่งเป็นอาจารย์ผู้ควบคุมวิทยานิพนธ์ ซึ่งได้ให้คำแนะนำและช่วยแก้ปัญหา ตลอดจนให้ความรู้แก่ข้าพเจ้า ข้าพเจ้าขอขอบพระคุณเป็นอย่างสูง

ขอขอบพระคุณคณาจารย์สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าทุกท่าน ที่ประสิทธิ์ประสาทวิชาความรู้ให้แก่ข้าพเจ้า ตลอดจนอำนวยความสะดวกให้แก่ข้าพเจ้าจนสามารถทำวิทยานิพนธ์สำเร็จ

ขอขอบคุณ บริษัท อุลตราคอร์ จำกัด (ULTRACORE CO.,LTD.) ที่ให้ความอนุเคราะห์ในด้านวัสดุอุปกรณ์ และความรู้เกี่ยวกับโลหะบัดกรี อีกทั้งพนักงานของบริษัทที่สละเวลาในการทำงานมาให้คำแนะนำ และ ช่วยเหลือในการทำวิทยานิพนธ์ฉบับนี้

ขอขอบคุณหัวหน้าสาขาวิชาเทคโนโลยีวิศวกรรมอุตสาหการ คณะอุตสาหกรรมและเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลรัตนโกสินทร์วิทยาเขตวังไกลกังวล ที่ให้ความอนุเคราะห์ให้เข้าใช้เครื่องมือสำหรับการเตรียมชิ้นงาน

ขอขอบคุณเพื่อน พี่ และ น้องๆ นักศึกษาปริญญาโทสาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าทุกท่าน ที่ให้กำลังใจ ให้คำแนะนำ และให้ความช่วยเหลือในเรื่องต่างๆ

ขอกราบขอบพระคุณบิดา มารดาและครอบครัวของข้าพเจ้า ที่เป็นกำลังใจให้แก่ข้าพเจ้า และให้การสนับสนุนในทุกๆเรื่องเสมอมา ทำให้ข้าพเจ้าสามารถทำวิทยานิพนธ์เล่มนี้สำเร็จลุล่วงไปได้

สุดท้ายนี้ คุณค่าและประโยชน์อันเกิดจากงานวิจัยฉบับนี้ ข้าพเจ้าขอมอบให้กับพระคุณบิดา มารดา ตลอดจนครูอาจารย์ที่เคารพทุกท่านที่ได้ประสิทธิ์ประสาทวิชาความรู้และถ่ายทอดประสบการณ์ที่ดีให้แก่ข้าพเจ้า และผู้มีพระคุณทุกท่านที่มีส่วนร่วมในการช่วยเหลือจนวิทยานิพนธ์สำเร็จลุล่วง

รชต คงขยาสุขวัฒน์

# สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย .....	I
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ .....	II
กิตติกรรมประกาศ .....	III
สารบัญ .....	IV
สารบัญตาราง .....	IX
สารบัญรูป .....	X
บทที่ 1 บทนำ .....	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา .....	1
1.2 ความมุ่งหมายและวัตถุประสงค์ของการศึกษา .....	2
1.3 สมมติฐานของการศึกษา .....	2
1.4 ขอบเขตการวิจัย .....	3
1.5 ขั้นตอนของการศึกษา .....	3
บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง .....	4
2.1 การบัดกรี .....	4
2.1.1 การบัดกรีแข็ง .....	4
2.1.2 การบัดกรีอ่อน .....	4
2.2 โลหะบัดกรี .....	5
2.2.1 โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว .....	6
2.2.2 บทบาทของธาตุแต่ละชนิดในโลหะบัดกรี .....	9
2.2.3 โลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge .....	9
2.3 คุณสมบัติของโลหะบัดกรี .....	13
2.3.1 ความสามารถในการเปียกและการเกิดรอยต่อ .....	13
2.3.2 การทดสอบความสามารถในการบัดกรี .....	15
2.3.2.1 การทดสอบด้วยวิธีการจุ่ม .....	15
2.3.2.2 การทดสอบด้วยวิธี Wetting balance .....	15
2.3.2.3 การทดสอบด้วยวิธีการแผ่กระจาย Spread test .....	16
2.4 Solder Flux .....	17
2.4.1 Rosin fluxes .....	18
2.4.2 Water soluble fluxes .....	18
2.4.3 No-clean fluxes .....	18
2.5 โลหะพื้น .....	22

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
2.6 แผนภูมิเฟสของโลหะบัดกรี.....	23
2.6.1 พฤติกรรมการแข็งตัว.....	23
2.6.1.1 การศึกษาพฤติกรรมการแข็งตัวและการหลอมละลายของโลหะบัดกรี โดยเครื่อง Differential scanning calorimetry.....	26
2.6.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี.....	26
2.6.3 ปัจจัยที่ทำให้โครงสร้างเปลี่ยนแปลง.....	27
2.6.4 การแพร่.....	28
2.6.4.1 สิ่งเจือปนในของแข็ง.....	29
2.6.4.2 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงในโลหะ.....	32
2.6.4.3 สารประกอบเชิงโลหะ.....	35
2.6.5 คุณสมบัติทางกล.....	35
2.6.5.1 การทดสอบแรงดึง.....	35
2.6.5.2 ความเค้น.....	36
2.6.5.3 ความเครียด.....	37
2.6.5.4 ชิ้นงานทดสอบ.....	38
2.7 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	39
2.7.1 คุณสมบัติด้านอุณหภูมิ.....	39
2.7.2 คุณสมบัติด้านโครงสร้างจุลภาค.....	44
2.7.3 คุณสมบัติเปียก.....	48
2.7.4 คุณสมบัติทางกล.....	50
บทที่ 3 วิธีดำเนินงานวิจัย.....	55
3.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ.....	55
3.2 การตรวจสอบปริมาณของธาตุโดยเครื่อง Optical emission spectroscopy.....	55
3.3 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค.....	57
3.3.1 การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค.....	57
3.3.2 การกัดผิวโลหะโดยใช้วิธีเคมีไฟฟ้า.....	58
3.3.3 การตรวจสอบเบื้องต้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง.....	59
3.3.4 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมี.....	59
3.3.5 การวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	60
3.4 การทดสอบคุณสมบัติทางกล.....	60
3.4.1 การทดสอบความต้านทานแรงดึง.....	60
3.5 การทดสอบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี.....	62
3.6 การทดสอบอัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี.....	63

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
3.7 การเตรียมชิ้นงานเพื่อศึกษาปฏิกิริยารอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดง .....	65
3.8 วิธีการจัดลำดับ.....	65
<b>บทที่ 4 ผลการทดลองและวิเคราะห์ข้อมูล.....</b>	<b>66</b>
4.1 โครงสร้างจุลภาค.....	66
4.1.1 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง.....	66
4.1.2 การระบุเฟสด้วยเครื่อง EDX.....	66
4.1.3 ขนาดและรูปร่างของโครงสร้าง.....	69
4.1.4 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM).....	74
4.2 จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี.....	79
4.3 คุณสมบัติทางกล .....	82
4.3.1 การทดสอบความต้านทานแรงดึง.....	82
4.4 ความสามารถในการเป็ยก .....	86
4.5 ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	88
4.5.1 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง.....	89
4.5.2 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด .....	90
4.5.3 การเปรียบเทียบผลความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	94
4.6 ราคาของวัตถุดิบ .....	95
4.7 การจัดลำดับ.....	96
<b>บทที่ 5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ.....</b>	<b>98</b>
5.1 สรุปผลการทดลอง.....	98
5.2 ข้อเสนอแนะและแนวทางการศึกษาในอนาคต.....	99
<b>เอกสารอ้างอิง.....</b>	<b>100</b>
<b>ภาคผนวก.....</b>	<b>105</b>
ภาคผนวก ก.บทความทางวิชาการที่ได้รับตีพิมพ์.....	106
ภาคผนวก ข.ปริมาณสัดส่วนของธาตุไนโลหะบัดกรีที่ได้จากการตรวจสอบOES .....	115
ภาคผนวก ค.โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง และการวัดขนาดเกรน.....	118
ภาคผนวก ง.โครงสร้างจุลภาคจากการตรวจสอบ EDX กำลังขยาย 3000 เท่า.....	128
ภาคผนวก จ.โครงสร้างจุลภาคจาก SEM กำลังขยาย 500 และ 3000 เท่า.....	138
ภาคผนวก ฉ.ผลการทดสอบทางอุณหภูมิตัวด้วยเครื่อง DSC .....	157
ภาคผนวก ช.ผลการทดสอบแรงดึง.....	162

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
ภาคผนวก ซ. โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง.....	172
ภาคผนวก ฉ. ผลการจัดลำดับคุณสมบัติของโลหะบัดกรี.....	181
ภาคผนวก ญ. เฟสไดอะแกรมของธาตุที่เกี่ยวข้อง.....	183
ประวัติผู้เขียน .....	191

# สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1 หลักเกณฑ์ของคุณสมบัติของโลหะบัดกรีโดย NCMS .....	6
2.2 ตัวอย่างตัวแปรที่ใช้ทดสอบการจุ่ม.....	16
2.3 การจัดหมวดหมู่ของฟลักซ์ตามมาตรฐาน J-STD-004A .....	20
2.4 ตารางชนิดของฟลักซ์ทั่วไปและวัสดุที่ใช้ทำความสะอาด.....	21
2.5 โลหะชนิดต่างๆและการนำมาใช้เป็นโลหะพื้น .....	22
2.6 คุณสมบัติของสารประกอบเชิงโลหะบางชนิด.....	35
2.7 ปฏิกริยาที่เกิดขึ้นในแต่ละยอดของปฏิกริยาจุดความร้อน .....	40
2.8 ค่าความต้านทานแรงดึงและการยึดตัวของโลหะบัดกรีชนิดต่างๆ.....	52
3.1 ส่วนประกอบทางเคมีของโลหะผสมที่ใช้ในการศึกษา.....	56
4.1 จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่อ่านได้จากกราฟ .....	79
4.2 ผลการทดสอบความต้านทานแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยึด .....	83
4.3 รัศมีอะตอมของธาตุที่เกี่ยวข้องกับการทดลอง .....	85
4.4 เปรียบเทียบค่าต้านทานแรงดึง .....	86
4.5 ผลการจัดลำดับคุณสมบัติโดยรวมของโลหะบัดกรี .....	97

# สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
2.1 โลหะบัดกรีรูปแบบต่างๆ.....	6
2.2 สัดส่วนการใช้งานโลหะบัดกรีชนิดต่างๆ ในกระบวนการบัดกรีแบบคลื่น.....	7
2.3 ตัวอย่างของเฟสไดอะแกรมส่วนผสม 3 ชนิด .....	8
2.4 ลักษณะพื้นผิวของโลหะบัดกรีเมื่อทำการบัดกรี .....	8
2.5 ภาพฉายเครื่องลิวทิสสำหรับ Sn-rich ของเฟสไดอะแกรมโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ni .....	10
2.6 โครงสร้างจุลภาค Sn-0.7 wt.%Cu ที่ความปริมาณการเติม (a) 0 ppm Ni (f) 500 ppm Ni.	11
2.7 อิทธิพลของส่วนประกอบของธาตุที่มีผลต่อระยะทางการไหลสูงสุด .....	11
2.8 การแยกชั้นของ Ge ในโลหะบัดกรี SACNG.....	12
2.9 การเปรียบเทียบการแผ่หรือคุณสมบัติเปียกของโลหะบัดกรีที่วางบนโลหะพื้น.....	13
2.10 แรงดึงดูดของโลกที่มีผลต่อ Wetting force .....	13
2.11 การละลายอย่างรวดเร็วของ Au บริเวณผิวสัมผัสทำให้มีโอกาสเกิดสารประกอบเชิงโลหะของ Ni-Sn.....	14
2.12 กราฟเฉลี่ยของการแผ่กระจายมากที่สุดของ Sn บนโลหะพื้นต่างๆ 3 ชนิดที่อุณหภูมิต่างๆ.....	15
2.13 ภาพเส้นการทดสอบ Wetting balance แสดงตัวแปรที่วัดคุณลักษณะการเปียกของโลหะ บัดกรี.....	16
2.14 ลักษณะการเปียกที่มุมเปียกแบบต่างๆ.....	16
2.15 ตัวอย่างการวัดผลด้วยพื้นที่การแผ่กระจาย.....	17
2.16 พลักซ์ที่ปกคลุมบริเวณชิ้นงานเพื่อช่วยเพิ่มคุณสมบัติเปียก .....	17
2.17 ชนิดของพลักซ์ที่ถูกแบ่งตามองค์ประกอบ.....	21
2.18 การเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระที่มีผลต่อสถานะของแข็งและของเหลว .....	24
2.19 กราฟการเปลี่ยนสถานะของของแข็งและของเหลวของโลหะบริสุทธิ์และโลหะผสมยูเทคติก ....	25
2.20 โครงสร้างของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu, Sn-3.5Ag-0.7Cu และ Sn-3.9Ag-0.6Cu เนื่องจากการแข็งตัว .....	24
2.21 ตัวอย่างผลที่ได้จากการทดสอบด้วยเครื่อง DSC แสดงจุดหลอมเหลว.....	26
2.22 การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-Pb เนื่องจากการบ่มที่อุณหภูมิ 150°C.	27
2.23 ผลของการบ่มต่อคุณสมบัติในการรับแรงดึงของแท่งโลหะบัดกรี Sn-Pb.....	28
2.24 ชนิดของตำหนิแบบต่างๆ.....	28
2.25 ชนิดของตำหนิแบบต่างๆ ก) ตำหนิแบบแทนที่ ข) ตำหนิแบบแทรกตัว .....	30
2.26 ดิสโลเคชันขอบ .....	31
2.27 ลักษณะการจัดเรียงตัวของอะตอมและขอบเกรน.....	31
2.28 ความแข็งแรงของโลหะผสมนิกเกิล-ทองแดงของการเปลี่ยนแปลงปริมาณนิกเกิล .....	33
2.29 ผลจากการเติมธาตุขนาดต่างๆ ลงไปแทนที่อะตอมในโครงสร้างผลึกของทองแดงที่มีผลต่อค่า ทนแรงดึงที่จุดคราก เมื่อเปรียบเทียบกับเปอร์เซ็นต์ที่เติม .....	34
2.30 พิจารณาผลการกระจายตัวของอนุภาคบนเฟสหลัก .....	35

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.31	36
2.32	36
2.33	38
2.34	38
2.35	38
2.36	39
2.37	40
2.38	41
2.39	41
2.40	42
2.41	42
2.42	43
2.43	43
2.44	44
2.45	45
2.46	46
2.47	46
2.48	47
2.49	47
2.50	48
2.51	49
2.52	49
2.53	50
2.54	51

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.55 ค่าเฉลี่ยของสมบัติทางกลของ a) ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด (UTS) แรงที่จุดคราก (YS) และ b) การยืดตัว (%) ของโลหะบัดกรีต่างๆ.....	52
2.56 ผลของ Strain rate ต่อ UTS ต่ออุณหภูมิการทดสอบต่างๆ a) 25, b) 75 และ c) 125 °C.....	53
2.57 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด .....	54
2.58 ผลของอุณหภูมิที่และอัตราการยืดตัวมีต่อคุณสมบัติการดึงของโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Sn99.3Cu0.7(Ni).....	54
3.1 ขนาดของชิ้นงานและแม่พิมพ์ที่ใช้ในการหล่อ .....	55
3.2 เครื่อง Optical emission spectroscopy .....	54
3.3 เครื่องตัดความเร็วรอบต่ำ .....	57
3.4 ลักษณะการขัดกระดาษทรายเบอร์ต่างๆ.....	57
3.5 เครื่องขัดสีกลาดแบบจานหมุน .....	58
3.6 เครื่องขัดและกัดผิวโลหะโดยใช้วิธีเคมีไฟฟ้า.....	58
3.7 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง .....	59
3.8 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด.....	59
3.9 ตัวอย่างการวัดค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ .....	60
3.10 เครื่องกลึง CNC ยี่ห้อ EMCO PC TURN 50 .....	61
3.11 ขนาดชิ้นงานที่ใช้ทดสอบแรงดึง .....	61
3.12 Universal testing machine (UTM) ของ Testomatic รุ่น AX M500-100kN .....	62
3.13 Differential scanning calorimeter ของ NETZSCH รุ่น DSC 204 F1 .....	62
3.14 แม่พิมพ์สำหรับทำเม็ดคุมโลหะบัดกรี .....	63
3.15 โครงสร้างเครื่องทดสอบการกระจายตัว .....	64
3.16 ฟลักซ์บัดกรีชนิด PF-25C .....	64
3.17 ลักษณะชิ้นงาน ก) ก่อนผ่านกระบวนการทดสอบการแผ่กระจาย ข) หลังจากผ่านกระบวนการทดสอบการแผ่กระจาย .....	64
3.18 ชิ้นงานที่ได้จากการหล่อเรซินและขัดให้ระนาบชิ้นงานเสมอกับระนาบของเรซิน .....	65
4.1 โครงสร้างจุลภาคโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge จากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง.....	66
4.2 เฟสที่เกิดขึ้นภายในโลหะบัดกรี SCNG.....	67
4.3 เฟสที่เกิดขึ้นภายในโลหะบัดกรี SAC305.....	67
4.4 เฟสที่เกิดขึ้นภายในโลหะบัดกรี SAC0307.....	68
4.5 เฟสที่เกิดขึ้นภายในโลหะบัดกรี SC07.....	68
4.6 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SC07.....	69
4.7 ก) Liquidus projection ของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ni ข) โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG .....	70

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.8 ก) Liquidus projection ของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ag ข) โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC305 .....	70
4.9 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG ก) เติมด้วยธาตุ 0.05wt%Ag และ ข) 0.1 wt.%Ag.	71
4.10 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG ก) เติมด้วยธาตุ 0.05wt%Bi และ ข) 0.1 wt.%Bi....	71
4.11 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG ก) เติมด้วยธาตุ 0.05wt%In และ ข) 0.1 wt.%In.....	72
4.12 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG ก) เติมด้วยธาตุ 0.05wt%Sb และ ข) 0.1 wt.%Sb.	72
4.13 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG เติมธาตุ ก) Ag-Bi ข) Ag-In ค) Ag-Sb ง) Bi-In จ) Bi-Sb และ ฉ) In-Sb.....	73
4.14 ขนาดเกรน Primary $\beta$ phase เฉลี่ยที่วัดได้จากการทดลอง .....	74
4.15 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-0.005Ge ก) กำลังขยาย 500 เท่าข) กำลังขยาย 3,000 เท่า .....	74
4.16 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่า ก) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.05Ag ข) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.1Ag .....	75
4.17 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่า ก) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.05Bi ข) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.1Bi.....	75
4.18 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่า ก) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.05In ข) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.1In .....	76
4.19 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่า ก) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.05Sb ข) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.1Sb.....	76
4.20 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่าของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge+0.05Ag+0.05Bi .....	76
4.21 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่าของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge+0.05Ag+0.05In .....	77
4.22 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่าของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge+0.05Ag+0.05Sb .....	77
4.23 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่าของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge+0.05Bi+0.05In.....	77
4.24 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่าของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge+0.05Bi+0.05Sb .....	78
4.25 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 2,000 เท่าของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge+0.05In+0.05Sb .....	78
4.26 ปฏิกริยาจุดความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG.....	79
4.27 การเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิเมื่อเติมธาตุ 1 <sup>1</sup> ชนิดลงในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-0.01Ge ก) อุณหภูมิโซลิดัส และ ข) อุณหภูมิลิกวิดัส.....	81

## สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.28 DSC profiles ของ ก) Sn-0.6Cu-0.05Ni-0.01Ge ข) Sn-0.6Cu-0.05Ni-0.01Ge+0.1Ag.....	81
4.29 แผนภูมิเฟสของ ก) Sn-In ข) Sn-Sb.....	82
4.30 กราฟเปรียบเทียบระหว่างอุณหภูมิโซลิดัสและลิควิดัสเมื่อเติมธาตุ 2 ชนิดร่วมกัน.....	82
4.31 กราฟตัวอย่าง Stress-Strain ของโลหะบัดกรี SCNG.....	83
4.32 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด .....	84
4.33 ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดของโลหะบัดกรีชนิดต่างๆ .....	86
4.34 อัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี.....	87
4.35 ก) อัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีเมื่อเติมธาตุ 1 ชนิดลงในโลหะบัดกรี SCNG.....	88
4.36 ก) อัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีเมื่อเติมธาตุ 2 ชนิดร่วมกันลงในโลหะบัดกรี SCNG .....	88
4.37 ลักษณะรอยต่อจากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า .....	89
4.38 ลักษณะรอยต่อจากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 10,000 เท่าในโหมด Secondary electron .....	90
4.39 ตำแหน่งการตรวจสอบ EDX ที่ชั้นรอยต่อ.....	92
4.40 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของชั้นรอยต่อของตัวอย่าง .....	93
4.41 ผลจากการทำ Line scanning เพื่อตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุ Sn และ Cu.....	94
4.42 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเฉื่อย เมื่อเติมธาตุความเข้มข้นต่างๆ .....	95
4.43 ราคาต้นทุนของโลหะบัดกรีชนิดต่างที่ใช้ในการทดลอง .....	96

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์โลหะบัดกรีเป็นวัสดุสำคัญสำหรับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ แต่เนื่องจากโลหะบัดกรีแบบเดิมที่มีส่วนผสมของตะกั่ว (Sn-Pb Solder) ถูกจำกัดการใช้งานโดยการออกมาตรการบังคับในหลายประเทศเช่น “Restriction of hazardous substances” (RoHS) ของสหภาพยุโรปตั้งแต่วันที่ 1 กรกฎาคม 2549 “Administration on the control of pollution caused by electronic information products” (ACPEIP) ของประเทศจีน “Japan green procurement survey standardization initiative” (JGPSSI) ของประเทศญี่ปุ่น The environmental protection agency’s (EPA) ของประเทศสหรัฐอเมริกาและอีกหลายประเทศ [1] เพื่อจำกัดการใช้สารที่เป็นพิษต่อสิ่งแวดล้อมที่ต้นเหตุ โดยจำกัดการใช้สารอันตรายบางประเภทในผลิตภัณฑ์ไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์ และทำให้การนำทรัพยากรกลับคืนและการทิ้งซากผลิตภัณฑ์ไฟฟ้าส่งผลกระทบต่อสิ่งแวดล้อมน้อยที่สุด [2]

ดังนั้น หลายๆ บริษัทพยายามลดการใช้สารตะกั่วในผลิตภัณฑ์ที่ผลิต และเพื่อที่จะให้เป็นไปตามเป้าหมายนั้นนักวิจัยต้องพัฒนาวัสดุเพื่อปรับปรุงคุณสมบัติต่างๆ ให้ดีกว่าหรือเทียบเท่าโลหะบัดกรีแบบเก่าที่มีส่วนผสมของสารตะกั่วที่มีการใช้ในการผลิตมาเป็นเวลานาน [3] และเคยได้มีการกำหนดเกณฑ์สำหรับเลือกโลหะบัดกรีตัวเลือกอื่นๆ ที่ได้จากโครงการโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วของ National center for manufacturing science (NCMS) โดยแนวทางการพัฒนาคือการเติมธาตุอื่นๆ แทนตะกั่วแต่ยังคงเลือกใช้ดีบุกเป็นธาตุตั้งต้นและยังเคยมีการศึกษาโลหะบัดกรีที่มีธาตุ 2 ชนิด ได้แก่ Sn-Bi, Sn-Sb, Sn-Cu, Sn-Zn และ Sn-In เป็นต้น แต่เนื่องจากปัญหาทางด้านอุณหภูมิที่จุดยูเทคติกต่างจากของโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของสารตะกั่วแบบเดิมซึ่งอยู่ที่ 183 °C จึงได้พัฒนาโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของธาตุ 3 ชนิดเช่น Sn-Bi-Ag, Sn-Bi-Cu, Sn-Ag-Cu และ Sn-Ag-Sb [4, 5] ซึ่งโลหะบัดกรีที่นิยมใช้กันมาก คือ Sn-Ag-Cu เนื่องจากเป็นโลหะบัดกรีที่มีความแข็งแรงสูง และมีความสามารถในการบัดกรีที่ดีสำหรับวิธีการบัดกรีแบบคลื่น (Wave soldering) แต่โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Ag มากเกินไปจะพบการแตกร้าวของรอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นทองแดงเมื่อเกิดความล้าเนื่องจากอุณหภูมิเนื่องจากเกิดสารประกอบ  $Ag_3Sn$  ซึ่งมักจะมีรูปร่างเป็นแท่ง มีจุดหลอมเหลวสูงทำให้สารประกอบเชิงโลหะเริ่มเกิดและโตขณะที่โลหะบัดกรียังอยู่ในสถานะของเหลว โดยเฉพาะบริเวณผิว จะเกิดการหดตัวมากกว่าปกติ และผิวรอยบัดกรีขุ่นมัว [6, 7] อีกทั้งผลกระทบต่อราคาของ Ag ที่มีแนวโน้มสูงขึ้นอย่างต่อเนื่องซึ่งสวนทางกับราคาอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ที่มีราคาถูกลงและมีการแข่งขันเรื่องราคา ทำให้มีความจำเป็นที่จะต้องหาวัสดุทดแทน จึงได้มีการพัฒนาโลหะบัดกรี Sn-Cu แต่เนื่องจากปัญหาทางด้านจุดหลอมเหลวสูงกว่าและยังเกิดปัญหาการละลายของทองแดงจากแผ่นอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ลงไปรวมกับโลหะบัดกรี ดังนั้นจึงมีการเติมธาตุ Ni ลงไปช่วยลดการละลายของทองแดง [8] และช่วยให้ผิวงานมีคุณภาพดี [9] จากที่เคยมีการเสนอเฟสไดอะแกรมของ Sn-Cu-Ni ในปี 1990 [10] จึงได้มีความสนใจการพัฒนาโลหะบัดกรีชนิดนี้ โดยการเติม Ge ลง

ไปเพื่อช่วยลดการเกิดซีตะกั่ว (Dross) ซึ่งจำเป็นอย่างมากในการช่วยลดปริมาณซีตะกั่วในอ่างโลหะบัดกรีขณะทำการบัดกรีแบบคลื่นและยังช่วยให้ความสามารถในการบัดกรีดีขึ้นจึงได้เริ่มมีการพัฒนาโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge จนกระทั่งมีการจดสิทธิบัตรสัดส่วนที่เหมาะสมสำหรับการนำไปใช้งานในปี 1994 [11] และยังมีการพัฒนาโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu-Ni เมื่อทำการเติม Ge อีกด้วย [12] แต่ยังมีข้อเสียเรื่องอุณหภูมิหลอมเหลวที่สูง และมีความสามารถในการบัดกรีต่ำ เมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของตะกั่ว เคยมีการเติมธาตุ Ag, Bi, In, Sb และ Zn เข้าไปเพื่อแก้ไขปัญหาด้านอุณหภูมิ ความสามารถในการบัดกรี คุณสมบัติทางกล และคุณสมบัติทางไฟฟ้า เป็นต้น [6, 13-15]

วัตถุประสงค์ของการศึกษานี้เพื่อตรวจสอบคุณสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ni-Ge เมื่อเติมธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ในปริมาณ 0.05 wt.% และ 0.1 wt.% อีกทั้งการเติมธาตุสองชนิดพร้อมกันอย่างละ 0.05 wt.% แล้วศึกษาโครงสร้างจุลภาค คุณสมบัติทางอุณหภูมิความสามารถในการบัดกรีบนแผ่นทองแดงและคุณสมบัติการต้านทานแรงดึงเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรี SAC0307, SAC305 และ SC07 เพื่อใช้เป็นแนวทางในการพัฒนาโลหะบัดกรีชนิดใหม่ต่อไป

## 1.2 ความมุ่งหมายและวัตถุประสงค์ของการศึกษา

1. เพื่อศึกษาอิทธิพลของธาตุเจือ Ag, Bi, In และ Sb ที่มีผลต่อโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge
2. เพื่อศึกษาอิทธิพลของธาตุเจือ Ag, Bi, In และ Sb ที่มีผลต่อจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge
3. เพื่อศึกษาอิทธิพลของธาตุเจือ Ag, Bi, In และ Sb ที่มีผลต่อคุณสมบัติเปียกของโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge บนแผ่นทองแดง
4. เพื่อศึกษาอิทธิพลของธาตุเจือ Ag, Bi, In และ Sb ที่มีผลต่อคุณสมบัติการต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge

## 1.3 สมมติฐานของการศึกษา

1. โลหะบัดกรี Sn-Cu-Ni-Ge เริ่มได้รับการพัฒนาแต่การหาว่าการเติมธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ธาตุใด สามารถช่วยเสริมคุณสมบัติของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ni-Ge มากกว่ากันโดยคุณสมบัติที่สนใจได้แก่ โครงสร้างจุลภาค คุณสมบัติทางอุณหภูมิ ความสามารถในการบัดกรีบนแผ่นทองแดง และคุณสมบัติการต้านทานแรงดึง
2. โลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-Ni-Ge เมื่อเปรียบเทียบกับจุดหลอมเหลว โดยสามารถพิจารณาเบื้องต้นจากเฟสไดอะแกรมของของธาตุที่เติมลงไปกับดีบุกเพื่อดูแนวโน้มการเพิ่มขึ้นและการลดลงของจุดหลอมเหลวได้เหมาะสมตามต้องการ เช่นการเติมธาตุพลวงที่มีแนวโน้มทำให้จุดหลอมเหลวโลหะบัดกรีสูงขึ้นแต่การเติมธาตุเงิน อินเดียม และ บิสมัท ทำให้มีแนวโน้มของจุดหลอมเหลวลดลง
3. โลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-Ni-Ge เมื่อเปรียบเทียบการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดงการเติมธาตุที่มีความหนาแน่นน้อยและมีอัตราการเกิดปฏิกิริยากับออกซิเจนต่ำช่วยให้ความสามารถในการทำปฏิกิริยาของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วกับแผ่นทองแดงน่าจะดีขึ้นและสามารถแผ่กระจายได้มากขึ้น

4. โลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-Ni-Ge เมื่อเปรียบเทียบการต้านทานแรงดึงการเติมธาตุที่มีความแข็งแรงสูงจะช่วยให้โลหะบัดกรีมีค่าต้านทานแรงดึงสูงสุดเพิ่มขึ้นด้วย

#### 1.4 ขอบเขตการวิจัย

1. โลหะบัดกรีพื้นฐานที่ใช้ในการศึกษาคือ โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge
2. ธาตุที่นำมาเติมลงในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.6Cu-Ni-Ge คือ Ag, Bi, In และ Sb
3. ปริมาณของธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ที่เติมคือ 0.05 หรือ 0.1 wt%

#### 1.5 ขั้นตอนของการศึกษา

1. ศึกษาและรวบรวมข้อมูลที่เกี่ยวข้องกับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิดต่างๆ สาเหตุในการพัฒนาโลหะบัดกรีชนิดใหม่เพื่อให้เหมาะสมในการนำไปใช้งานตัวอย่างเช่น ข้อดีและข้อเสียของคุณสมบัติทางอุณหภูมิจากโลหะบัดกรีเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีชนิดต่างๆ
2. ศึกษาคุณสมบัติของธาตุต่างๆที่นำมาใช้ปรับปรุงสมบัติของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว เพื่อให้สามารถเลือกธาตุและปริมาณที่จะผสมได้เหมาะสมที่สุด
3. ศึกษาขั้นตอนและมาตรฐานที่ใช้ในการทดลองและทดสอบสมบัติของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว เพื่อออกแบบขั้นตอนการทดลองและทดสอบที่เหมาะสม
4. ออกแบบการทดลองและเตรียมอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดสอบวัดผลตามขั้นตอนที่ได้ออกแบบไว้
5. ทำการผสมโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วกับธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ตามสัดส่วนที่ได้ ออกแบบการทดลองไว้ แล้วศึกษาแนวโน้มต่อการเปลี่ยนแปลงทางอุณหภูมิจุดหลอมเหลว อัตรการแพร่กระจายและความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี
6. วิเคราะห์ผลการทดลองในด้านโครงสร้างจุลภาค อุณหภูมิจุดหลอมเหลว อัตราการแพร่กระจายและความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี
7. สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะที่ได้จากการทดลอง

## บทที่ 2

# ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

### 2.1 การบัดกรี (Soldering)

การบัดกรีคือ การหลอมโลหะเพื่อเชื่อมต่อโลหะสองบริเวณหรือมากกว่าเข้าด้วยกันโดยวัสดุโลหะพื้ที่นำมาเชื่อมต่อกันไม่หลอมละลายเนื่องจากอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะพื้สูงกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะบัดกรี แต่จะถูกยึดติดกันด้วยสารประกอบที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้ที่ผิวสัมผัส แล้วยังสามารถเพิ่มความสามารถในการบัดกรีได้โดยใช้น้ำยาประสาน (Flux) ซึ่งทำหน้าที่ทำความสะอาดพื้นผิวบริเวณที่ต้องการบัดกรีและยังช่วยป้องกันรอยบัดกรีสัมผัสกับอากาศในขณะที่อยู่ในกระบวนการบัดกรี ดังนั้นองค์ประกอบที่สำคัญสำหรับการบัดกรีประกอบไปด้วย 3 ส่วน ได้แก่

1. ชนิดของโลหะบัดกรี (Soldering metal)
2. ชนิดของผิวโลหะที่ต้องการประสาน (Base metal)
3. ตัวช่วยประสาน (Soldering flux)

นอกจากนั้นเพื่อให้สามารถได้คุณสมบัติของรอยบัดกรีที่ดียังต้องคำนึงถึงปัจจัยต่างได้แก่ อุณหภูมิและ ระยะเวลา ชนิดของสารประกอบโลหะที่เกิดขึ้น เป็นต้นการบัดกรีโดยทั่วไปแบ่งออกเป็น 2 ชนิดได้แก่

#### 2.1.1 การบัดกรีแข็ง (Hard soldering) หรือ (Brazing)

คือกรรมวิธีการต่อโลหะตั้งแต่สองชิ้นหรือมากกว่าเข้าด้วยกันโดยที่โลหะนั้นจะเป็นชนิดเดียวกันหรือต่างชนิดกันก็ได้ให้ความร้อนแก่รอยต่อที่อุณหภูมิสูงกว่า 450 °C แต่ไม่ถึงกับอุณหภูมิหลอมละลายของโลหะพื้ที่นำมาบัดกรีแข็ง โดยใช้โลหะเติมที่เป็นโลหะที่ไม่อยู่ในจำพวกเหล็ก เช่น ลวดเงิน หรืออาจเป็นโลหะผสมเช่น ลวดทองเหลือง ลวดทองแดงผสมฟอสฟอรัส ก็ได้โดยที่โลหะเติม (Filler metal) นี้เป็นโลหะที่มีจุดหลอมเหลวสูงกว่า 450 °C แต่ต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะพื้ที่นำมาทำการบัดกรีแข็งเติมลงไปที่รอยต่อของชิ้นงานโลหะเติมนี้อจะหลอมละลายและแทรกตัวซึมเข้าไปในช่องว่างระหว่างรอยต่อด้วยปฏิกิริยาคาปิลลารี (Capillary action) ลักษณะงานที่ใช้การต่อโลหะด้วยการ Brazing ได้แก่งานต่อคมตัดคาร์ไบด์ติดกับด้ามมิด งานต่อท่อทองแดงในระบบเครื่องทำความเย็นงานเชื่อมท่ออลูมิเนียมบางๆ เป็นต้น

#### 2.1.2 การบัดกร้อ่อน (Soft soldering)

คือกรรมวิธีการต่อโลหะตั้งแต่สองชิ้นหรือมากกว่าเข้าด้วยกันโดยที่โลหะนั้นจะเป็นชนิดเดียวกันหรือต่างชนิดกันก็ได้ให้ความร้อนแก่รอยต่อที่อุณหภูมิต่ำกว่า 450 °C ใช้โลหะเติมที่เป็นโลหะที่มีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำ เช่น ตะกั่ว หรือดีบุกเติมลงไปที่รอยต่อของชิ้นงานโลหะเติมนี้อจะหลอมละลายและแทรกตัวซึมเข้าไปในช่องว่างระหว่างรอยต่อด้วยปฏิกิริยาคาปิลลารีลักษณะงานที่ใช้การต่อโลหะด้วยการบัดกร้อ่อนได้แก่งานบัดกรีท่อทองแดงสำหรับงานแรงดันต่ำ หรือ งานที่มีอุณหภูมิการใช้งานไม่เกิน 200 - 300 °C หรืองานบัดกรีอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ติดกับแผ่นวงจรพิมพ์จากที่ได้กล่าวมาแล้ว เพื่อให้เป็นที่เข้าใจมากยิ่งขึ้นอาจพอสรุปได้ว่าจุดสังเกตของการบัดกรีที่ต่างจากการเชื่อมคือ

โลหะที่นำมาประสานรอยต่อ อุณหภูมิการปฏิบัติงาน รวมทั้งลักษณะการประสานของรอยต่อเมื่อนำชิ้นงานที่ได้จากการบัดกรี มาตัดในแนวขวางของรอยต่อเราจะเห็นได้ชัดเจนว่าในการต่อโลหะด้วยวิธีการบัดกรีนั้นโลหะหลักจะไม่หลอมละลาย

## 2.2 โลหะบัดกรี

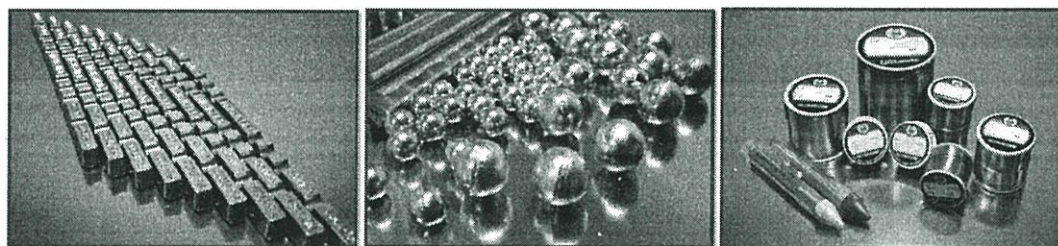
โลหะบัดกรีมีทำหน้าที่เชื่อมโลหะสองชนิดเข้าด้วยกันโดยจุดประสงค์การใช้ที่สนใจคือการใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ คือนำไปเชื่อมต่อระหว่างอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์และแผ่นวงจร โดยโลหะบัดกรีต้องมีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าวัสดุโลหะทั้งสอง โดยโลหะบัดกรีที่ถูกใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ช่วงแรกเป็นโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของดีบุกและตะกั่ว เนื่องจากโลหะบัดกรีชนิดตะกั่วคุณสมบัติที่ดีในด้านต่างๆเช่น อุณหภูมิจุดหลอมเหลว เป็นต้น และเนื่องจากใช้กันมานานจึงเป็นมาตรฐานในการออกแบบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ อีกทั้งยังมีงานวิจัยที่เกี่ยวข้องมากมาย

โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของตะกั่วและดีบุกที่ถูกใช้กันอย่างแพร่หลายในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ ส่วนโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วพื้นฐานที่มีส่วนผสมสองชนิดมีอยู่หลากหลายระบบเช่นพวกที่มีส่วนผสมของดีบุกเป็นหลักได้แก่ ดีบุกทองแดง ดีบุกเงิน ดีบุกสังกะสี ดีบุกบิสมัท เป็นต้น [12] และโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมอื่นๆที่ไม่มีส่วนผสมของดีบุกเช่น ทองแดงสังกะสี ทองแดงอลูมิเนียม อลูมิเนียมสังกะสี เป็นต้น

โลหะบัดกรีที่นิยมนำมาใช้กับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ควรจะมีจุดหลอมเหลวไม่สูงมากเนื่องจากอาจจะทำให้อุปกรณ์เสียหายได้และอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่สามารถทนต่อสภาวะอุณหภูมิสูงกว่าปกติมักจะมีราคาสูง ดังนั้นโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมหลักเป็นดีบุกซึ่งมีจุดหลอมเหลวอยู่ในเกณฑ์ต่ำ จึงเป็นที่นิยมใช้สำหรับอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ ส่วนการใช้ดีบุกบริสุทธิ์ในการบัดกรีซึ่งมีจุดหลอมเหลวอยู่ที่ 232 องศาเซลเซียส ( $^{\circ}\text{C}$ ) ด้วยการเติมตะกั่วลงไปเพื่อจุดยู่เทคนิคทำให้โลหะโลหะบัดกรีมีจุดหลอมเหลวลดลงอยู่ที่ 183  $^{\circ}\text{C}$  แต่เนื่องด้วยความเป็นพิษของตะกั่วทำให้มีการจำกัดการใช้งาน ดังนั้นในหลายปีที่ผ่านมา ผู้ผลิตได้มีการคิดค้นโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วและเทคนิคการบัดกรีเพื่อให้เหมาะสมกับการใช้งานไว้หลากหลายเพื่อทดแทนการใช้โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของสารตะกั่ว โดยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วจำเป็นต้องมีคุณสมบัติที่ดีขึ้นหรือใกล้เคียงกับโลหะบัดกรีแบบดั้งเดิมที่มีส่วนผสมของสารตะกั่ว ในด้านอุณหภูมิจุดหลอมเหลว ความนำเชื่อถือของรอยบัดกรีและการนำไปใช้งาน ซึ่งจำเป็นต้องสามารถใช้ในกระบวนการเติมแทนที่โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของตะกั่วได้ โดยอาจจะปรับปรุงอุปกรณ์ที่มีอยู่เดิมหรือเลือกเครื่องมือในกระบวนการบัดกรีให้สามารถรองรับโลหะบัดกรีชนิดใหม่ได้ด้วย

ตั้งแต่อดีตถึงปัจจุบันมีการศึกษาการพัฒนาโลหะบัดกรีไว้มากมายโดยเฉพาะการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วเป้าหมายเพื่อทดแทนการใช้โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของตะกั่ว เพื่อตอบสนองจุดประสงค์ในการใช้งานที่ซับซ้อนยิ่งขึ้น ไม่ว่าจะเป็นความสัมพันธ์ระหว่างโลหะบัดกรีกับวัสดุพื้นหรือกับขาอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์รูปแบบของอุปกรณ์ที่มีความซับซ้อนมากขึ้น แต่ก็ยังไม่มีโลหะบัดกรีที่เหมาะสมสำหรับทุกๆงานดังนั้นต้องเลือกพัฒนาโลหะบัดกรีที่เหมาะสมกับงานนั้นๆ ดังนั้น บริษัทผู้ผลิต นักวิจัย ได้ทำการทดลองไว้มากมาย โดยมีเป้าหมายที่จะหาวัสดุทดแทนสารตะกั่วเงื่อนไขการใช้งานและกำหนดวิธีการทดสอบโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วให้มีคุณสมบัติเหมาะสมและน่าเชื่อถือสำหรับการนำไปใช้งาน

โลหะบัดกรีเป็นโลหะที่ถูกใช้สำหรับการเชื่อมรอยต่อเข้าด้วยกัน โดยส่วนมากจะเป็นโลหะบัดกรีแบบอ่อน โดยทั่วไปแล้วช่วงการหลอมละลายอยู่ที่ 90 ถึง 450 °C แต่สำหรับโลหะบัดกรีที่ใช้งานกับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ อุณหภูมิที่จุดหลอมเหลวจะไม่สูงมากนัก โดยทั่วไปแล้วโลหะบัดกรีที่ใช้จะมีส่วนผสมของตะกั่วแต่เนื่องจากการคำนึงถึงสิ่งแวดล้อมจึงได้มีการลดการใช้และหันมาใช้วัสดุทดแทนมากขึ้น รูปแบบของโลหะบัดกรีมีหลายรูปแบบซึ่งผลิตให้เหมาะสมกับการใช้งานดังรูปที่ 2.1 เช่น แบบแท่ง แบบครีม แบบทรงกลม แบบเส้น เป็นต้น



รูปที่ 2.1 โลหะบัดกรีรูปแบบต่างๆ [16]

### 2.2.1 โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว

จากที่ได้มีการกำหนดมาตรฐานเพื่อควบคุมและจำกัดการใช้งานสารตะกั่วในหลายประเทศ เช่น สหภาพยุโรป สหรัฐอเมริกา และญี่ปุ่น สาเหตุเนื่องมาจากปัญหาสิ่งแวดล้อมและข้อจำกัดเกี่ยวกับการใช้สารอันตราย หรือ RoHS จึงต้องหาวัสดุที่นำมาใช้ทดแทน ทำให้ในการวิจัยและการพัฒนาโลหะบัดกรีเพื่อทดแทนโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของสารตะกั่วด้วยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วได้รับความสนใจเพิ่มขึ้นเนื่องจากการแข่งขันในตลาดและประเด็นเรื่องสิ่งแวดล้อม หลักเกณฑ์ในการพิจารณาโลหะบัดกรีทดแทนโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของสารตะกั่วควรมีคุณสมบัติที่เหมือนหรือดีกว่าโดยได้เคยมีการกำหนดคุณสมบัติของโลหะบัดกรีทดแทนจาก NCMS Pb-free solder project ตามตารางที่ 2.1

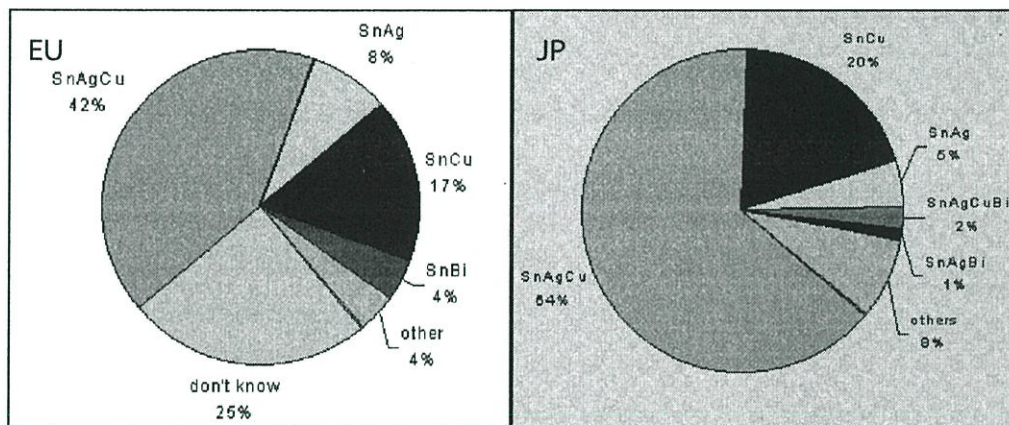
โลหะบัดกรีชนิดใหม่ที่มีการศึกษาและใช้งานไว้มากมาย ซึ่งเคยได้มีการสำรวจการใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิดต่างๆ ในยุโรปและญี่ปุ่น [17] ตามรูปที่ 2.2 ส่วนมากจะประกอบไปด้วยธาตุ ดีบุก เงิน ทองแดง บิสมัท เป็นต้น ไม่ว่าจะเป็นส่วนผสมสองชนิด (Binary) สามชนิด (Ternary) สี่ชนิด (Quartary) หรือ มากกว่านั้นจากรูปที่ 2.3 แสดงถึงเฟสไดอะแกรมของการผสมสารสามชนิด พบว่าจะเกิดจุดยูเทคติกร่วมกันระหว่างสารทั้งสามชนิดขึ้นมาใหม่ ซึ่งเมื่อมีการผสมธาตุมากขึ้น ยิ่งทำให้มีความซับซ้อนมากขึ้นด้วย

ตารางที่ 2.1 หลักเกณฑ์ของคุณสมบัติของโลหะบัดกรีโดย NCMS [18]

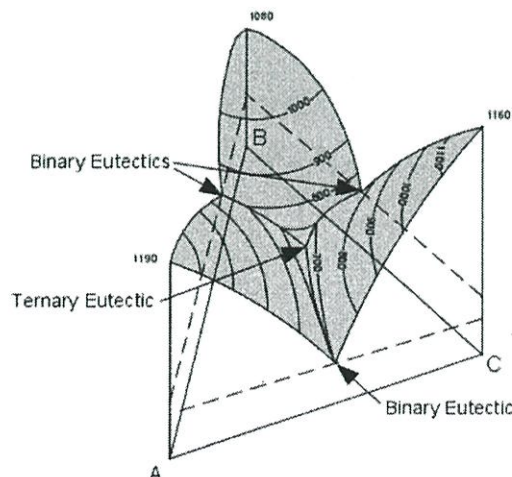
คุณสมบัติโลหะบัดกรี	คำนิยาม	ระดับที่สามารถยอมรับได้
อุณหภูมิหลอมเหลว	อุณหภูมิที่โลหะบัดกรีถูกหลอมละลายอย่างสมบูรณ์	< 225 °C
ความสามารถในการเปียก	ในการทดสอบด้วย wetting balance test เพื่อให้ได้ค่าแรงในการจุ่มแผ่นทองแดงลงในอ่างโลหะบัดกรีถ้ายังมีแรงมากแสดงถึงการเปียกได้ดี	Fmax > 300 uN t0 < 0.6 s t2/3 < 1 s

ตารางที่ 2.1 (ต่อ)

คุณสมบัติโลหะบัดกรี	คำนิยาม	ระดับที่สามารถยอมรับได้
การเกิดซีตะกั่ว	ในการประเมินค่าจำนวนของอ็อกไซด์ของโลหะบัดกรีที่ก่อตัวขึ้นบนผิวหลังจากกำหนดเวลาที่อุณหภูมิการบัดกรี	วัดเชิงคุณภาพ
ความล้าเนื่องจากอุณหภูมิ	ความล้าที่วัดเป็นเปอร์เซ็นต์ความเสียหายของการทดสอบเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีดีบุกตะกั่วที่อยู่เหนือกดึก	โดยปกติแล้วต้องมากกว่า 50%
ค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัว	ค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวของโลหะบัดกรีคือการเปลี่ยนแปลงของความยาวต่ออุณหภูมิที่เปลี่ยน	$< 2.9 \times 10^{-5}/^{\circ}\text{C}$
การคืบ	ความเครียดที่ได้รับที่อุณหภูมิห้องที่ทำให้เกิดความเสียหายภายใน 10,000 นาที	$> 3.4 \text{ MPa}$
การยึดตัว	เปอร์เซ็นต์การยึดตัวของวัสดุเมื่อได้รับการดึงที่อุณหภูมิห้อง	$>> 10\%$

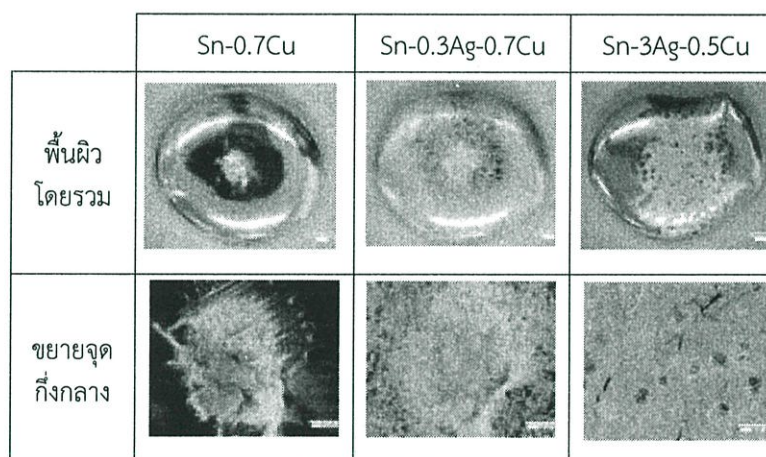


รูปที่ 2.2 สัดส่วนการใช้งานโลหะบัดกรีชนิดต่างๆ ในกระบวนการบัดกรีแบบคลื่น [19]



รูปที่ 2.3 ตัวอย่างของเฟสไดอะแกรมส่วนผสม 3 ชนิด [20]

จากจำนวนโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่มีอยู่หลากหลายชนิดพบว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu และ Sn-Cu ได้รับความนิยมมากที่สุดสำหรับการใช้งานด้านอิเล็กทรอนิกส์โดยเฉพาะในกระบวนการบัดกรีแบบคลื่น (Wave soldering) [17] เนื่องจากโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu มีความสามารถในการบัดกรีที่ดีซึ่งใช้ในการบัดกรีแบบคลื่นแต่เนื่องจากโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Ag พบการแตกร้าวของโลหะบัดกรีเมื่อได้รับความเค้นอย่างต่อเนื่อง [7] และจากรูปที่ 2.4 แสดงผิวรอยบัดกรีขุ่นมัวเกิดจากการหดตัวของผิวโลหะบัดกรีเนื่องมาจากช่วงของอุณหภูมิการแข็งตัวอยู่ในช่วงกว้าง เนื่องจากไม่ได้มีส่วนผสมที่จุดยูเทคติก สังเกตได้จากโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ลักษณะผิวจะขุ่นมัวมากกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu และ Sn-3Ag-0.5Cu ซึ่งอยู่ใกล้จุดยูเทคติกของโลหะบัดกรีมากกว่า โดยมีการเสนอส่วนผสมยูเทคติกของโลหะบัดกรี SAC ไว้มากมายเช่น Sn-3.6Ag-1.5Cu, Sn-4.7Ag-1.7Cu และ Sn-3.5Ag-0.9Cu เป็นต้นแต่จากการคำนวณทางทฤษฎีของสมดุลเฟส (Phase equilibrium) สรุปว่า Sn-3.66Ag-0.91Cu คือส่วนผสมจุดยูเทคติก ซึ่งทั้งหมดล้วนแต่มีปริมาณธาตุ Ag สูงส่งผลกระทบต่อราคาของ Ag ที่มีแนวโน้มสูงขึ้นอย่างต่อเนื่องซึ่งสวนทางกับราคาอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ที่มีราคาถูกลงและมีการแข่งขันเรื่องราคาสูง ทำให้มีความจำเป็นที่จะต้องหาวัสดุทดแทน



รูปที่ 2.4 ลักษณะพื้นผิวของโลหะบัดกรีเมื่อทำการบัดกรี

### 2.2.2 บทบาทของธาตุแต่ละชนิดในโลหะบัดกรี

พลวง (Antimony) ถูกเติมเพื่อเพิ่มความแข็งแรง ช่วยขัดขวางการเปลี่ยนรูปเป็นดีบุกสีเทา การเติมในปริมาณมากทำให้ลดความสามารถเปียก และควรหลีกเลี่ยงการใช้ร่วมกับ สังกะสีแคดเมียม เพราะจะทำให้มีคุณสมบัติเปราะ

บิสมัท (Bismuth) มีลักษณะเด่นที่จุดหลอมเหลวต่ำและเพิ่มความสามารถเปียก ช่วยยับยั้งการเกิดวิสเกอร์แต่เมื่ออยู่ร่วมกับ ตะกั่วและดีบุก จะทำให้เกิดโครงสร้างของ  $\text{Sn}_{16}\text{Pb}_{32}\text{Bi}_{52}$  ซึ่งมีจุดหลอมเหลวเพียง  $95\text{ }^{\circ}\text{C}$  ซึ่งกระจายตัวอยู่ตามขอบเกรนและเป็นสาเหตุให้รอยต่อเกิดความเสียหายได้ง่ายขณะใช้งาน และการเติม Bi มากกว่า 47 at.% ทำให้ช่วงการแข็งตัวกว้างซึ่งอาจจะทำให้ การขยายตัวเนื่องจากอุณหภูมิไม่สอดคล้องกัน ค่อนข้างแพงและมีปริมาณจำกัด

ทองแดง (Copper) มีจุดหลอมเหลวต่ำเพิ่มความต้านทานความล้าและเพิ่มคุณสมบัติเปียกของโลหะบัดกรี และยังช่วยลดอัตราการละลายของลายทองแดงบนแผ่นวงจรขณะบัดกรี สามารถเกิดสารประกอบเชิงโลหะแต่ช่วยส่งเสริมการโตของวิสเกอร์.

นิกเกิล (Nickel) ถูกเติมลงไปโลหะบัดกรีเพื่อลดการละลายของโลหะที่เคลือบบนแผ่นวงจร

อินเดียม (Indium) มีจุดหลอมเหลวต่ำ เพิ่มความสามารถในการยึดตัว เมื่อเจอกับตะกั่วจะรวมตัวเกิดสารประกอบที่มีจุดหลอมเหลวที่  $114\text{ }^{\circ}\text{C}$  มีราคาสูง มีจำนวนน้อย เกิดออกไซด์ได้ง่าย เกิดการแพร่ได้ง่ายทำให้เกิดผลเสียต่ออุปกรณ์เมื่อรวมตัวกับทองจะเกิดสารประกอบที่เปราะ

เงิน (Silver) จะเพิ่มความแข็งแรงทางกล แต่มีมีความสามารถในการยึดตัวได้แก่กว่าตะกั่ว ปรับปรุงความต้านทานความล้า การเติมเงินลงในดีบุกมีผลทำให้ความสามารถในการละลายของเงินที่เคลือบไว้บนอุปกรณ์ ละลายเข้าไปรวมกับดีบุกได้โลหะบัดกรียูเทคติกของเงินและดีบุก จะสร้างแผ่นของสารประกอบ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  ซึ่งถ้าสารประกอบนี้อยู่ใกล้บริเวณที่มีความเครียดสูง อาจจะทำให้เกิดการแตกหักที่รุนแรงได้ ดังนั้นองค์ประกอบของเงินถูกรักษาให้อยู่ในระดับที่ต่ำกว่า  $3\text{ wt.\%Ag}$  เพื่อไม่ให้เกิดปัญหาเหล่านั้น

ดีบุก (Tin) มักถูกใช้เป็นโครงสร้างหลักของโลหะผสม มีความแข็งแรงและการเปียกที่ดี โดยตัวของมันเองมีแนวโน้มที่จะเกิด Tin Pest, Tin Cry และ วิสเกอร์ พร้อมทั้งจะละลายใน เงิน ทอง และ ทองแดง

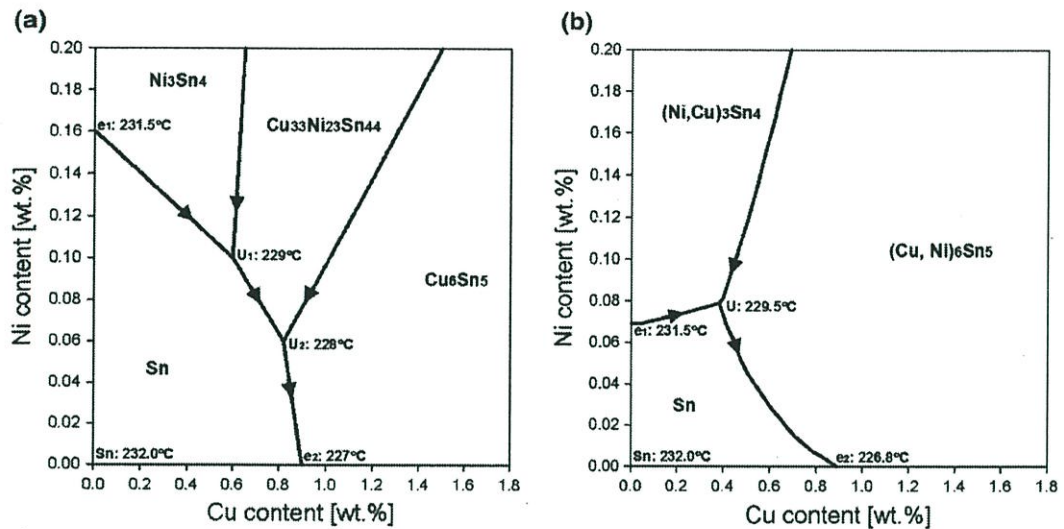
เจอร์เมเนียม (Germanium) ในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วมีอิทธิพลต่อการสร้างออกไซด์ เมื่อเติมต่ำกว่า  $0.002\text{ wt.\%Ge}$  จะเพิ่มการเกิดออกไซด์ ส่วนผสมที่เหมาะสมสำหรับการหยุดยั้งการเกิดออกไซด์อยู่ที่  $0.005\text{ wt.\%Ge}$

### 2.2.3 โลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge

เริ่มมีการพัฒนาโลหะบัดกรี Sn-Cu กลับมาเป็นทางเลือกที่น่าสนใจมากขึ้นแต่เนื่องจากปัญหาทางด้านจุดหลอมเหลวสูงกว่าและยังเกิดปัญหาจากลายทองแดงบนแผ่นอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์สามารถละลายลงไปอย่างโลหะบัดกรีขณะทำการบัดกรี Ni เป็นธาตุหนึ่งที่มีความน่าสนใจเนื่องจากคุณสมบัติของอะตอมเช่น รัศมีอะตอม โครงสร้างอะตอม วาเลนซี (Valency) อิเล็กโตรเนกาติวิตี (Electronegativity) ใกล้เคียงกับ Cu จึงเป็นที่คาดหวังว่า Ni สามารถเกิดสารประกอบกับ Sn อีกทั้งยังสามารถในการละลายในสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  สาเหตุในการศึกษาผลกระทบเนื่องจากการเติม Ni ในโลหะบัดกรี Sn-Cu คือ 1. โลหะบัดกรี Sn-0.7Cu-0.05Ni (SN100C) เป็นโลหะบัดกรีที่ใช้กันอยู่ทั่วไป [21] 2. เพื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรี Sn-Cu 3. ขาอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์มักถูกเคลือบด้วย Ni เมื่อถูกนำไปบัดกรีด้วยกระบวนการบัดกรีแบบคลื่น (Wave soldering) พบว่า Ni บางส่วนถูกหลอมละลายลงไปรวมกับโลหะบัดกรี ด้วยเหตุผลเหล่านี้เราจำเป็นต้องศึกษาผลกระทบของการเติมธาตุ Ni

ในอดีตเริ่มการเผยแพร่โลหะบัดกรี Sn-Cu-Ni ครั้งแรกในปี 1990 โดย K.P. Gupta ได้แสดงเฟสไดอะแกรมและสารประกอบต่างๆที่สามารถเกิดขึ้นได้ [22] แต่สำหรับโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ni สามารถเกิดเฟสได้ดังต่อไปนี้  $\beta\text{-Sn}$ ,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ,  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  และ  $\text{Ni}_3\text{Sn}_2$  [23] อีกทั้งมีการเสนอภาพฉายของเส้นลิวทิตัสแกรมตามรูปที่ 2.5 [24] ซึ่งทั้งสองแบบมีความแตกต่างกันที่ของ Snugovsky มีปริมาณธาตุที่ส่วนผสมยูเทคติก จากรูปที่ 2.5a อยู่ที่  $0.16\text{ wt.\%Ni}$  และจากรูปที่ 2.5b  $0.07\text{ wt.\%Ni}$  เนื่องจากวิธีการตรวจสอบของแต่ละบุคคลอีกทั้งตรวจพบสารประกอบ  $\text{Cu}_{33}\text{Ni}_{23}\text{Sn}_{44}$  อาจจะมี

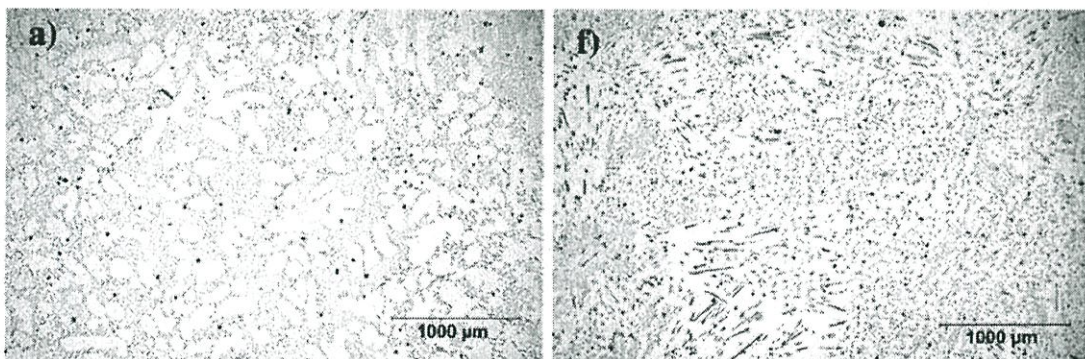
เนื่องจากความยากในการระบุเฟสที่สามารถเกิดขึ้นได้หลากหลายเพราะ Ni และ Cu มีคุณสมบัติในการละลายร่วมกันในสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ,  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  และ  $\text{Ni}_3\text{Sn}_2$  ทำให้สามารถเกิดองค์ประกอบของธาตุได้หลากหลายตัวอย่างเช่น  $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$  มีซึ่งองค์ประกอบของ Ni อยู่ในช่วง 0-25at%



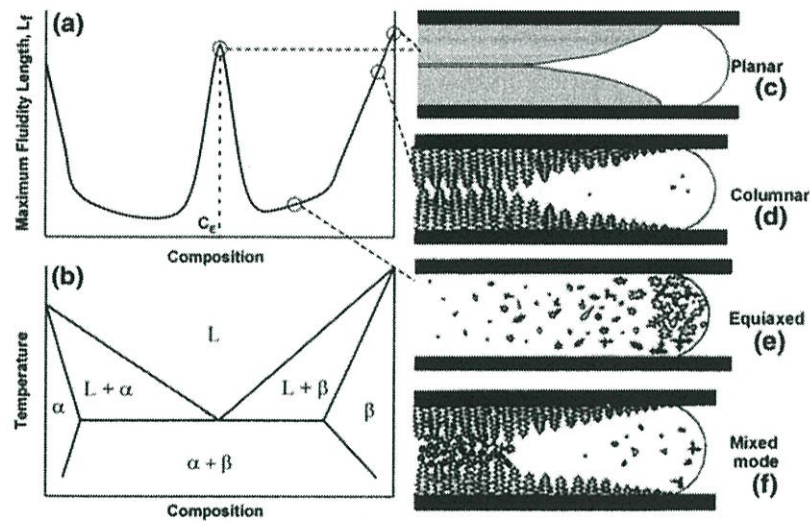
รูปที่ 2.5 ภาพฉายเครื่องลิวทิสสำหรับ Sn-rich ของเฟสไดอะแกรมโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ni a) ข้อมูลจาก Snugovsky et al. b) ข้อมูลจาก Vuorinen et al. [24]

สำหรับการพิจารณาว่าควรเติมธาตุต่างๆ ปริมาณเท่าไรถึงจะเหมาะสมมีหลายแนวทาง 1. พยายามให้ส่วนผสมอยู่ที่ใกล้ปฏิกิริยายูเทคติกหรือเพอริยูเทคติกของสารผสมนั้นๆ 2. เพิ่มคุณสมบัติของธาตุและสารประกอบต่างๆลงในโลหะบัดกรีให้ได้ตามที่ต้องการโดยอ้างอิงกับการทดลอง ดังนั้นจากรูปที่ 2.5 การเติม Ni ลงในหะบัดกรี Sn-Cu ในช่วง 0 - 0.1 wt.%Ni ก็สามารถเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-Cu ได้ เนื่องจากจุดยูเทคติกของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ni อยู่ในช่วงดังกล่าว

จากความไม่แน่นอนเหล่านี้จึงได้มีการทดลองเพื่อหาปริมาณการเติมธาตุ Cu และ Ni ที่เหมาะสมเพื่อให้ได้คุณสมบัติที่ต้องการโดยทำการเติม Ni ที่ปริมาณ 0 - 0.1wt.% ลงในโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu พบว่าการเติม Ni ช่วยลดปริมาณการตกตะกอนของ Primary  $\beta$ -Sn และเปลี่ยนรูปร่างของ IMC และยังพบ Ni อยู่ใน IMC แต่ไม่พบในเฟส  $\beta$ -Sn [25]



รูปที่ 2.6 โครงสร้างจุลภาค Sn-0.7 wt.%Cu ที่ความปริมาณการเติม (a) 0 ppmNi(f) 500 ppm Ni [25]



รูปที่ 2.7 อิทธิพลของส่วนประกอบของธาตุที่มีผลต่อระยะทางการไหลสูงสุด (Maximum fluidity length,  $L_f$ ) ของระบบยูเทคติกแบบทุติยภูมิ (a) ความสัมพันธ์ระหว่าง  $L_f$  และส่วนประกอบของโลหะผสม ที่อุณหภูมิสูง (b) เฟสไดอะแกรมของระบบยูเทคติกแบบทุติยภูมิที่สัมพันธ์กับข้อมูลในภาพ a (c-f) รูปแบบการแข็งตัวแบบต่างๆ [21]

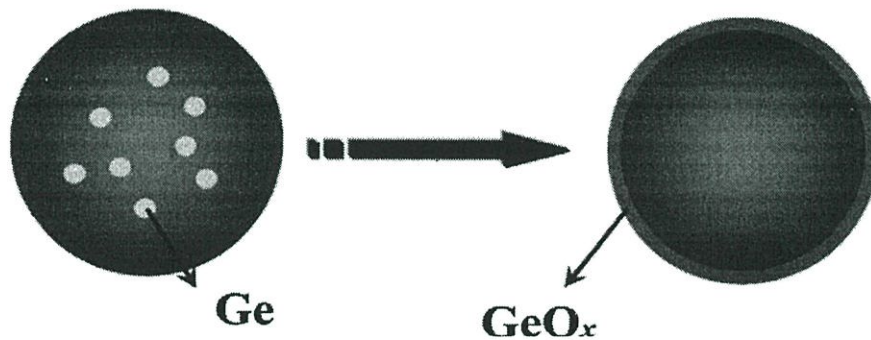
การที่พยายามเลือกส่วนผสมโลหะบัดกรีให้อยู่ในบริเวณจุดยูเทคติกเนื่องจาก พบว่ามีความสัมพันธ์กับความสามารถในการไหลเคยมีการศึกษาพฤติกรรมการแข็งตัวของโลหะบัดกรีโดยใช้โครงสร้างจุลภาคและความยาวการไหล (Fluidity length) ด้วยการทดสอบ Fluidity length test เพื่อโดยค่าที่วัดออกมาได้เป็นค่าระยะทางมากที่สุดที่โลหะบัดกรีสามารถไหลไปได้จนกระทั่งมันแข็งตัว ซึ่งมีความสำคัญต่อความสามารถของโลหะบัดกรีในการบัดกรีแบบคลื่น ที่เกี่ยวข้องกับความสามารถในการไหลเข้าไปในรูบนแผ่นวงจรอิเล็กทรอนิกส์ขณะเกิดการแข็งตัวของโลหะบัดกรีสำหรับในทางทฤษฎีโลหะบริสุทธิ์และโลหะผสมยูเทคติกจะเกิดการแข็งตัวแบบระนาบ (Planar growth) จากขอบหรือผนังเข้าหาเส้นกึ่งกลาง ตามรูปที่ 2.7c อีกทั้งโดยทั่วไปแล้วอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์จะถูกเคลือบหรือผสมด้วยนิเกิลระหว่างแผ่นทองแดงและโลหะบัดกรีเนื่องจากนิเกิลค่อนข้างที่จะเกิดปฏิกิริยาต่ำกว่าแผ่นทองแดง [25]

ซึ่งเคยมีการศึกษาของ T. M. Korhonen [26] และคณะพวกเขาทำการทดลองอัตราการละลาย และการเติบโตของสารประกอบเชิงโลหะ บนแผ่นทองแดงเคลือบด้วยนิเกิล กับโลหะผสมทองแดงและนิเกิลที่สัดส่วนต่างๆ โดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-3.5Ag และ Sn-3.8Ag-0.7Cu เพื่อหาอัตราการละลายของในการทดลองนี้จะทำการจุ่มแผ่นโลหะบัดกรีชนิดต่างๆลงในอ่างโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag และ Sn-3.8Ag-0.7Cu โดยใช้ระยะเวลา 15 วินาที ถึง 5 นาที ที่ 250 °C. พบว่าแผ่นโลหะที่มีส่วนผสมของนิเกิลมากสามารถช่วยลดอัตราการละลายของแผ่นโลหะทองแดงข้างล่าง

นอกจากนั้น C. Wang และ H. Shen [6] ยังเคยได้ศึกษาการเติมนิเกิลปริมาณเล็กน้อยในโลหะบัดกรีการช่วยลดการละลายของแผ่นทองแดงลงไปพร้อมกับอ่างโลหะบัดกรีส่งผลให้ปริมาณธาตุทองแดงในอ่างโลหะบัดกรีเปลี่ยนแปลงจากที่กำหนด โดยได้ทำการเตรียมโลหะบัดกรีชนิด Sn-1.0

wt.% Cu-xNi ที่ปริมาณนิกเกิล 0.02, 0.05 และ 0.1 wt.% โดยพบว่าปฏิกิริยาที่ผิวสัมผัสที่เกิดขึ้นมีผลอย่างมากต่อปริมาณนิกเกิล เมื่อเติมนิกเกิลเพิ่มขึ้นขนาดของชั้น  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  มีขนาดใหญ่ขึ้นอีกทั้งรูปร่างเปลี่ยนจากแท่งกลายเป็นโครงสร้างขนาดใหญ่ขึ้นของ  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  ซึ่งการเปลี่ยนแปลงนี้จะเร็วขึ้นเมื่อความเข้มข้นของนิกเกิลเพิ่มขึ้นและเมื่อศึกษาการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีทรงกลมที่กระจายบนแผ่นนิกเกิลพบการลดลงของปริมาณทองแดงแต่นิกเกิลเพิ่มขึ้นเนื่องจากแผ่นนิกเกิลละลายทำให้โครงสร้างเปลี่ยนจากแท่งเล็กๆกลายเป็นขนาดใหญ่ขึ้นตามทิศทางการแผ่กระจาย จึงพบว่าการเติมนิกเกิลนอกจากช่วยลดการละลายของแผ่นทองแดงลงในอ่างโลหะบัดกรีแล้วยังสามารถช่วยเพิ่มความสามารถในการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีชนิดทรงกลมบนแผ่นนิกเกิลด้วย

จึงได้มีความสนใจในการพัฒนาโลหะบัดกรีสำหรับการบัดกรีแบบคลื่นด้วยการเติมนิกเกิลอีกทั้งการเติมนิกเกิลร่วมกับเจอร์เมเนียม (Ge) โดย Yen และคณะ [11] โดยได้ทำการศึกษาโลหะบัดกรี Sn-4.0Ag-0.5Cu (SAC) และ Sn-4.0Ag-0.5Cu-0.05Ni-0.01Ge (SACNG) ทำปฏิกิริยาบนแผ่นทองแดงที่เคลือบด้วยทองและนิกเกิลซึ่งสามารถสรุปว่าการเติมNi และGe ลงในSAC ไม่มีผลต่อปฏิกิริยาที่ผิวสัมผัส แต่เพิ่มความเค้นเฉือน อีกทั้งการเติม Ge ช่วยเคลือบผิวของโลหะบัดกรีขณะหลอมเหลวดังแสดงในรูปที่ 2.8เป็นการเพิ่มความสามารถในการป้องกันการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชัน (Anti-oxidation)



รูปที่ 2.8 การแยกชั้นของ Ge ในโลหะบัดกรี SACNG [11]

## 2.3 คุณสมบัติของโลหะบัดกรี

### 2.3.1 ความสามารถในการเปียกและการเกิดรอยต่อ (Wettability Wetting and Joint) Formation) [27]

โดยปกติแล้วเมื่อทำการให้ความร้อนแก่โลหะบัดกรีจนกระทั่งหลอมละลายแต่ยังไม่ถึงจุดหลอมเหลวของโลหะพื้น โลหะบัดกรีจะเกิดปฏิกิริยาและแผ่กระจายไปบนโลหะพื้น โดยเรียกคุณสมบัตินี้ว่าคุณสมบัติเปียก (Wettability) การเกิดรอยต่อที่น่าเชื่อถือขึ้นอยู่กับคุณสมบัติเปียกหรือความสามารถในการแผ่กระจายไปบนพื้นผิวระหว่างวัสดุรอยต่อและชิ้นงานที่ดี การเปียกต้องเกิดขึ้นเพื่อที่จะทำให้วัสดุที่ใช้เชื่อมต่อเกิดปฏิกิริยาและเกิดพันธะกับพื้นผิวชิ้นงาน คุณสมบัติเปียกมีความ

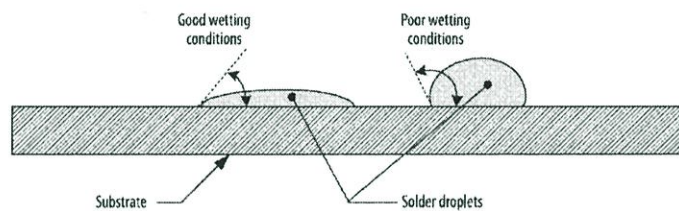
จำเป็นต่อการเกิดปรากฏการณ์คาปิลลารีซึ่งจะทำให้โลหะบัดกรีเข้าไปเติมเต็มในช่องว่างของรูบนแผ่นวงจรขณะบัดกรี

กลไกของคุณสมบัติเปียกขึ้นอยู่กับปัจจัยที่สำคัญหลายปัจจัยที่มีผลต่อระดับของการเปียกขณะเกิดพันธะ ซึ่งมีทั้งปัจจัยต่างๆที่ส่งเสริมและยับยั้งส่งผลต่อความสามารถในการแผ่กระจายบนโลหะพื้นจะเรียกว่า Wetting force โดยปกติแล้วมี 4 แรงดังนี้

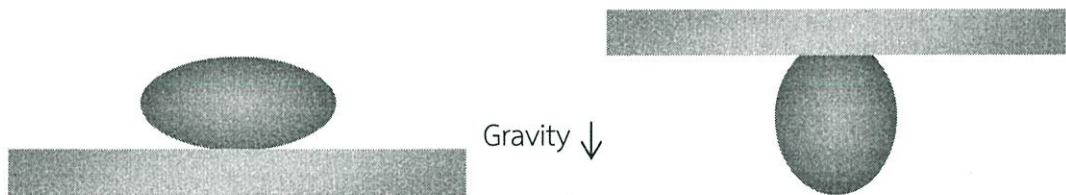
1.แรงตึงผิว (Surface tension) โดยแรงตึงผิวมีความสัมพันธ์กับคุณสมบัติทางอุณหภูมิจนิตของโลหะบัดกรี

2.แรงเสียดทานระหว่างพื้นผิว (Friction) พิจารณาจากสภาพพื้นผิวของวัสดุพื้น ความสะอาดของพื้นผิวที่ขัดขวางการแผ่กระจายและยับยั้งการเกิดรอยต่อ ซึ่งในกรณีโลหะบัดกรีจำเป็นต้องลดการออกไซด์หรือซัลไฟด์ที่ผิวของโลหะพื้น จากรูปที่ 2.9 แสดงลักษณะของการแผ่ที่ดีและที่แย่โดยการวางโลหะบัดกรีบนโลหะพื้น

3. แรงดึงดูดของโลก (Gravity) ส่งผลทั้งเพิ่มและลดขึ้นอยู่กับการใช้งานจากรูปที่ 2.10 โลหะบัดกรีหลอมเหลวอยู่บนแผ่นทองแดงจะช่วยเพิ่มแรงการเปียก ในทางกลับกันถ้าโลหะบัดกรีอยู่ใต้แผ่นทองแดงจะทำให้แรงการเปียกลดลง



รูปที่ 2.9 การเปรียบเทียบการแผ่หรือคุณสมบัติเปียกของโลหะบัดกรีที่วางบนโลหะพื้น โดยการเปียกที่ดีจะมีมุมสัมผัสระหว่างโลหะพื้นและโลหะบัดกรีน้อยกว่า [27]

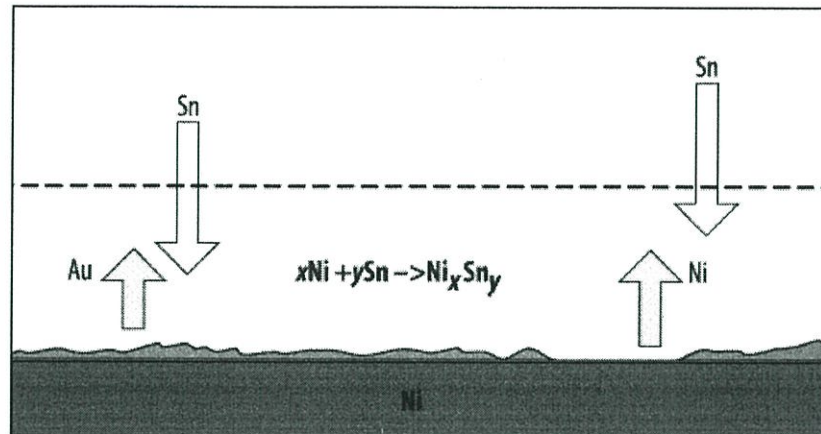


รูปที่ 2.10 แรงดึงดูดของโลกที่มีผลต่อ Wetting force

4.แรงดึงดูดระหว่างอะตอมหรือความสามารถในการเกิดปฏิกิริยาสามารถช่วยให้โลหะบัดกรีมีแรงในการเคลื่อนที่ไปบนพื้นผิว โดยถ้าผลรวมของแรงเป็นบวกก็จะส่งเสริมให้เกิดการแผ่กระจายบนพื้นผิวนั้นได้ และในทางตรงกันข้ามผลรวมแรงมีค่าเป็นลบจะไม่เกิดการแผ่กระจาย ซึ่งคุณสมบัติต่างๆขึ้นอยู่กับ ชนิดของโลหะบัดกรีและพื้นผิว เช่น โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของสังกะสีจะไม่แผ่กระจายได้ดีเท่ากับโลหะบัดกรีชนิดดีบุก-ตะกั่ว

ขณะที่โลหะบัดกรีถูกให้ความร้อนจนหลอมเหลวและแผ่ไปบนแผ่นวงจรหรือโลหะพื้นจะละลายโลหะพื้นเข้าไปในโลหะบัดกรีจนถึงจุดอิ่มตัว กระบวนการละลายนี้เรียกอีกอย่างหนึ่งว่าการแพร่ (Diffusion) ตัวอย่างเช่น การแพร่ของ Au และ Ni เข้าไปรวมกับโลหะบัดกรีหลอมเหลว และการแพร่จาก Sn ไปยังผิวสัมผัส ซึ่งเมื่อเกินจุดจำกัดในการละลายก็จะเกิดขึ้นของสารประกอบโลหะ

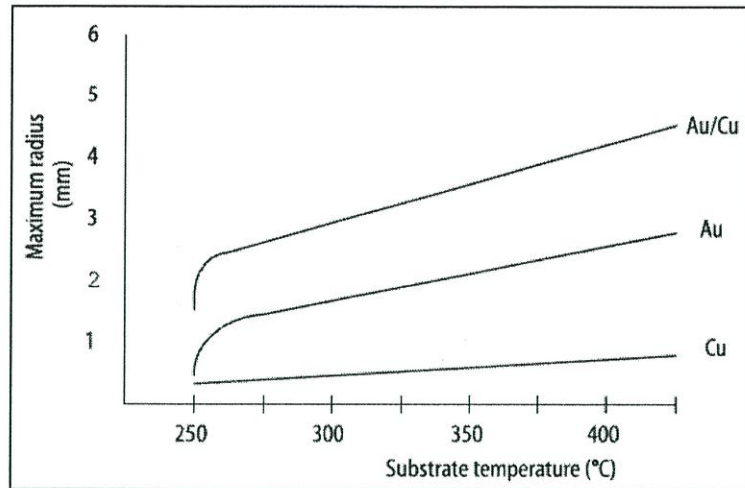
(Intermetallic compounds) ของ Ni และ Sn เกิดขึ้นที่บริเวณรอยต่อ เช่นเดียวกับกับ Au-Sn ซึ่งอาจจะตกตะกอนเป็นสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรีตามรูปที่ 2.11



รูปที่ 2.11 การละลายอย่างรวดเร็วของ Au บริเวณผิวสัมผัสทำให้เกิด สารประกอบเชิงโลหะของ Ni-Sn [27]

ในปี 2004 Yin และคณะได้ศึกษา การแพร่กระจาย การไหลและการเกิดสารประกอบเชิงโลหะ ของการเกิดปฏิกิริยาของโลหะบัดกรี Sn กับโลหะพื้น Au, Cu และ Cu เคลือบด้วย Au โดยสังเกตพฤติกรรมการหลอมเหลวและขนาดของรัศมีของโลหะบัดกรีที่แพร่กระจายบนพื้นผิวและอุณหภูมิต่างๆ โดยการอุณหภูมิการทดลองอยู่ในช่วง 250 - 431 °C โดยสังเกตการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิที่มีผลต่อรัศมีการแพร่กระจายของโลหะบัดกรีพบว่า การแพร่กระจายของ Sn บนโลหะพื้น Cu ลดลงอย่างรวดเร็วเมื่อ Sn หลอมละลายหมดแล้ว ในทางตรงกันข้าม โลหะพื้น Au มีประสิทธิภาพในการแพร่กระจายดีกว่า พบว่าอุณหภูมิของโลหะพื้นมีผลอย่างมากต่อแพร่กระจายและช่วยเพิ่มความสามารถในการแพร่กระจายมากกว่าโลหะพื้น Cu เพียงชนิดเดียว ซึ่งเป็นผลโดยตรงมาจากความสามารถในการละลายของ Au ใน Sn มีมากกว่าการละลายของ Cu ใน Sn ผลสรุปแสดงในรูปที่ 2.12 กราฟแสดงรัศมีการละลายสูงสุดของ Sn บนโลหะพื้นต่างๆ

กระบวนการที่สำคัญที่สังเกตได้จากการทดลองการแพร่กระจายนี้ เมื่อพิจารณาจากอัตราการแพร่กระจายพบว่าบนโลหะพื้น Au ขณะที่โลหะบัดกรีหลอมละลายจะมีอัตราการแพร่กระจายสูง จนเมื่อโลหะบัดกรีหลอมละลายหมดแล้ว จะหยุดการแพร่กระจายชั่วคราว ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิที่ทำการทดลอง และต่อจากนั้นจะกลับมาแพร่กระจายอีกครั้งอย่างช้าๆ ในช่วงที่มีการแพร่กระจายอย่างช้าๆ ในช่วงหลังนี้ คือลักษณะของการเกิดสารประกอบ Au-Sn ในโลหะบัดกรีหลอมเหลว เกิดการอิมิตัวที่บริเวณขอบทำให้อัตราการแพร่กระจายเป็นไปอย่างช้า และเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะพื้น Cu ยังมีอัตราการแพร่กระจายต่ำกว่า สอดคล้องกับความสามารถในการละลายของ Cu ใน Sn ตามเฟสไดอะแกรม อย่างไรก็ตามการเพิ่มศักยภาพในการแพร่กระจายในการทางปฏิบัติ ต้องคำนึงถึงความเสี่ยงของการเปราะให้เหมาะสมซึ่งจะส่งผลกระทบต่อความทนทานของรอยต่อ



รูปที่ 2.12 กราฟเฉลี่ยของการแผ่กระจายมากที่สุดของ Sn บนโลหะพื้นต่างๆ 3 ชนิดที่อุณหภูมิต่างๆ [27]

### 2.3.2 การทดสอบความสามารถในการบัดกรี [27]

#### 2.3.2.1 การทดสอบด้วยวิธีการจุ่ม

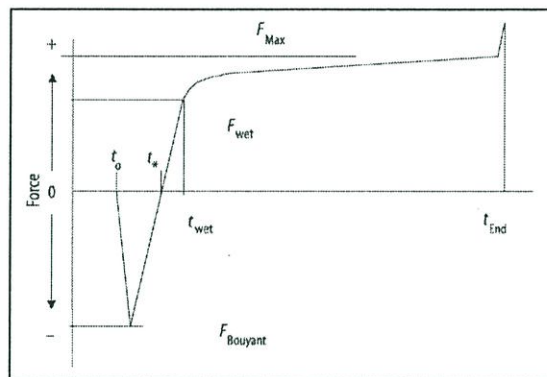
ความสามารถในการบัดกรีสามารถประมาณค่าได้โดยการจุ่มแผ่นโลหะพื้นลงในโลหะบัดกรีที่ต้องการทดสอบภายใต้การควบคุมเงื่อนไขต่างๆเช่นที่แสดงตามตารางที่ 2.2 เพื่อให้โลหะบัดกรีเคลือบไปบนผิวของโลหะพื้น สิ่งที่ได้จากการทดสอบคือนำไปตรวจสอบลักษณะของการเกิดขึ้นของสารประกอบที่เกิดขึ้นด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนเพื่อพิจารณาสองประเด็นคือ การเปียกและ การบ่ม (Aging)

#### 2.3.2.2 การทดสอบด้วยวิธี Wetting balance

การทดสอบ Wetting balance จะได้ข้อมูลในเชิงของแรงต่อระยะเวลาตลอดช่วงกระบวนการทดสอบของการเปียกของโลหะบัดกรีหลอมเหลวบนแผ่นโลหะพื้นที่มีอุณหภูมิบัดกรี หลักการของการทดสอบคือ การวัดแรงลัพธ์ที่กระทำต่อแผ่นโลหะพื้นที่ยุ่มลงในบ่อโลหะบัดกรีหลอมเหลวโดยบันทึกตลอดระยะเวลาการทดสอบเมื่อเริ่มจุ่มแผ่นโลหะพื้นลงในบ่อโลหะบัดกรีแรงดึงผิวของโลหะบัดกรีจะต่อต้านแรงกดของแผ่นโลหะบัดกรีและแรงลัพธ์ที่กระทำต่อแผ่นโลหะพื้นจะมีค่าเป็นลบ ตามรูปที่ 2.13 โดยแรงที่มีเป็นค่าลบมากที่สุดก่อนที่จะเริ่มเกิดการเปียกนั้นเรียกว่า  $F_{\text{buoyant}}$  ต่อจากนั้นจะเริ่มเกิดการเปียก แรงเปียกจะดึงแผ่นโลหะพื้นลงมาในโลหะบัดกรีหลอมเหลว แรงลัพธ์ที่กระทำต่อแผ่นโลหะพื้นจะค่อยๆเพิ่มขึ้นกลับมาที่ศูนย์ที่เวลา  $t_*$  จากนั้นเมื่อเริ่มดึงแผ่นโลหะบัดกรีขึ้นจากบ่อโลหะบัดกรีหลอมเหลว แรงลัพธ์จะมีค่าเป็นบวกและเพิ่มขึ้นอย่างเป็นเชิงเส้น จนถึง  $t_{\text{wet}}$  แล้วแรงที่กระทำต่อแผ่นโลหะพื้นจะค่อยๆเพิ่มจนคงที่ถึง  $F_{\text{max}}$  และการดึงแผ่นโลหะพื้นจะยังคงดำเนินต่อไปเรื่อยๆจนกระทั่ง แรงดึงผิวของโลหะบัดกรีไม่สามารถหนียึดแผ่นโลหะพื้นได้แล้วจึงหลุดออกจากกัน

ตารางที่ 2.2 ตัวอย่างตัวแปรที่ใช้ทดสอบการจุ่ม

ตัวแปรที่ทำการทดสอบ	ตัวอย่างเงื่อนไข
โลหะที่ทดสอบ	63Sn-37Pb
เวลาการบ่ม	4-8 ชั่วโมง
ชนิดฟลักซ์	R หรือ RMA
เวลาจุ่มฟลักซ์	5-10 วินาที
เวลาหลังจากจุ่มฟลักซ์	10-60 วินาที
อุณหภูมิโลหะบัดกรี	245°C + 5°C
อัตราการจุ่มโลหะบัดกรี	1 นิ้ว/นาที + 0.25
เวลาการจุ่มโลหะบัดกรี	5 วินาที + 0.5



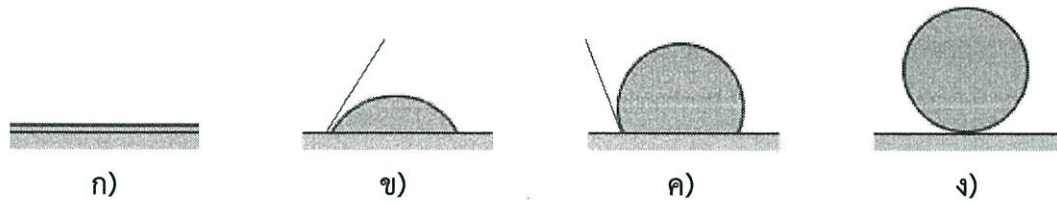
รูปที่ 2.13 ภาพเส้นการทดสอบ Wetting balance แสดงตัวแปรที่วัดคุณลักษณะการเปียกของโลหะบัดกรี [27]

### 2.3.2.3 การทดสอบด้วยวิธีการแผ่กระจาย Spread test

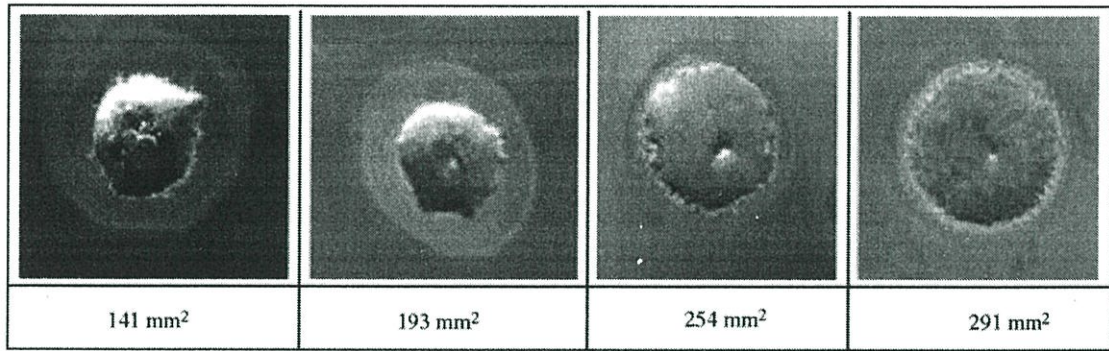
การทดสอบด้วยวิธีการแผ่กระจาย ทำโดยการให้ความร้อนแก่โลหะบัดกรีที่ต้องการทดสอบและฟลักซ์บนแผ่นโลหะพื้นที่ถูกวางบนแผ่นโลหะพื้น แล้วปล่อยให้โลหะหลอมละลายเป็นช่วงระยะเวลาหนึ่ง แรงกระทำต่างๆที่ได้กล่าวไปแล้วจะกระทำระหว่างวัสดุโลหะพื้นและโลหะบัดกรี ทำให้ความสามารถในการแผ่กระจาย ของแต่ละวัสดุแตกต่างกัน แล้วจึงนำชิ้นงานที่ทดสอบไปวัดผลด้วยวิธีการต่างๆต่อไปนี้

1. การวัดผลด้วยมุมเปียก(Wetting angle)หรือ มุมสัมผัส (Contact angle) คือการวัดมุมสัมผัสระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นโลหะพื้นของชิ้นงานทดสอบ ถ้ามุมสัมผัสยังมีค่าน้อยแสดงถึงความสามารถในการแผ่กระจายที่ดี ตัวอย่างเช่นรูปที่ 2.14

2. การวัดผลด้วยพื้นที่การแผ่กระจาย (Spread area) คือการวัดพื้นที่ของโลหะบัดกรีที่แผ่กระจายไปบนแผ่นทองแดงถ้าใช้ปริมาตรของโลหะบัดกรีเท่ากัน เมื่อวัดแล้วมีพื้นที่การแผ่กระจายมากกว่าหมายถึง มีความสามารถในการแผ่กระจายที่ดีกว่า



รูปที่ 2.14 ลักษณะการเปียกที่มุมเปียกแบบต่างๆ ก) แผ่กระจายอย่างสมบูรณ์ ข)และค) แผ่กระจายได้บางส่วน และ ง) ไม่สามารถแผ่กระจายได้



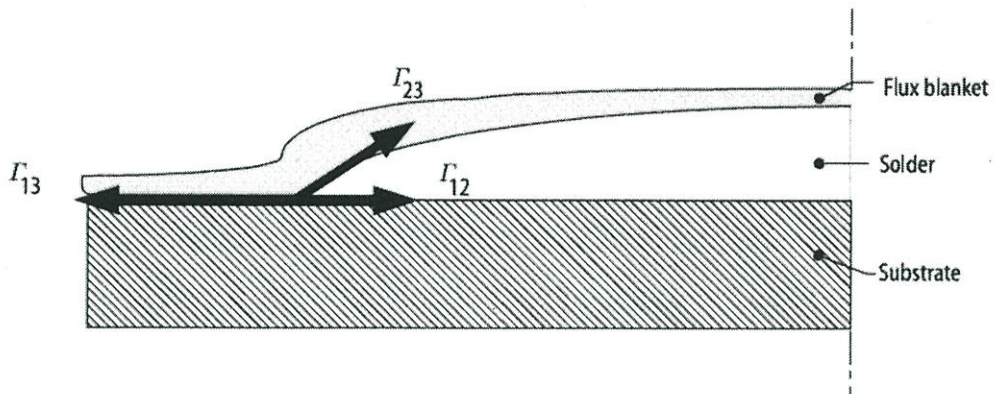
รูปที่ 2.15 ตัวอย่างการวัดผลด้วยพื้นที่การแผ่กระจาย

3. การวัดผลด้วยอัตราส่วนการแผ่กระจาย (Spread ratio) คือการวัดผลด้วยการคำนวณอัตราส่วนของขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางและความหนาของโลหะบัดกรีที่แผ่กระจายบนโลหะพื้น ซึ่งจะกล่าวถึงวิธีการคำนวณในบทที่ 3

## 2.4 Solder Flux

ฟลักซ์สำหรับการบัดกรี (Soldering flux) คือสารละลายที่ใช้สำหรับทำความสะอาดผิวของโลหะก่อนทำการบัดกรี หลักการทำงานของฟลักซ์คือการกำจัดออกซิเจน (Deoxidize) และสิ่งสกปรกอื่นๆ อยู่บนผิวระหว่างจุดที่จะถูกเชื่อมต่อกับโลหะบัดกรี โดยเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นในช่วงเริ่มให้ความร้อนของกระบวนการบัดกรีต้องเกิดปฏิกิริยาทางเคมีเพียงพอต่อการกำจัดสิ่งสกปรกบนผิวสัมผัส โดยไม่ทำให้โลหะแตกตัว (Decomposing) นอกจากนั้นฟลักซ์จะเคลือบผิวบริเวณที่จะถูกเชื่อมต่อและ ป้องกันการเกิดออกซิเดชันของโลหะบัดกรีขณะหลอมเหลวด้วย ซึ่งแสดงในรูปที่ 2.16 ฟลักซ์อาจจะช่วยเพิ่มการส่งผ่านความร้อนพื้นที่บริเวณรอยต่อด้วย

ฟลักซ์ประกอบไปด้วยส่วนประกอบสำคัญหลายชนิดขึ้นอยู่กับหน้าที่การทำงานของตัวกลางของฟลักซ์อาจจะประกอบไปด้วย ยางสนธรรมชาติ ยางสนสังเคราะห์ หรือ สารอินทรีย์ เป็นต้น ฟลักซ์มีความสำคัญอย่างมากในการซ่อมหรือการผลิตอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ฟลักซ์ชนิดหลักๆ มีอยู่หลายชนิด ได้แก่



รูปที่ 2.16 ฟลักซ์ที่ปกคลุมบริเวณชิ้นงานเพื่อช่วยเพิ่มคุณสมบัติเปียก โดย ลดออกไซด์ที่ผิว ป้องกันการออกซิเดชัน และ ช่วยส่งผ่านความร้อน [27]

ฟลักซ์ประกอบไปด้วยส่วนประกอบสำคัญหลายชนิดขึ้นอยู่กับหน้าที่การทำงานของตัวกลางของฟลักซ์อาจจะประกอบไปด้วย ยางสนธรรมชาติ ยางสนสังเคราะห์ หรือ สารอินทรีย์ เป็นต้น ฟลักซ์มีความสำคัญอย่างมากในการซ่อมหรือการผลิตอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ฟลักซ์ชนิดหลักๆ มีอยู่หลายชนิด ได้แก่

#### 2.4.1 Rosin Fluxes

ฟลักซ์ชนิดชันสนคือฟลักซ์ที่มีส่วนประกอบหลักคือ ชันสนซึ่งได้จากการสกัดยางสน (Resin) หรือโอเลโอเรซิน (Oleoresin) ซึ่งเกิดจากการขับยางสนออกมาปนกับน้ำมันหอมระเหยจึงเรียกว่า โอเลโอเรซิน มีลักษณะเหนียวและหนืดปกติแล้วยางสนจะมีคุณสมบัติ ไม่ละลายน้ำ ละลายในตัวทำละลายอินทรีย์ เมื่อถูกกับอากาศจะแข็งตัว แต่เมื่อสกัดเป็นชันสนแล้วจะมีลักษณะคล้ายน้ำผึ้งเหนียว เมื่อแห้งจะเป็นก้อนนุ่มวาว ซึ่งชันสนเป็นสารออกฤทธิ์ที่เรียกว่า Abietic acid ( $C_{19}H_{29}COOH$ ) ค่าความถ่วงจำเพาะ 1.08 จุดหลอมเหลว  $82^{\circ}C$  ละลายได้ในแอลกอฮอล์ เป็นกรดตามธรรมชาติชนิดหนึ่งซึ่งมีอยู่ในชันสนฟลักซ์ชนิดชันสนมีอยู่หลักๆ 3 ชนิด rosin (R) flux, rosin mildly activated (RMA) flux และ rosin activated (RA) flux ซึ่งแต่ละชนิดมีระดับความแตกต่างของตัวทำปฏิกิริยา (Agent)

1. ฟลักซ์ชนิด R ใช้ทำความสะอาดผิวที่สะอาดอยู่แล้ว ข้อดีคือไม่ทิ้งสารตกค้างหลังจากผ่านกระบวนการบัดกรี
2. ฟลักซ์ชนิด RMA ใช้ทำความสะอาดผิวที่มีสิ่งสกปรกมากกว่าเล็กน้อยแต่จะทิ้งสิ่งตกค้างมากกว่า R flux หลังจากการบัดกรีจำเป็นต้องทำความสะอาดด้วยน้ำยาทำความสะอาดฟลักซ์
3. ฟลักซ์ชนิด RA มีความสามารถในการทำความสะอาดสูงที่สุดแต่ก็ทิ้งสิ่งตกค้างมากที่สุดด้วยดังนั้นมักไม่ค่อยจะ

#### 2.4.2 Water soluble fluxes

ฟลักซ์ชนิดสามารถละลายน้ำและยังถูกเรียกว่า กรดอินทรีย์ (Organic acid : OA) อีกด้วย โดยทั่วไปมักจะมีส่วนผสมไกลคอล (Glycol) เป็นพื้นฐานเนื่องจากช่วยเพิ่มเสถียรภาพที่อุณหภูมิสูงโดยทำให้จุดเดือดของฟลักซ์สูงขึ้น แต่ข้อเสียที่สุดของกรดอินทรีย์คือ มีแนวโน้มที่จะเกิดพันธะกับทั้งแผ่นวงจรและพื้นผิวโลหะดังนั้นจำเป็นต้องทำความสะอาด อีกทั้งฟลักซ์ชนิดนี้ยังมีความรุนแรงต่อการกำจัดออกซิเจนมากกว่าที่จำเป็น อย่างไรก็ตามฟลักซ์อินทรีย์มีความสามารถในการเกิดปฏิกิริยาสูง

กว่าฟลักซ์ชนิด RA ดังนั้นต้องทำความสะอาดมากกว่า ซึ่งสิ่งที่ตกค้างสามารถถูกกำจัดด้วยน้ำมากกว่า สารละลายทำความสะอาดอื่นๆ แต่ก็ยังมีฟลักซ์ชนิดอนินทรีย์ด้วยซึ่งปกติแล้วจะมีประสิทธิภาพมากกว่าฟลักซ์ชนิด OA

### 2.4.3 No-Clean Fluxes

No-Clean Fluxes ทำมาจากการผสมกันของยางสนอินทรีย์ ผสมกับตัวทำปฏิกิริยาอนินทรีย์ คุณสมบัติและลักษณะของของฟลักซ์ชนิดนี้มีความหลากหลายมากขึ้นอยู่กับส่วนผสมทางเคมีของฟลักซ์ ตัวอย่างเช่น ฟลักซ์บางตัวถึงแม้ว่าจะทิ้งคราบตกค้างเยอะจนดูไม่สวยงามแต่ก็ไม่ทำให้พื้นผิวเสียหายส่วน No-clean flux ที่ไม่ทิ้งคราบตกค้างหลังการบัดกรีก็มีด้วยเช่นกัน ข้อดีข้อใหญ่ของ No-Clean Flux คือ ไม่จำเป็นต้องทำความสะอาดพื้นผิวหลังจากการบัดกรี โดยที่คราบตกค้างเหล่านี้จะไม่มีผลต่อการนำไฟฟ้าหรือทำให้แผ่นวงจรไฟฟ้าเสียหาย แต่ก็ประสิทธิภาพน้อยกว่าฟลักซ์ชนิดอื่นๆ แล้วก็ควรจะใช้กับวัสดุที่บัดกรีนานเท่านั้น

การแบ่งประเภทฟลักซ์ตามมาตรฐาน J-STD-004A ได้แบ่งรูปแบบของฟลักซ์ที่ใช้ในแผ่นวงจรอิเล็กทรอนิกส์ตามการใช้งานได้แก่ ฟลักซ์ครีมเพสต์ฟลักซ์เหลว แกนฟลักซ์ และฟลักซ์เคลือบ ฟลักซ์ต่างๆเหล่านี้จะแบ่งตามส่วนประกอบออกเป็น 4 ชนิด ชั้นสน (RO) ยางสน (RE) อินทรีย์(OR) และ อนินทรีย์(IN) กลุ่มของสารประกอบแต่ละชนิดก็ถูกแบ่งออกเป็นอีก 6 ระดับการเกิดปฏิกิริยาตามคุณสมบัติการทำปฏิกิริยาของคราบฟลักซ์ตกค้างหลักจากบัดกรี โดยแบ่งออกเป็น

1. L คือ ฟลักซ์สามารถเกิดปฏิกิริยาได้ต่ำหรือไม่เกิดปฏิกิริยา
2. M คือ ฟลักซ์สามารถเกิดปฏิกิริยาได้ปานกลาง
3. H คือฟลักซ์สามารถเกิดปฏิกิริยาได้สูง

ระดับการเกิดปฏิกิริยาทั้ง 3 ระดับนี้สามารถเพิ่มเติมลักษณะค่าฮาล์ด (Halide) โดยใช้ 0 หรือ 1 ต่อหลัง โดย 0 คือ ไม่มีฮาล์ด ส่วน 1 คือ มีฮาล์ด ผลที่ได้จึงมีทั้งหมด 6 ระดับ เมื่อ 4 ส่วนประกอบ และ 6 ระดับการเกิดปฏิกิริยา จะได้สามารถแบ่งได้ทั้งหมด 24 ระดับ ตามตารางที่ 2.3ที่ได้จาก J-STD-004A โดย ระดับการเกิดปฏิกิริยาของฟลักซ์ตกค้างสามารถหาได้จาก Copper mirror test และ การทดสอบฮาไลด์ สามารถหาได้จากการทดสอบต่างๆเช่นการทดสอบฮาไลด์เชิงคุณภาพโดย การทดสอบกับกระดาษ Silver chromate และ การทดสอบกับสารละลาย Zirconium alizarin การทดสอบฮาไลด์เชิงปริมาณ โดย ไอออน โครมาโทกราฟี (Ion chromatography) เป็นต้น

การแบ่งประเภทฟลักซ์ตามสารประกอบ โดยฟลักซ์สามารถถูกจัดหมวดหมู่ได้ดังต่อไปนี้ ชนิดของตัวทำละลาย ลักษณะของชั้นสน การเกิดปฏิกิริยา และ องค์ประกอบฮาไลด์ รูปที่ 2.17 แสดงประเภทของโลหะบัดกรี

ตัวทำละลายเป็นวัสดุที่รวมองค์ประกอบของฟลักซ์เข้าไว้เป็นสารละลาย ปกติแล้วจะเป็นน้ำหรือแอลกอฮอล์ ฟลักซ์ชนิดแอลกอฮอล์มีข้อดีคือมีความสามารถในการละลายส่วนผสมต่างๆได้ง่าย แรงตึงผิวต่ำซึ่งดีต่อการเปียกหรือการแพร่กระจาย และแห้งง่ายในช่วงให้ความร้อน แต่ก็มีข้อเสียในด้านสามารถติดไฟได้และเป็นสารประกอบอินทรีย์ที่ระเหยได้ง่าย ในทางตรงกันข้าม ฟลักซ์ประเภทน้ำ ไม่มีความเสี่ยงในการติดไฟและไม่ปล่อยสารระเหยออกมา มีความสามารถในการละลายต่ำกว่า แรงตึงผิวสูงกว่า และทำให้แห้งได้ยากกว่า จึงทำให้อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์มีความชื้นทำให้มีความน่าเชื่อถือต่ำ

การแบ่งตามการเติมชั้นสนหรือยางไม้ นั้นถูกใช้กับทั้งฟลักซ์ชนิดน้ำและแอลกอฮอล์ การเติมชั้นสนลงในฟลักซ์ช่วยให้สามารถเกิดปฏิกิริยา เนื่องจากตัวของยางสนเป็นตัวทำปฏิกิริยาที่อุณหภูมิบัดกรี มีส่วนผสมของกรดที่สามารถทำปฏิกิริยากับโลหะออกไซด์ เมื่อให้ความร้อนจะหลอมละลายและช่วยให้กระบวนการบัดกรีมีความเสถียรทางอุณหภูมิ แต่เมื่อเย็นตัวลงจะมันจะแข็งตัวขึ้นและช่วยเคลือบป้องกันความชื้นบางส่วนที่ยังไม่สามารถระเหยหลังจากได้รับความร้อนขณะบัดกรี ดังนั้นฟลักซ์ชนิดนี้มีข้อดีคือ ราคาถูก เหมาะกับแผ่นวงจรที่ทำมาจากกระดาษ ส่วนฟลักซ์ที่ไม่ใช้ชั้นสน จะทิ้งคราบตกค้างไว้น้อย มีความสวยงาม ส่วนวัสดุที่ทำแผ่นวงจรไม่แนะนำให้ใช้กับฟลักซ์ชนิดนี้จะป็นพวกที่มีส่วนผสมของกระดาษ หรือมีรูพรุน

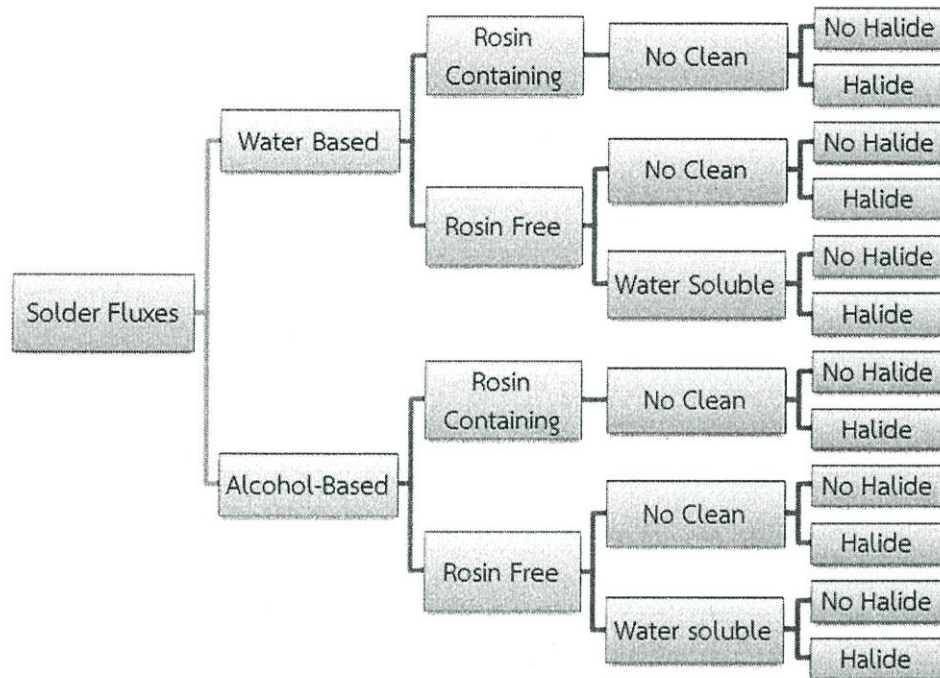
ตารางที่ 2.3 การจัดหมวดหมู่ของฟลักซ์ตามมาตรฐาน J-STD-004A

ส่วนประกอบของฟลักซ์	ระดับเกิดปฏิกิริยาของฟลักซ์ตกค้าง	เปอร์เซ็นต์ฮาไลด์ (wt.%)	ชนิดของฟลักซ์	ชื่อฟลักซ์
ชั้นสน (RO)	ต่ำ	0.00%	L0	ROLO
		< 0.5%	L1	ROL1
	ปานกลาง	0.00%	M0	ROM0
		0.5-2.0%	M1	ROM1
	สูง	0.00%	H0	ROH0
		> 2%	H1	ROH1
ยางสน (RE)	ต่ำ	0.00%	L0	RELO
		< 0.5%	L1	REL1
	ปานกลาง	0.00%	M0	REMO
		0.5-2.0%	M1	REM1
	สูง	0.00%	H0	REH0
		> 2%	H1	REH1
อินทรีย์ (OR)	ต่ำ	0.00%	L0	ORLO
		< 0.5%	L1	ORL1
	ปานกลาง	0.00%	M0	ORM0
		0.5-2.0%	M1	ORM1
	สูง	0.00%	H0	ORH0
		> 2%	H1	ORH1
อนินทรีย์ (IN)	ต่ำ	0.00%	L0	INL0
		< 0.5%	L1	INL1
	ปานกลาง	0.00%	M0	INM0
		0.5-2.0%	M1	INM1
	สูง	0.00%	H0	INH0
		> 2%	H1	INH1

การทำปฏิกิริยาทางเคมีของฟลักซ์ตกค้างพิจารณาจาก ความสามารถล้างด้วยน้ำ (Water washable) หรือ ไม่ต้องทำความสะอาด (No clean) ฟลักซ์ประเภทล้างด้วยน้ำเป็นฟลักซ์ที่กัดกร่อนสูง ต้องล้างด้วยน้ำออกให้หมดหลังจากการบัดกรี โดยส่วนใหญ่ประกอบไปด้วยกรดฮาไลด์และกรดอนินทรีย์ ซึ่งทำให้เกิดปฏิกิริยาที่อุณหภูมิห้องและจะลดลงขณะทำการบัดกรี ถ้าฟลักซ์ยัง

ตกค้างหลังจากบัดกรีมันจะยังคงกัดกร่อนโลหะบนแผ่นวงจรต่อไป ซึ่งทำให้เกิดความเสียหายซึ่งเป็นข้อเสียทำให้ต้องเสียค่าใช้จ่ายในการทำความสะอาดมากกว่าฟลักซ์ที่ไม่ต้องทำความสะอาด

ในกลุ่มสุดท้ายคือฟลักซ์ที่มีส่วนผสมฮาไลด์ ฮาไลด์ถูกใช้บ่อยเป็นตัวทำปฏิกิริยาเพราะว่ามีความสามารถในการลดโลหะออกไซด์อย่างรวดเร็ว เนื่องจากมีความสามารถในการเกิดปฏิกิริยาสูง แต่ก็ เป็นสาเหตุของการกัดกร่อนหลังจากบัดกรี ดังนั้นคนจำนวนมากจึงหลีกเลี่ยงการใช้ ส่วนฟลักซ์ที่ไม่มีส่วนผสมของฮาไลด์เป็นที่รู้กันว่ามีความปลอดภัยมากกว่าแต่โดยทั่วไปจะเกิดปฏิกิริยาได้น้อย และประสิทธิภาพในการเปียกแฉะ



รูปที่ 2.17 ชนิดของฟลักซ์ที่ถูกแบ่งตามองค์ประกอบ

การทำความสะอาดฟลักซ์คือ เพื่อที่จะล้างสิ่งเจือปนที่อยู่ในรูปของไอออนและฟลักซ์ตกค้าง โดยทั่วไปแล้วมักทำความสะอาดด้วยวิธีการจุ่มลงในสารละลายอินทรีย์เพื่อล้างฟลักซ์ จากตารางที่ 2.4 เป็นตารางสรุปการใช้วัสดุในการทำความสะอาดและฟลักซ์ชนิดต่างๆ และเนื่องจากการเปลี่ยนไปใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิดใหม่ๆ และการเพิ่มอุณหภูมิบัดกรีจึงจำเป็นต้องมีกระบวนการในการทำความสะอาดที่มีประสิทธิภาพมากขึ้นด้วย [27]

ตารางที่ 2.4 ชนิดของฟลักซ์ทั่วไปและวัสดุที่ใช้ทำความสะอาด

Cleaning medium	Flux type				
	Rosin (benign)	Rosin (aggressive)	WSF	SA	LSF
None (No-clean)	x	-	-		x

ตารางที่ 2.4(ต่อ)

Cleaning medium	Flux type				
	Rosin (benign)	Rosin (aggressive)	WSF	SA	LSF
Chlorinated solvents or CFC-113 based	x	x	-	x	-
Aqueous (saponifier)	x	x	x	-	-
Semiaqueous (terpenes)	x	x	x	x	-

## 2.5 โลหะพื้น (Base metal)[24]

โลหะบางชนิดสามารถบัดกรีได้ง่ายกว่าโลหะชนิดอื่น แต่ในการเพิ่มความสามารถในการบัดกรีของโลหะชนิดต่างอาจจะสามารถทำได้โดยการเคลือบโลหะชนิดที่มีความสามารถในการบัดกรีมากกว่าไปบนโลหะอีกชนิดหนึ่ง ดังนั้นจำเป็นต้องมีการแบ่งชนิดของโลหะที่จะนำไปเคลือบกับโลหะที่จะถูกเคลือบ ด้วยเหตุนี้จึงเป็นเรื่องยากที่จะจำแนกวัสดุทั้งหมดว่าวัสดุไหนที่มีความสามารถในการบัดกรีและวัสดุไหนที่ไม่มีความสามารถในการบัดกรี อย่างไรก็ตามก็มีกฎเกณฑ์พื้นฐานที่แนะนำไว้เป็นแนวทาง โดยการบัดกรีอ่อนสามารถทำได้ง่ายกว่าบนโลหะที่ไม่เกิดออกไซด์ได้ง่ายเกินไป เช่น ดีบุก ทองแดง เหล็กอ่อน นิกเกิล ทอง และ เงิน ในทางกลับกันโลหะที่มีชั้นออกไซด์ที่มีความแข็งแรงมาก เช่น ไทเทเนียม แทนทาลัม เป็นโลหะที่ไม่มีทางเป็นไปได้ที่จะนำมาบัดกรี โลหะและโลหะผสมที่ใช้ในทางวิศวกรรมมีระดับความยากง่ายในการบัดกรีแตกต่างกัน และบางชนิดต้องผ่านกระบวนการเฉพาะก่อนนำมาใช้งาน ตารางที่ 2.5 แสดงโลหะพื้นชนิดต่างๆกับความสามารถในการบัดกรี โลหะส่วนมากที่ใช้กันทั่วไปในอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์เพื่อเอามาทำเป็น อุปกรณ์เชื่อมต่อ ตัวนำบนแผ่นวงจร และขาอุปกรณ์ ได้แก่ ทองแดง นิกเกิล เหล็ก ทอง และ เงิน เป็นต้น

ทองแดงและโลหะผสมทองแดง ทองแดงเป็นโลหะที่เป็นส่วนประกอบหลักที่ถูกลำนำไปใช้ในการบัดกรีมากที่สุด และแผ่นทองแดงที่ได้รับการทำความสะอาดแล้วจะมีความสามารถในการบัดกรีที่ดีเมื่อนำมาใช้ร่วมกับฟลักซ์ชนิดไม่กัดกร่อน ออกไซด์ของทองแดงค่อนข้างที่จะเกิดขึ้นง่ายและมีคุณสมบัติที่เหมาะสมที่ช่วยในการปกป้องผิวและเคลือบแผ่นทองแดง เพื่อที่จะรักษาความสามารถในการบัดกรี แต่ออกไซด์นี้ไม่ทนต่อการกัดกร่อนของฟลักซ์ซึ่งช่วยให้สามารถบัดกรีได้ทองแดงที่ผสมดีบุกหรือเรียกอีกชื่อว่าบรอนซ์ โลหะชนิดนี้มีความสามารถในการบัดกรีสูงเมื่อใช้คู่กับโลหะบัดกรี Sn-Pb ส่วนการเตรียมแผ่นโลหะสำหรับบัดกรีก็เหมือนกับการเตรียมแผ่นทองแดง และใช้ฟลักซ์ชนิด RA หรือ ฟลักซ์ระดับปานกลางก็เพียงพอแล้ว และเมื่อเติมสังกะสีเล็กน้อยลงในบรอนซ์จะเรียกโลหะชนิดนี้ว่า กันเมทัล (Gunmetal) มีความสามารถในการบัดกรีคล้ายๆกับบรอนซ์

ตารางที่ 2.5 โลหะชนิดต่างๆและการนำมาใช้เป็นโลหะพื้น

โลหะพื้น	ชนิดฟลักซ์			ไม่แนะนำ สำหรับการ นำมาใช้
	ไม่กัดกร่อน	กัดกร่อน	ใช้กับฟลักซ์หรือ โลหะบัดกรีเฉพาะ	
Al			x	
Au	x			
Cu	x	x		
Cu-Cr		x		
Cu-Ni		x		
Cu-Si		x		
Be				x
Cr				x
Ti				x
Ni		x		
Steel		x		
Sn	x	x		
Sn-bronze	x	x		
Sn-Pb	x	x		
Sn-Ni	x	x		
Sn-Zn	x	x		

นิกเกิลและโลหะผสมนิกเกิลมีความสามารถในการบัดกรีสูงดังนั้นจึงนิยมนำมาเคลือบบนแผ่นโลหะเพื่อเพิ่มความสามารถในการบัดกรี โลหะผสมนิกเกิลยังสามารถนำมาบัดกรีได้ทันที ดังนั้นจึงสามารถใช้คู่กับฟลักซ์ชนิด RMA ก็เพียงพอแล้ว แต่ก็ควรทราบไว้ว่าโลหะที่ผสมนิกเกิลเพื่อเพิ่มความต้านทานการกัดกร่อน

ทอง เงินและโลหะผสมของธาตุเหล่านี้ ถูกนำมาใช้ทางอิเล็กทรอนิกส์เช่น เป็นสายตัวนำขนาดเล็ก หรือแผ่นฟิล์มเคลือบผิวต่างๆ โดยปกติแล้วโลหะชนิดนี้จะเกิดการแผ่กระจายและมีคุณสมบัติเปียกที่ดีอยู่แล้ว ดังนั้นสามารถใช้ฟลักซ์ที่ไม่กัดกร่อนแรงมากเช่น RMA ก็เพียงพอแล้ว แต่แร่เงินอาจจะเกิดสารประกอบ Sulphide tarnish film ซึ่งจะลดความสามารถในการบัดกรี โดยฟิล์มนี้เอาออกได้ยาก ดังนั้นจำเป็นต้องเก็บรักษาในสภาพแวดล้อมที่ดี และมันเป็นที่ทราบกันดีว่าทองและเงินละลายลงในโลหะบัดกรีได้อย่างรวดเร็ว และนั่นทำให้เกิดปัญหา เช่นมีความเสี่ยงที่แผ่นโลหะทั้งสองชนิดนี้จะละลายรวมไปกับโลหะบัดกรีจนเหลือเพียงแผ่นบางๆหรือละลายอย่างสมบูรณ์ ข้อเสียหลักของทองในด้านการบัดกรีคือสามารถทำให้รอยต่อเปราะยกเว้นว่านำมาใช้อย่างระมัดระวัง

## 2.6 แผนภูมิเฟสของโลหะบัดกรี (Phase diagram)

การควบคุมและออกแบบกรรมวิธีการทางความร้อนจำเป็นต้องมีความรู้เกี่ยวกับแผนภูมิเฟส เนื่องจากสมบัติต่างๆของวัสดุมีความสัมพันธ์กับโครงสร้างจุลภาคและกรรมวิธีทางความร้อน แผนภูมิเฟสจะบอกถึงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและส่วนผสมทางเคมี อีกทั้งปริมาณและชนิดของเฟสต่างๆที่สามารถเกิดขึ้นได้ในสมดุล (อัตราการเย็นตัวช้า) แผนภูมิเฟสแผนภูมิเฟสมีหลายชนิด ไม่ว่าจะ

จะเป็นระบบที่มีองค์ประกอบ 2 ชนิดขึ้นไปจนถึง 4 ชนิด ซึ่งจะมีความซับซ้อนมากขึ้นเมื่อจำนวนองค์ประกอบของธาตุที่มากขึ้น

### 2.6.1 พฤติกรรมการแข็งตัว

โลหะบัดกรีหลอมเหลวที่อยู่บนผิวระหว่างรอยต่อเมื่อเริ่มเย็นตัวลงทำให้รอยต่อแข็งขึ้น กระบวนการแข็งตัวนี้ทำให้เกิดโครงสร้างจุลภาคซึ่งส่งผลต่อคุณสมบัติทางกล โดยกระบวนการนี้เกิดขึ้นจากการเกิดนิวเคลียส และการโตของเกรน ซึ่งถูกกระตุ้นโดยการเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระเมื่ออุณหภูมิเริ่มลดลง

โลหะบัดกรีส่วนใหญ่เป็นโลหะผสมที่มีหลายเฟส ซึ่งการเปลี่ยนแปลงของเฟสหลายๆเฟส เนื่องการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิจึงเป็นเรื่องที่ซับซ้อน ดังนั้นเราจึงต้องเข้าใจแรงขับเคลื่อนที่ส่งผลต่อการแข็งตัว โดยพิจารณาจากการแข็งตัวของดีบุกบริสุทธิ์ พลังงานอิสระของเฟสใดๆ (Free Energy : F) ที่อุณหภูมิ T ซึ่งอยู่ในรูปของฟังก์ชัน เอนทัลปี H และ เอนโทรปี S จากสมการที่ 2.1 นี้ เราประมาณค่าพลังงานอิสระของเฟสของแข็งและของเหลว

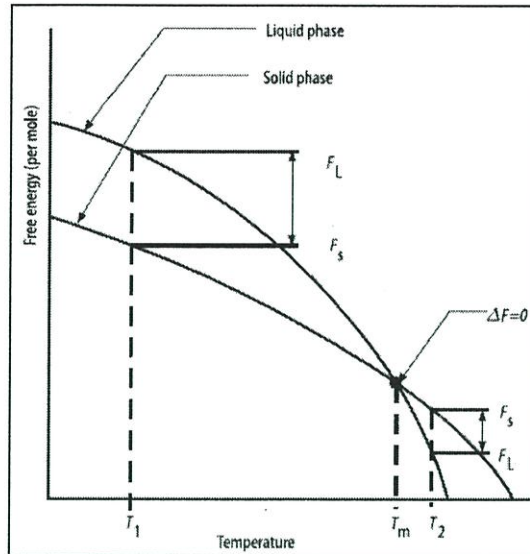
$$F=H-TS \quad (2.1)$$

จากรูปที่ 2.18 กราฟตัวอย่างความสัมพันธ์ระหว่างการเปลี่ยนแปลงของพลังงานอิสระกับอุณหภูมิของทั้งของสถานะของเฟสแข็งและของเหลว โดยกราฟทั้งสองเส้นจะตัดกันที่อุณหภูมิจุดหลอมเหลวของสสาร ( $T_m$ ) หมายถึงทั้งเฟสของแข็งและของเหลวมีความสมดุลกันส่วนที่อุณหภูมิ  $T_1$  ซึ่งอุณหภูมิต่ำกว่าจุดหลอมเหลว ดังนั้นพลังงานอิสระของของแข็งมีน้อยกว่าทำให้คงสภาพเป็นของแข็งได้ดีกว่า ในทางกลับกันที่อุณหภูมิเหนือจุด  $T_2$  พลังงานอิสระของของเหลวต่ำกว่าทำให้คงสภาพเป็นของเหลวได้ดีกว่า

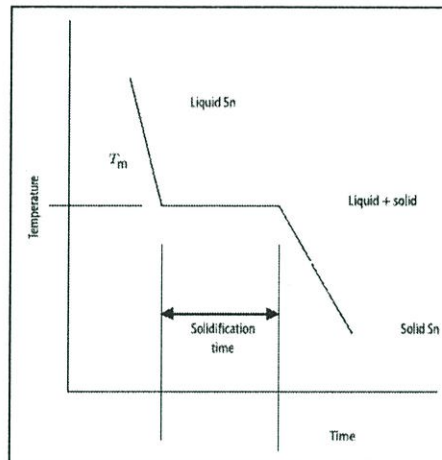
เมื่อปล่อยให้อุณหภูมิลดลงหรือเย็นตัวลงตามรูปที่ 2.19 จะพบว่าขณะการเปลี่ยนสถานะมีช่วงเวลาหนึ่งที่อุณหภูมิกงที่อยู่จุดหลอมเหลว อีกทั้งสภาพนี้ยังเกิดที่จุดยูเทคติกของโลหะผสมด้วย เช่น ที่  $96.2\text{Sn}-3.8\text{Ag}$  แต่โลหะบัดกรีที่ไม่ใช่ส่วนผสมยูเทคจะจะมีจุดหลอมเหลวมากกว่าช่วงอุณหภูมินี้

กระบวนการเปลี่ยนสถานะไปเป็นของแข็งของรอยต่อโลหะบัดกรีและโลหะผสมเกิดขึ้นระหว่างพื้นผิวของแข็งและของเหลวส่งผลให้เกิดการแพร่ข้ามรอยต่อ ทำให้เกิดโครงสร้างของของแข็งเข้าไปในของเหลว การเกิดโครงสร้างนี้มีผลทำให้ส่วนประกอบและคุณสมบัติทางอุณหภูมิลดลง และขนาดและชนิดของโครงสร้างเป็นตัวกำหนดโครงสร้างของรอยต่อโดยพิจารณาจากอัตราการเย็นตัว

เคยมีการศึกษาความเร็วในการเย็นตัวต่อโครงสร้างของโลหะบัดกรีโดย K.S. Kim และคณะ ได้ทำการศึกษา การแข็งตัวของโลหะบัดกรี  $\text{Sn}-3.0\text{Ag}-0.5\text{Cu}$ ,  $\text{Sn}-3.5\text{Ag}-0.7\text{Cu}$  และ  $\text{Sn}-3.9\text{Ag}-0.6\text{Cu}$  ที่ความเร็วการแข็งตัว 3 ระดับ ผลที่ได้ตามรูปที่ 2.20

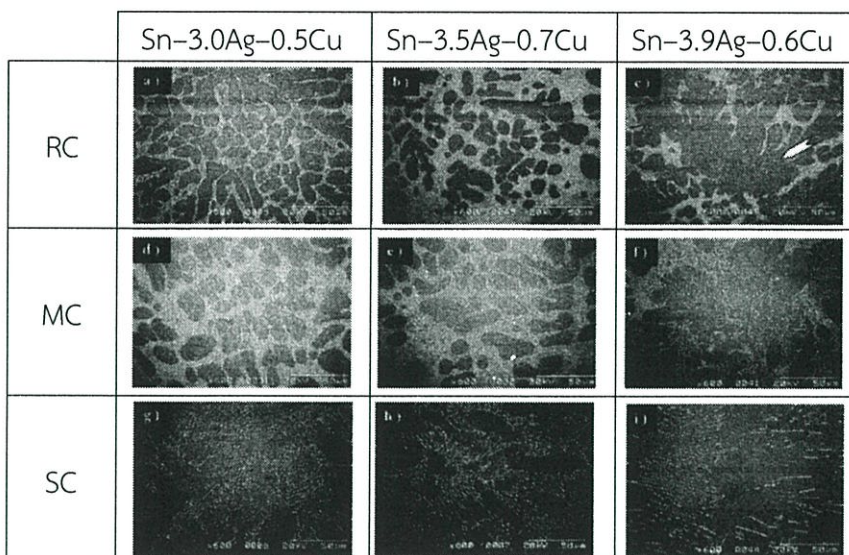


รูปที่ 2.18 การเปลี่ยนแปลงพลังงานอิสระที่มีผลต่อสถานะของแข็งและของเหลว [27]



รูปที่ 2.19 เส้นกราฟการเปลี่ยนสถานะของของแข็งและของเหลวของโลหะบริสุทธิ์และโลหะผสมยูเทคติก [27]

ในกรณีของการแข็งตัวอย่างรวดเร็ว (RC) พบว่าเกรน  $\beta$ -Sn ถูกล้อมรอบโดยเฟสยูเทคติก โดยเฉพาะโลหะบัดกรี Sn-3.9Ag-0.6Cu มีเฟสยูเทคติกใหญ่มากในบริเวณที่ลูกศรชี้ในรูปที่ 2.20 นอกจากนั้นโครงสร้างแบบร่างแหของ Sn-3.9Ag-0.6Cu ไม่ต่อเนื่องกัน แต่เจอในโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.5Ag-0.7Cu ซึ่งมีความกว้างมากกว่าโลหะบัดกรีอีกสองชนิดในกรณีของการแข็งตัวอย่างปานกลาง (MC) แสดงผลใกล้เคียงกับการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว โดยโครงสร้างแบบร่างแหของยูเทคติกของ Sn-3.0Ag-0.5Cu กว้างมากกว่าการเย็นตัวแบบ RC และพื้นที่สัดส่วนยูเทคติกมีมากขึ้นกว่าการเย็นตัวแบบ RC ด้วยในทางกลับกัน ชิ้นงานตัวอย่างการเย็นตัวอย่างช้า (SC) แสดงโครงสร้างยูเทคติกที่หายaby โดยเฉพาะโลหะบัดกรี Sn-3.9Ag-0.6Cu ซึ่งยูเทคติกเฟสสูญเสียโครงสร้างแบบร่างแห ดังนั้นจึงสรุปว่าอิทธิพลของสารประกอบในโลหะบัดกรีและความเร็วในการเย็นตัว ทำให้โครงสร้างยูเทคติกหายabขึ้นโดยการลดความเร็วในการเย็นตัวและโดยการเพิ่มปริมาณ Ag [28]



รูปที่ 2.20 โครงสร้างของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu, Sn-3.5Ag-0.7Cu และ Sn-3.9Ag-0.6Cu เนื่องจากการแข็งตัว [29]

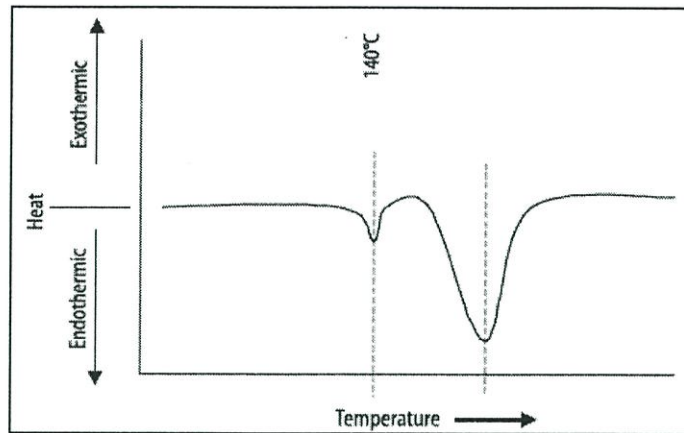
### 2.6.1.1 การศึกษาพฤติกรรมการแข็งตัวและการหลอมละลายของโลหะบัดกรี โดยเครื่อง Differential scanning calorimetry

Differential scanning calorimetry (DSC) เป็นเครื่องมือที่มีความสามารถในการวัดการตัวแปรที่ส่งผลการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิในการหลอมเหลวหรือการแข็งตัว โดยชิ้นงานจะถูกควบคุมอัตราการให้ความร้อน แล้วสังเกตทิศทางการไหลของพลังงานความร้อน ขณะที่เปลี่ยนแปลงสถานะจากของแข็งไปเป็นของเหลว โดยเรียกสภาวะขณะที่ชิ้นงานดูดความร้อนว่า Endothermic และค่าความร้อนที่ถูกดูดซับมากที่สุดเรียกว่าความร้อนของการเกิด หรือ เอนทัลปีของการเกิด ( $\Delta H_f$ )

เครื่องทดสอบ DSC จะสามารถจำแนกช่วงการหลอมเหลวของสารที่ไม่ใช่ระบบยูเทคติกได้ โดยจะแสดงการเปลี่ยนแปลงสถานะของเฟสที่สองของโลหะผสมให้ปรากฏได้ด้วยวิธีการตรวจจับที่ได้จาก DSC แสดงตามรูปที่ 2.21 ซึ่งแสดงลักษณะของการเปลี่ยนแปลงสถานะของเฟสที่จุดหลอมเหลวต่ำที่เยียด  $140\text{ }^{\circ}\text{C}$  เฟสลำดับที่สองนี้สามารถทำให้เกิดความเสียหายของระต่อโลหะบัดกรีขณะโลหะบัดกรีหลอมเหลวแข็งตัว ตัวอย่างของอุณหภูมิเริ่มหลอมเหลวของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu

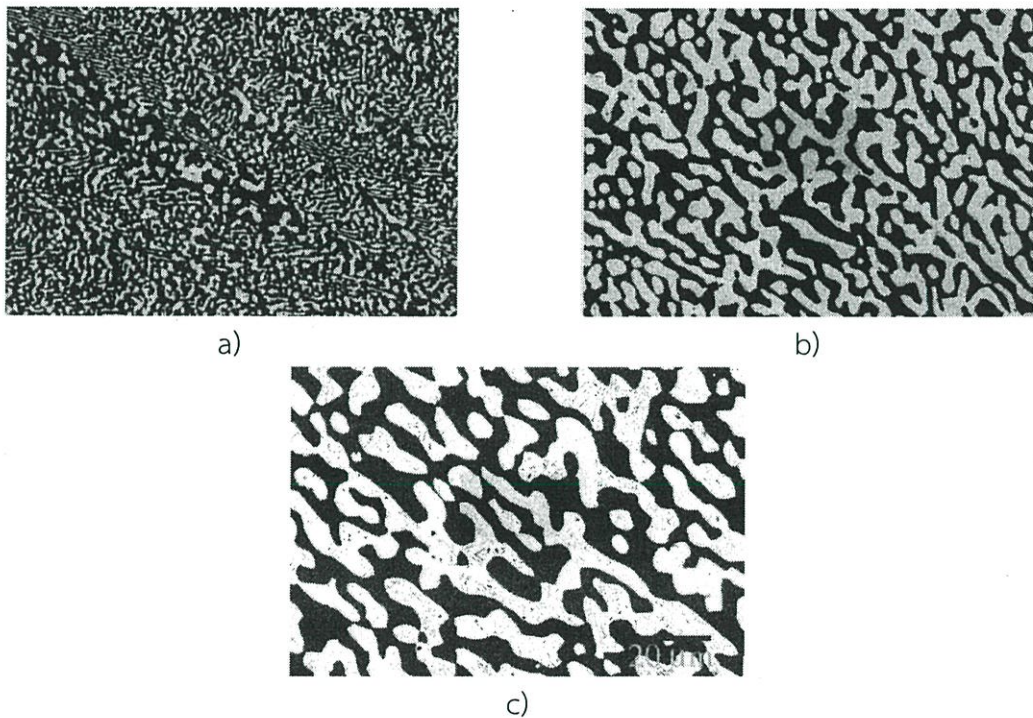
### 2.6.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี

นอกจากเฟสไดอะแกรมที่สามารถบอกคุณสมบัติของอุณหภูมิแล้วยังสามารถอธิบายลักษณะของโครงสร้างจุลภาคได้ การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเพื่อศึกษา การกระจายตัว ลักษณะเกรน ขนาดของเกรน รวมถึงชนิดและขนาดของของสารประกอบที่เกิดขึ้น เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคเหล่านี้สามารถส่งผลกระทบต่อคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีตัวอย่างเช่น ความสามารถในการยึด พฤติกรรมการคืบ มีอิทธิพลต่อการทนทานความล้าและความน่าเชื่อถือของรอยต่อ โลหะบัดกรีชนิด Sn-Pb เป็นโลหะบัดกรีที่ถูกใช้และศึกษากันมานาน และได้ขยายขอบเขตการศึกษาไปยังโลหะบัดกรีชนิดอื่นๆ



รูปที่ 2.21 ตัวอย่างผลที่ได้จากการทดสอบด้วยเครื่อง DSC แสดงจุดหลอมเหลว

จากรูปที่ 2.22 a b และ c เฟสของตะกั่วมีขนาดใหญ่ขึ้นและเห็นอย่างชัดเจนทั้งรูปร่างเฟส หลังจากการบ่ม อีกทั้งระยะห่างระหว่างบริเวณตะกั่วเพิ่มขึ้นด้วยและในโลหะบัดกรีมีแนวโน้มที่รูปร่างโครงสร้างยูเทคติกเป็นทรงกลมน้อยลง [30]



รูปที่ 2.22 การเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-Pb เนื่องจากการบ่มที่อุณหภูมิ 150°C. (a) as-cast (b) 24 ชั่วโมง และ (c) 288 ชั่วโมง [30]

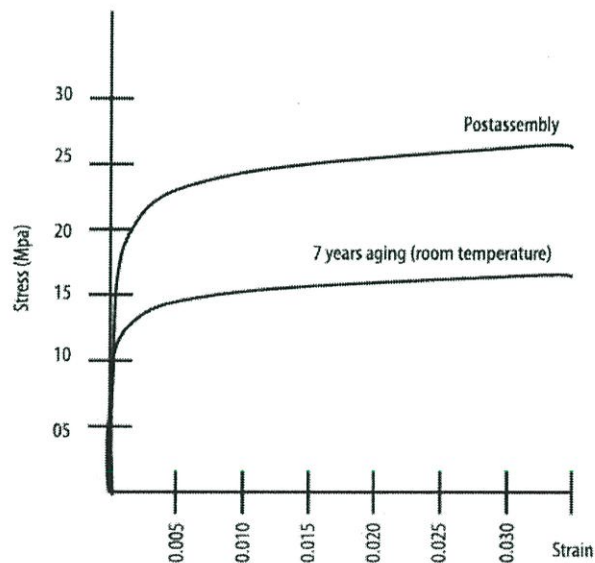
[27] อิทธิพลซึ่งทำให้โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีเปลี่ยนแปลง ได้แก่ อุณหภูมิ ความเค้น ความเครียด และความหนาแน่นของกระแสไฟฟ้า ในสถานะปกติอะตอมจะมีพลังงานงานอยู่ในสถานะเสถียร การที่อะตอมจะเคลื่อนที่ได้ต้องเอาชนะพลังงานกระตุ้น (Activation energy :  $Q$ ) โดยให้พลังงานความร้อนแก่อะตอม เช่น เมื่อโลหะถูกใช้งานที่อุณหภูมิสูงกว่า 0.3 ถึง 0.5 ของอุณหภูมิหลอมเหลว จะทำให้เกิดกระบวนการแพร่อย่างรวดเร็วพลังงานกระตุ้นสำหรับการแพร่ของอะตอมมี

ค่าแตกต่างกัน หากพลังงานกระตุ้นมีค่าต่ำหมายถึงการแพร่สามารถเกิดขึ้นได้ง่าย โดยการแพร่ที่ขอบเกรน หรือการแพร่ระหว่างเฟส จะขึ้นอยู่กับวิธีการแพร่ของแต่ละชนิด ผลที่เกิดขึ้นตามมาจากระบวนการแพร่เหล่านี้คือ การโตของเฟสรอง (Secondary phase) ในเฟสหลัก (Primary phase) ประกอบกับการรวมกลุ่มเข้าด้วยกันของเฟสรองภายในโครงสร้าง เช่น ขนาดของเฟส Pb ที่เพิ่มขึ้นในเนื้อเมทริกซ์ Sn ดังรูปที่ 2.22

### 2.6.3 ปัจจัยที่ทำให้โครงสร้างเปลี่ยนแปลง

อัตราการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างมีความสำคัญอย่างมากต่อการเข้าใจความสัมพันธ์ระหว่างผลของคุณสมบัติและสภาพการใช้งานของโลหะบัดกรี โดยทำความเข้าใจถึงสิ่งที่มีผลให้โครงสร้างเปลี่ยนแปลง

การเปลี่ยนแปลงที่เกิดขึ้นเหล่านี้ส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลของรอยต่อขณะนำไปใช้งานสำหรับโลหะบัดกรีชนิด Sn-Pb ที่มีความหนาของโครงสร้างมากขึ้นส่งผลต่อคุณสมบัติในการรับแรงดึงจากสาเหตุนี้สามารถคาดการณ์ได้ว่าโครงสร้างที่มีความหนามากขึ้นจะมีผลต่อจุดครากด้วย โดยจะทำให้จุดครากลดลงตามรูปที่ 2.23 จากการทดสอบการทดสอบการตีแท่งโลหะบัดกรีที่อัตราการดึงเดียวกัน เปรียบเทียบโลหะบัดกรีที่บ่มที่อุณหภูมิห้องเป็นระยะเวลา 7 ปี กับ 1 สัปดาห์



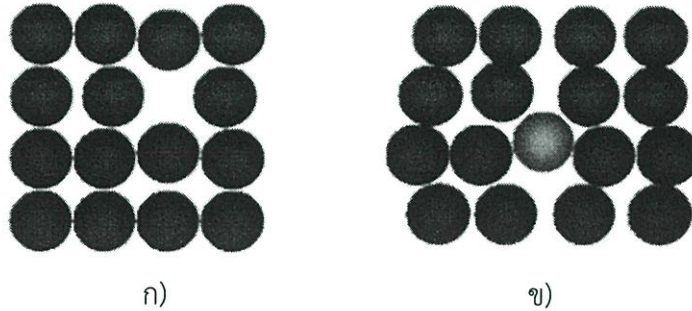
รูปที่ 2.23 ผลของการบ่มต่อคุณสมบัติในการรับแรงดึงของแท่งโลหะบัดกรี Sn-Pb [31]

### 2.6.4 การแพร่

การแพร่เกิดจากการเคลื่อนที่ของอะตอมสามารถเกิดขึ้นได้ทุกสถานะ ไม่ว่าจะเป็นของแข็งของเหลวและก๊าซเพื่อทำให้เนื้อของวัสดุสม่ำเสมอ โดยความยากง่ายของการแพร่ขึ้นอยู่กับ ความเข้มข้นและอุณหภูมิของวัสดุ เมื่อวัสดุผลึกของแข็งได้รับพลังงานจะทำให้อะตอมในโครงสร้างเคลื่อนที่กระโดดจากแลตทิซหนึ่งไปยังตำแหน่งอื่นๆ ซึ่งมีทั้งการแพร่ในตัวเองและการแพร่เข้าไปในอะตอมชนิดอื่น โดยจะกล่าวรายละเอียดในหัวข้อสิ่งเจือปนในของแข็ง

1. กำหนดแบบจุดคือช่องว่างในตำแหน่งที่ควรมีอะตอมดังรูปที่ 2.24 ในความเป็นจริง การสร้างผลึกจะมีช่องว่างเกิดขึ้นเสมอ

การแทรกตัวในตัวเอง คือการที่อะตอมในผลึกอยู่ในช่องว่างระหว่างอะตอมซึ่งโดยปกติช่องว่างนี้จะมีอะตอมอยู่สำหรับโลหะ การแทรกตัวในตัวเองจะทำให้เกิดการบิดเบี้ยวขึ้นอย่างมาก เนื่องจากอะตอมมีขนาดใหญ่กว่าช่องว่างมาก ทำให้การแทรกตัวในตัวเองเกิดขึ้นยาก ตำแหน่งแบบนี้จึงเกิดได้น้อยกว่าแบบช่องว่างมาก



รูปที่ 2.24 ชนิดของตำแหน่งต่างๆ ก) ตำแหน่งช่องว่างข) ตำแหน่งแทรกตัวในตัวเอง

#### 2.6.4.1 สิ่งเจือปนในของแข็ง [32]

ในความเป็นจริง เราไม่สามารถผลิตโลหะบริสุทธิ์ที่ประกอบขึ้นจากอะตอมของธาตุนั้นๆ เพียงธาตุเดียวได้ เพราะจะมีสารเจือปนอยู่เสมอ ในบางครั้งสารเจือปนนี้เป็นตำแหน่งของผลึก โลหะบริสุทธิ์ 99.99 % สามารถผลิตได้ แต่กรรมวิธีมีความยุ่งยากซับซ้อนมาก สำหรับความบริสุทธิ์ในระดับนี้ ใน 1 ลูกบาศก์เมตรมีอะตอมมลทินน้อยมากเมื่อเทียบกับอะตอมทั้งหมด โดยทั่วไปโลหะที่ใช้ในงานจะไม่ใช้โลหะที่บริสุทธิ์ ส่วนมากมักเติมธาตุเจือเพื่อให้ได้คุณสมบัติที่ต้องการ เช่น ถ้าต้องการเพิ่มสมบัติทางกลและทนทานต่อการกัดกร่อน ตัวอย่างหนึ่งที่ได้ชัดเจน คือ เงินสเตอร์ริง (92.5%Ag-7.5%Cu) เมื่อเติมทองแดงลงในเงินจะได้เงินสเตอร์ริงซึ่งความแข็งแรงสูงกว่าเงินบริสุทธิ์แต่ทนการกัดกร่อนได้ไม่ดีเท่าเงินได้ดีไม่เท่าเงินบริสุทธิ์การเติมธาตุผสมอื่นๆ ลงไปทำให้เกิดสารละลายของแข็งหรือเฟสที่สอง ขึ้นอยู่กับชนิดของสารที่เติมและปริมาณ รวมทั้งอุณหภูมิของธาตุผสมสามารถแสดงในเฟสไดอะแกรม

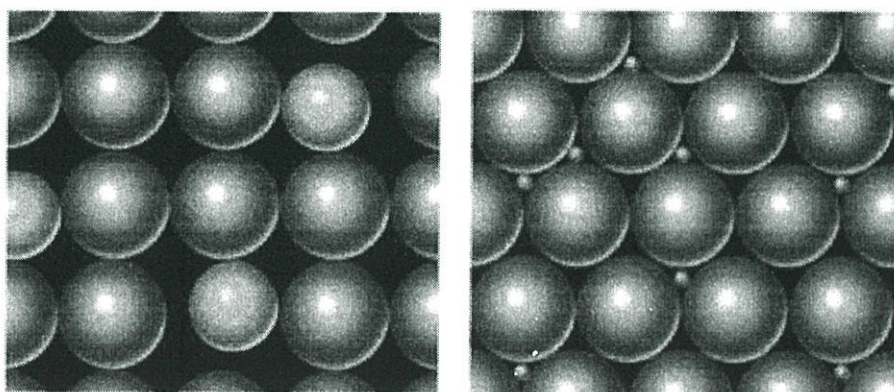
สารละลายของแข็ง เกิดจากการเติมอะตอมของตัวถูกละลายลงในตัวทำละลายโดยสร้างโครงสร้างผลึกของตัวทำละลายไม่เปลี่ยนแปลง สารละลายของแข็งเมื่อผสมกันจะกลายเป็นเนื้อเดียวโดยตัวถูกละลายอย่างเป็นอิสระหรือเป็นระเบียบก็ได้ตำแหน่งจุดจากธาตุเจือส่วนมากพบมากในสารละลายของแข็งและสามารถแบ่งออกเป็น 2 ชนิด คือ ตำแหน่งแบบแทนที่ (Substitutional) และตำแหน่งแบบแทรกตัว (Interstitial) สำหรับตำแหน่งแบบแทนที่ อะตอมของตัวถูกละลายจะแทนที่ตำแหน่งของอะตอมตัวทำละลายตามรูปที่ 2.25 คุณลักษณะต่างๆของอะตอมตัวทำละลายและตัวถูกละลายเป็นตัวกำหนดความสามารถในการละลายดังต่อไปนี้

1. ขนาดอะตอมของตัวถูกละลายจะสามารถละลายในตัวทำละลายได้ เมื่อรัศมีของอะตอมทั้ง 2 ชนิดแตกต่างกันไม่เกิน 15% เพราะถ้ารัศมีของอะตอมทั้งสองต่างกันมากกว่า 15% จะทำให้ผลึกบิดเบี้ยวมากจนเกิดเฟสใหม่

2. โครงสร้างผลึก ตัวถูกละลายจะละลายในตัวทำละลายได้ก็ต่อเมื่อโลหะทั้ง 2 ชนิด มีโครงสร้างผลึกเหมือนกัน

3. อิเล็กโตรเนกาติวิตี ต้องไม่ต่างกันมากเกินไป ถ้าวัสดุชนิดหนึ่งเป็นอิเล็กโตรโพสิทีฟและอีกชนิดเป็นอิเล็กโตรเนกาทีฟจะมีโอกาสเกิดสารประกอบ (Intermetallic compounds) มากกว่าเกิดสารละลายของแข็ง

4. วาเลนซ์ ธาตุทั้งสองควรมีประจุที่เท่าๆกัน ตัวถูกละลายที่มีค่าวาเลนซ์สูงกว่า จะละลายได้ดีกว่า



ก)

ข)

รูปที่ 2.25 ชนิดของตำหนิแบบต่างๆ ก) ตำหนิแบบแทนที่ข) ตำหนิแบบแทรกตัว

ระบบทองแดงนิกเกิลเป็นตัวอย่างของระบบที่มีการละลายแบบแทนที่ โลหะทั้ง 2 ชนิดนี้สามารถละลายเข้ากันได้อย่างสมบูรณ์ จากคุณลักษณะที่เป็นตัวกำหนดความสามารถในการละลายที่กล่าวมาแล้ว จะเห็นว่าสำหรับระบบทองแดงนิกเกิล ค่ารัศมีอะตอมของทองแดง 0.128 nm และนิกเกิล 0.125 nm และมีโครงสร้าง FCC เหมือนกัน ค่าอิเล็กโตรเนกาติวิตี 1.9 และ 1.8 และวาเลนซ์ของทองแดง +1 นิกเกิลมีค่า +2

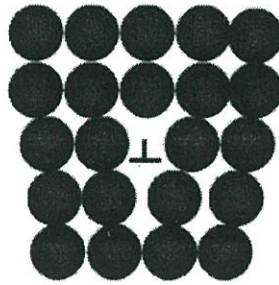
สำหรับสารละลายของแข็งแบบแทรกตัว อะตอมของตัวถูกละลายแทรกอยู่ในช่องว่างของอะตอมตัวทำละลายหรืออะตอมหลักดังรูปที่ 2.25x สำหรับโลหะที่มีค่าอะตอมแพกกิงแฟคเตอร์ (Atom packing factor, APF) สูงช่องว่างระหว่างอะตอมจะมีขนาดเล็ก อะตอมที่สามารถอยู่ในตำแหน่งแทรกตัวได้ต้องมีขนาดเล็กกว่าอะตอมของธาตุหลักมากจึงทำให้ความสามารถในการละลายแบบแทรกตัวมีค่าต่ำมาก (ไม่เกิน 10%) เพราะอะตอมของตัวถูกละลายถึงแม้จะมีขนาดเล็ก แต่ยังคงมีขนาดใหญ่กว่าช่องว่างระหว่างอะตอมอยู่มากส่งผลให้เกิดความเครียดขึ้นเช่น คาร์บอนเป็นตัวถูกละลายแบบแทรกตัวเมื่อเติมลงในเหล็กสามารถละลายได้สูงสุด 2% ขนาดของอะตอมคาร์บอนประมาณ 0.071 nm ในขณะที่อะตอมของเหล็กมีขนาด 0.124 nm เป็นต้น

## 2. ตำหนิแบบเส้น

ดิสโลเคชัน เป็นตำหนิแบบเส้น คือมี 1 มิติเกิดจากอะตอมเรียงตัวอย่างไม่เป็นระเบียบในผลึก ดิสโลเคชันในโลหะอาจเกิดขึ้นระหว่างการแข็งตัวการแปรรูปพลาสติก ความเค้นจากความร้อนที่เกิดจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว โดยมีสองชนิดคือ ดิสโลเคชันขอบ (Edge dislocations) และดิสโลเคชันเกลียว (Screw dislocations)

ดิสโลเคชันขอบ เกิดจากการที่มีระนาบของอะตอมเกินจากปกติ ขอบระนาบนี้สิ้นสุดอยู่ในผลึกตามรูปที่ 2.26

ดิสโลเคชันแบบเกลียว เกิดจากความเค้นเฉือน ทำให้เกิดการบิดเบี้ยวในผลึกดิสโลเคชันในผลึกที่พบจริงไม่ได้เป็นแบบขอบหรือแบบเกลียวอย่างใดอย่างหนึ่งเท่านั้นแต่จะมีลักษณะผสมของทั้งสองแบบ เรียกว่า ดิสโลเคชันแบบผสม สำหรับการอธิบายความแตกต่างระหว่างผลึกที่เสียรูปจากดิสโลเคชันกับผลึกที่สมบูรณ์ทางปริมาณสามารถใช้ เฮอร์เกอร์เวกเตอร์ (Burgers vector)



รูปที่ 2.26 ดิสโลเคชันขอบ

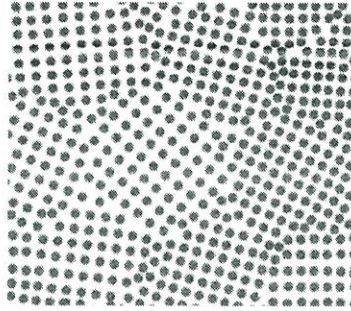
### 3. คำนิยามระนาบ

คำนิยามระนาบเป็นความไม่สมบูรณ์ที่อยู่ในรูปแบบของระนาบระหว่างระนาบต่างๆของวัสดุ สิ่งสำคัญของคำนิยามระนาบคือ ผิววนอก ขอบเกรน ที่เกิดจากโครงสร้างหรือทิศทางการเรียงตัวของอะตอมต่างกันอยู่ติดกัน

ผิววนอก (External surface) คือขอบเขตนอกสุดของผลึก อะตอมที่ผิววนอกสุดนี้จะมีพันธะระหว่างอะตอมน้อยกว่าอะตอมภายใน ดังนั้นจะมีระดับพลังงานสูงกว่าด้านใน พันธะที่ไม่ได้เกิดขึ้นนี้ทำให้เกิดพลังงานที่ผิว พลังงานพื้นผิวจะลดลงเมื่อพื้นที่ผิวด้านล่าง เช่นของเหลวที่มีพื้นที่ผิวด้านล่างที่สุดเมื่อมีรูปร่างทรงกลม เพราะมีพื้นที่ผิวด้านล่างที่สุด แต่การเปลี่ยนรูปร่างเพื่อลดพลังงานในของแข็งนั้นเกิดขึ้นได้ยาก

ขอบเกรน (Grain boundaries) คือขอบที่แบ่งเกรนที่มีทิศทางการเรียงตัวของอะตอมที่แตกต่างกันออกจากกัน จากรูปที่ 2.27 การเรียงตัวของอะตอมบริเวณขอบเกรนมีระยะห่างระหว่างอะตอมไม่เท่ากัน นอกจากนี้ทิศทางการเรียงตัวยังไม่ต่อเนื่องด้วยพันธะระหว่างอะตอม ที่บริเวณขอบเกรนจะไม่เกิดขึ้นอย่างสมบูรณ์เหมือนที่เกิดขึ้นภายในผลึก ทำให้มีพลังงานผิวเกิดขึ้นที่ขอบเกรน เช่นเดียวกับที่เกิดขึ้นกับผิวด้านนอก ถ้ายังระนาบการจัดเรียงตัวต่างกันมากพลังงานก็จะยังมีค่ามากและที่บริเวณขอบเกรนสามารถเกิดปฏิกิริยาได้ง่ายกว่าบริเวณภายในเกรน เนื่องจากมีพลังงานที่ผิวสูงกว่า นอกจากนี้อะตอมของสารเจือมักจะถูกแยกตัวออกมาที่บริเวณขอบเกรน เนื่องจากระดับพลังงานในบริเวณนั้นสูงกว่าที่อื่นๆ วัสดุที่มีเกรนขนาดใหญ่มีพื้นที่ขอบเกรนน้อยกว่าบริเวณที่มีขอบเกรนเล็ก ดังนั้นจึงมีพลังงานของเกรนน้อยกว่า และเมื่อเกรนโตขึ้นจะเป็นการลดพลังงานที่ขอบเกรนลงได้

ที่บริเวณขอบเกรนจะเก็บสะสมมลทินต่างๆในผลึกไม่ว่าจะเป็น ช่องว่าง ดิสโลเคชัน และข้อบกพร่องอื่นๆ เป็นต้น และผลกระทบที่เกิดจากสิ่งเหล่านี้ต่อสมบัติของโลหะบัดกรี ดังนั้นกลไกในการเสียรูปของโลหะคือการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันผ่านผลึก ขอบเกรน และมลทินต่างๆ มีบทบาทสำคัญต่อกระบวนการเสียรูป



รูปที่ 2.27 ลักษณะการจัดเรียงตัวของอะตอมและขอบเกรน

#### 2.6.4.2 กลไกการเพิ่มความแข็งแรงในโลหะ

นอกจากการออกแบบโลหะผสมที่มีความแข็งแรงสูงแล้ว ความเหนียวของโลหะก็จำเป็นเช่นกัน แต่โดยปกติความเหนียวจะสูญเสียไปเมื่อโลหะผสมแข็งแรงขึ้น เทคนิคการเพิ่มความแข็งแรงมีหลายวิธีแล้วแต่ความต้องการของผู้ออกแบบ อีกทั้งต้องคำนึงถึงคุณสมบัติปกติของวัสดุที่นำมาปรับปรุงว่าเหมาะสมกับงานหรือไม่จากที่เคยกล่าวมาแล้วว่ากลไกความแข็งแรงของวัสดุมีผลโดยตรงมาจากการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน เมื่อความสามารถในการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันลดลงก็จะส่งผลให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้น คือการต้องใช้แรงในการกระทำมากขึ้นเพื่อที่จะให้เกิดการเสียรูป ดังนั้นจะเห็นว่าเทคนิคการเพิ่มความแข็งแรงอยู่บนหลักการพื้นฐานคือ สามารถยับยั้งหรือหยุดการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน จะส่งผลให้วัสดุมีความแข็งแรงมากขึ้น ยกตัวอย่างเช่น

##### 1. การเพิ่มความแข็งแรงโดยการลดขนาดเกรน

ในโลหะหลายผลึก ขนาดเกรนมีอิทธิพลต่อสมบัติทางกลของวัสดุ ปกติแล้วขอบเกรนเกิดจากการเรียงตัวของอะตอมของเกรนที่แตกต่างกันมาอยู่ติดกันดังรูปที่ 2.27 การทำให้เกิดการเสียรูปร่างนั้น ดิสโลเคชันจำเป็นต้องเคลื่อนที่ผ่านขอบเกรน แต่การทำให้ดิสโลเคชันผ่านขอบเกรนได้จำเป็นต้องใช้แรงมากกว่าการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันภายในเกรน ดังนั้นขอบเกรนจึงทำหน้าที่เป็นตัวขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน เนื่องจากทิศทางการเรียงตัวของผลึกต่างกันการจะเปลี่ยนระนาบการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันจึงเป็นเรื่องยาก โดยเฉพาะเมื่อมีทิศทางการวางตัวแตกต่างกันมาก จากเหตุผลนี้วัสดุชนิดเดียวกันแต่มีเกรนเล็กละเอียดจะแข็งแรงกว่าวัสดุที่มีเกรนหยาบกว่า เพราะมีพื้นที่ขอบเกรนโดยรวมสูงกว่าซึ่งยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันได้มากกว่า จากสมการของฮอลล์เพตซ์ แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งแรงที่จุดครากกับขนาดของเกรนไว้ดังสมการที่ 2.2

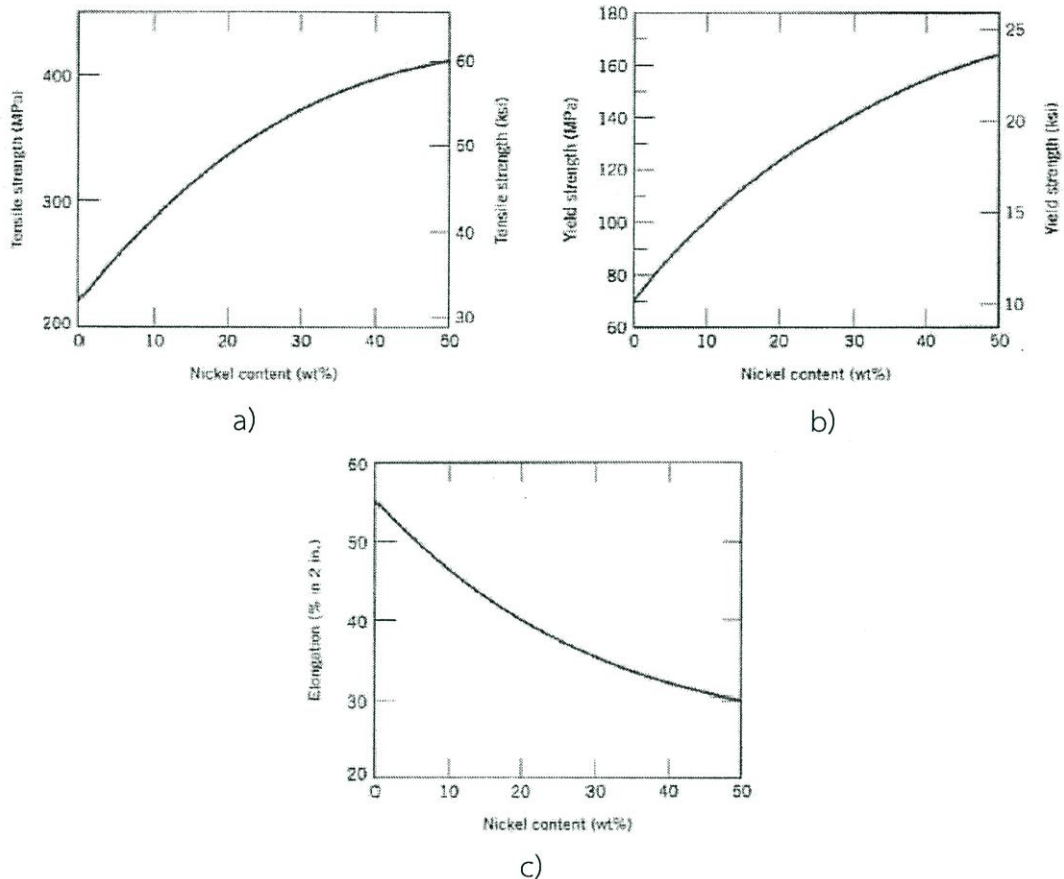
$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}} \quad (2.2)$$

โดยที่  $\sigma_y$  คือความแข็งแรงที่จุดคราก  $d$  คือ เส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ย  $\sigma_0$  และ  $k_y$  เป็นค่าคงที่ของวัสดุแต่ละชนิดดังนั้นการลดขนาดเกรนจึงสรุปว่าช่วยในการเพิ่มความแข็งแรงของวัสดุได้

##### 2. การเพิ่มความแข็งแรงโดยเกิดสารละลายของแข็ง

คือ การเพิ่มความแข็งแรงในโลหะผสมโดยเติมอะตอมของธาตุต่างชนิดลงไปผสมอยู่ในรูปสารละลายของแข็งทั้งแบบแทนที่และแทรกตัว เมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบริสุทธิ์สูงจะ

ค่อนข้างมีความนิ่มเช่น ทอง 99.99% มีความอ่อนตัวมากไม่เหมาะนำมาใช้งาน จึงมักเติมธาตุเงิน เพื่อให้ทองมีความบริสุทธิ์ 96.5% นอกจากนี้เพื่อให้เหมาะสมกับการนำไปใช้งานจึงประเภทต่างๆจึงมีการเติมธาตุเจืออื่นๆ เช่นทองแดง สังกะสี พลาเดียม เป็นต้น นอกจากนี้ยังมีการเติมธาตุ निकิลลงในทองแดงพบว่า เมื่อยังเติมธาตุ निकิลมากขึ้นมีผลให้ความต้านทานการดึงและความแข็งแรงที่จุดครากสูงขึ้นตามรูปที่ 2.28a และ 2.28b แต่เปอร์เซ็นต์การยืดตัวมีค่าลดลงตามรูปที่ 2.28c

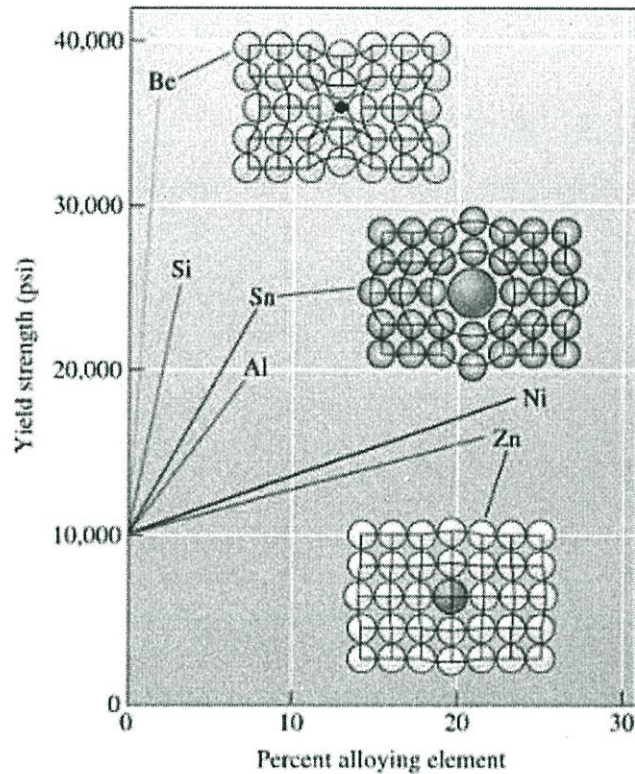


รูปที่ 2.28 ความแข็งแรงของโลหะผสมนิกเกิล-ทองแดง a) ความต้านทานการดึง b) ความแข็งแรงที่จุดคราก และ c) เปอร์เซ็นต์การยืดตัว ของการเปลี่ยนแปลงปริมาณนิกเกิล

ทั้งนี้การเติมธาตุเจือในโลหะจะทำให้โลหะผสมมีความแข็งแรงมากกว่าโลหะบริสุทธิ์ เนื่องจากอะตอมที่ผสมเข้าไปจะแทรกตัวหรือแทนที่อยู่ในโครงสร้างผลึกทำให้เกิดความเครียดในอะตอม ส่งผลขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน เช่น ถ้าอะตอมที่เข้าไปแทนที่มีขนาดเล็กกว่าจะทำให้เกิดความเครียดดึงขึ้นบนโครงร่างผลึกที่อยู่รอบๆ ในทางกลับกันถ้าอะตอมที่เข้าไปแทนที่มีขนาดใหญ่กว่าจะเกิดความเครียดอัดแทน

[27] ตามรูปที่ 2.29 ระดับของการเพิ่มความแข็งแรงโดยเกิดสารละลายของแข็งขึ้นอยู่กับ 2 ปัจจัยคือ 1.ความแตกต่างระหว่างขนาดอะตอมหลักกับอะตอมที่มาแทนที่ ถ้ามีความแตกต่างมากยิ่งทำให้ผลึกบิดเบี้ยวมาก ทำให้เกิดการขัดขวางของโครงสร้างผลึกมาก ทำให้การเลื่อนของผลึกยากขึ้น และ 2.ปริมาณของธาตุที่เติม ยิ่งเติมธาตุปริมาณมากยิ่งส่งผลให้มีความแข็งแรงมากขึ้น จากรูปที่ 2.29 โลหะผสม Cu-20%Ni มีความแข็งแรงกว่า Cu-10%Ni แต่แน่นอนว่าถ้าเติมจำนวนอะตอมมากเกินไปจนขัดจำกัดการละลาย จะทำให้อะตอมที่เติมจับกลุ่มกันเกิดอนุภาคขัดขวาง

ดิสโลเคชันไม่ว่าจะเป็นการตกลึกของธาตุที่เติม หรือสารประกอบเฟสที่สองของโลหะผสม ซึ่งเป็นกลไกเพิ่มความแข็งแรงที่จะกล่าวต่อไป

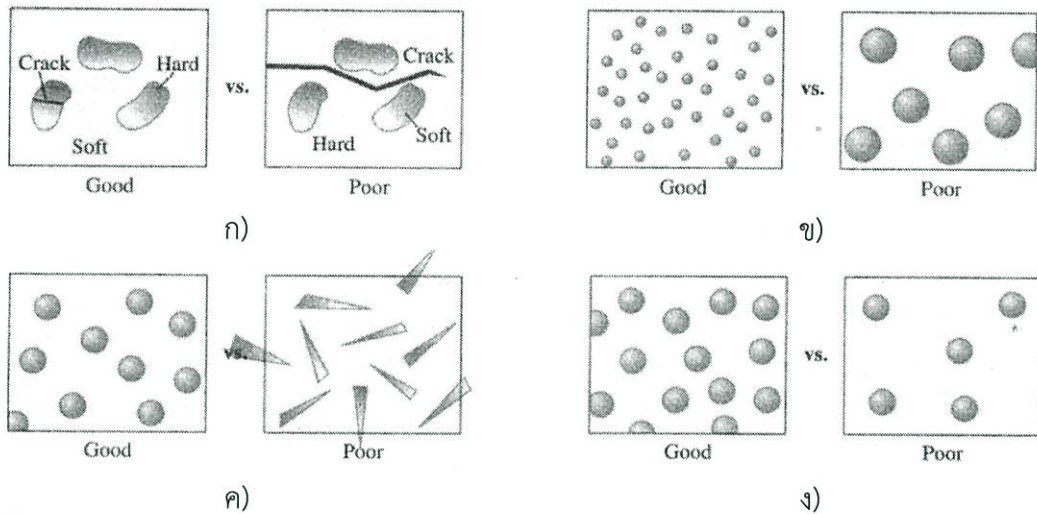


รูปที่ 2.29 ผลจากการเติมธาตุขนาดต่างๆ ลงไปแทนที่อะตอมในโครงสร้างผลึกของทองแดงที่มีผลต่อค่าทนแรงดึงที่จุดคราก เมื่อเปรียบเทียบกับเปอร์เซ็นต์ที่เติม [32]

### 3. การเพิ่มความแข็งแรงโดยการกระจายตัวของเฟสที่สอง (Dispersion Strengthening)

การที่มีอนุภาคเล็กที่แข็งและแข็งแรงกระจายตัวอยู่ในเฟสหลักซึ่งอ่อนและเหนียวกว่า เฟสของอนุภาคเหล่านี้เรียกว่า เฟสตกลึกหรือตกตะกอน (Precipitated phase) ซึ่งอนุภาคเหล่านี้จะช่วยยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันซึ่งช่วยเพิ่มความสามารถในการรับแรง ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาคเล็กๆมีลักษณะตามรูปที่ 2.30 มีลักษณะดังต่อไปนี้

1. เฟสหลักควรอ่อนและเหนียวกว่าอนุภาคที่กระจายอยู่ หากเฟสหลักมีความแข็งแรงอาจทำให้โครงสร้างเฟสหลักแตกร้าวได้
2. เฟสที่ตกลึกควรมีขนาดเล็ก สั้นและไม่ต่อเนื่อง แต่เฟสหลักควรมีความต่อเนื่อง หากเฟสที่ตกลึก ตกลึกอย่างต่อเนื่องกันจะทำให้เกิดการแตกร้าวได้
3. เฟสที่ตกลึกต้องมีขนาดเล็กกระจายอย่างสม่ำเสมอ อีกทั้งมีรูปร่างทรงกลมมน ไม่มีเหลี่ยมมุม เนื่องจากมุมแหลมมักเป็นจุดเริ่มต้นของการแตกร้าวเนื่องจากมีความเค้นสูง
4. เฟสที่ตกลึกมีปริมาณมากจะมีความแข็งแรงสูง



รูปที่ 2.30 พิจารณาผลการกระจายตัวของอนุภาคบนเฟสหลัก ก) เฟสตกผลึกควรมีความแข็งมากกว่า ข) เฟสตกผลึกควรมีขนาดเล็กและไม่ต่อเนื่อง ค) เฟสตกผลึกที่เป็นทรงกลมดีกว่าเป็นเหลี่ยมมุม และ ง) การกระจายตัวของเฟสตกผลึกมากช่วยให้แข็งแรงมาก [32]

#### 2.6.4.3 สารประกอบเชิงโลหะ

สารประกอบของโลหะที่เกิดจากธาตุโลหะ 2 ชนิด หรือมากกว่าสามารถสร้างเฟสชนิดใหม่ ซึ่งสารประกอบเชิงโลหะส่วนใหญ่มักจะแข็งแต่เปราะ สมบัติของสารประกอบเชิงโลหะสรุปไว้ในตารางที่ 2.6

ตารางที่ 2.6 คุณสมบัติของสารประกอบเชิงโลหะบางชนิด

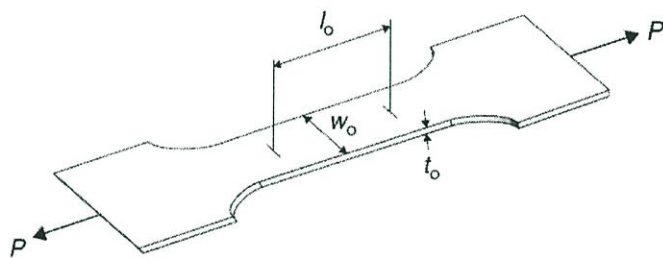
สารประกอบระหว่างธาตุ	สารประกอบเชิงโลหะ	จุดหลอมเหลว (°C)	ความหนาแน่น (g/cm <sup>3</sup> )	โมดูลัสของยัง (GPa)	Ref
Cu-Sn	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>	415	8.37	95-137	[33]
	Cu <sub>3</sub> Sn	676	9	115-152	[33]
Ag-Sn	Ag <sub>3</sub> Sn	480	9.63	66-93	[34]
Sb-Sn	SnSb				
In-Sn	In <sub>3</sub> Sn				
	InSn <sub>4</sub>				
Ni-Sn	Ni <sub>3</sub> Sn <sub>4</sub>	796	8.64	119-152	[33]
Cu-Ni-Sn	(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>			145-206	[33]
Bi-Sn	-				

#### 2.6.5 คุณสมบัติทางกล

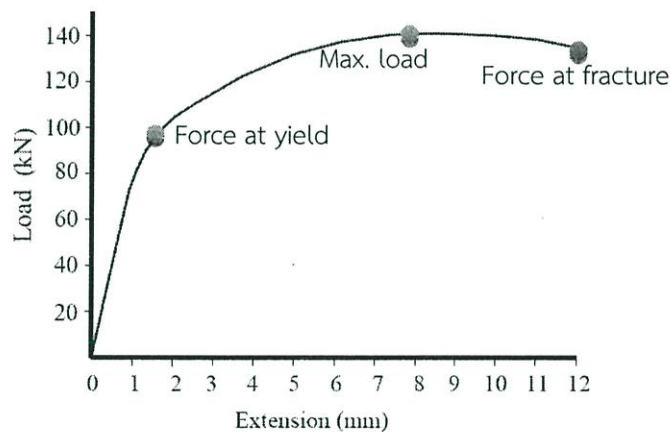
##### 2.6.5.1 การทดสอบแรงดึง (Tensile test)

การทดสอบแรงดึงวัสดุ เป็นการศึกษามผลการตอบสนองวัสดุต่อแรงดึงภายนอกตามแนวแกนด้วยอัตราเร็วคงที่ ชิ้นงานทดสอบสำหรับโลหะแผ่นโดยทั่วไป มีลักษณะดังรูปที่ 2.31 ที่มีพื้นที่หน้าตัดเป็นสี่เหลี่ยมผืนผ้าหนา  $t_0$  ตลอดชิ้นงาน บริเวณส่วนกลางที่เป็น Reduced area มี

ความยาวเริ่มต้น  $l_0$  ที่เรียกว่า Gage length กว้าง  $w_0$  ที่ถูกลดขนาดแบบ Fillet จากปลายทั้งสองข้าง สำหรับการจับยึด และถ่ายทอดแรงจากด้วยหัวจับไปยังชิ้นงาน ขณะทำการทดสอบ เครื่องทดสอบอเนกประสงค์ (Universal test machine) หรือ UTM ซึ่งจะสามารถเลือกแรงกระทำต่อชิ้นงานทดสอบได้ โดยบันทึกผลการตอบสนองของวัสดุเป็นระยะยืด  $\Delta l$  จากอุปกรณ์การวัดระยะ Extensometer กับขนาดของแรงดึง  $P$  ด้วย Load cell จากนั้น Software จะทำการประมวลผลเป็นกราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของแรง (kN) กับระยะยืด (mm) บนจอ Monitor ซึ่งจะสามารถทราบค่า แรงมากที่สุด (Max load) แรงที่จุดคราก (Force at yield) และ แรงที่จุดแตกหัก (Force at fracture) ตามรูปที่ 2.32



รูปที่ 2.31 ชิ้นงานทดสอบมาตรฐานสำหรับโลหะแผ่น ขนาดความยาว Gage Length เริ่มต้น ( $l_0$ ) ความกว้างเริ่มต้น ( $w_0$ ) และความหนาเริ่มต้น ( $t_0$ )



รูปที่ 2.32 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างแรงดึงกับระยะการยืด

แต่เนื่องจากความสัมพันธ์ที่ได้ขึ้นอยู่กับขนาดของชิ้นงานทดสอบ เราจำเป็นต้องหาปริมาณที่สามารถใช้ได้ในการเปรียบเทียบค่าที่ได้ ระหว่างวัสดุชนิดเดียวกัน หรือต่างชนิดกัน ปริมาณดังกล่าว คือ แรงเค้น (Stress :  $\sigma$ ) สามารถคำนวณได้จากแรงที่กระทำ และ ความเครียด (Strain :  $\epsilon$ ) สามารถคำนวณได้จากระยะยืด

#### 2.6.5.2 ความเค้น (Stress)

แรงเค้นคือค่าความหนาแน่นของแรงที่กระทำต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่เล็กๆในทิศทางตั้งฉาก จึงไม่ผิดที่จะกล่าวว่า แรงเค้นก็คือตัวแทนของแรงที่ไม่ได้คำนึงถึงรูปร่างและขนาดของชิ้นงานที่รับแรงนั้นเพราะว่าได้ถูกหารด้วยพื้นที่ที่รับแรงนั้นแล้ว หน่วยของ Stress จึงหาได้จากหน่วยของแรง

หารด้วยหน่วยของพื้นที่ ได้แก่ นิวตันต่อตารางเมตร ( $\frac{N}{m^2}$ ) หรือ พาสคาล (Pa) ส่วนมากนิยมใช้ MPa มากกว่า โดยที่ 1 MPa จะมีค่าเท่ากับ  $10^6$  Pa ในระบบอังกฤษ Stress จะมีหน่วยเป็นปอนด์ต่อตารางนิ้ว ( $lb/in.^2$ ) หรือ psi โดยที่ 1 kpsi มีค่าเท่ากับ  $10^3$  psi การทดสอบแรงดึง และ 1 MPa เท่ากับ 145.0377 psi สามารถหาได้จากสมการที่ 2.3

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (2.3)$$

โดยที่  $\sigma$  คือ Stress ในแนวแกนตั้งของชิ้นงาน  $F$  คือ แรงที่กระทำตามแนวแกน  
 $A$  คือ พื้นที่ตั้งฉากกับแนวแรง

ถ้าค่าพื้นที่  $A$  ที่ทดสอบจริงขณะได้รับแรงดึงจะมีพื้นที่ลดลงเรื่อยๆ ดังนั้นถ้าใช้พื้นที่เริ่มต้นก่อนการทดสอบ ( $A_0$ ) Stress ที่ได้เรียกว่า Engineering stress,  $\sigma_{eng}$  ตามสมการที่ 2.4 แต่ถ้าพื้นที่  $A$  ที่ใช้เป็นพื้นที่ขณะกำลังทดสอบการรับแรงดึง ( $A_i$ ) เช่นขณะที่ดึงจนเกิดปรากฏการณ์คอดตัวก็จะใช้พื้นที่คอดคอดในการคำนวณ Stress ที่ได้เรียกว่า True stress,  $\sigma_{true}$  ตามสมการที่ 2.5

$$\sigma_{eng} = \frac{F}{A_0} \quad (2.4)$$

$$\sigma_{true} = \frac{F}{A_i} \quad (2.5)$$

### 2.6.5.3 ความเครียด (Strain)

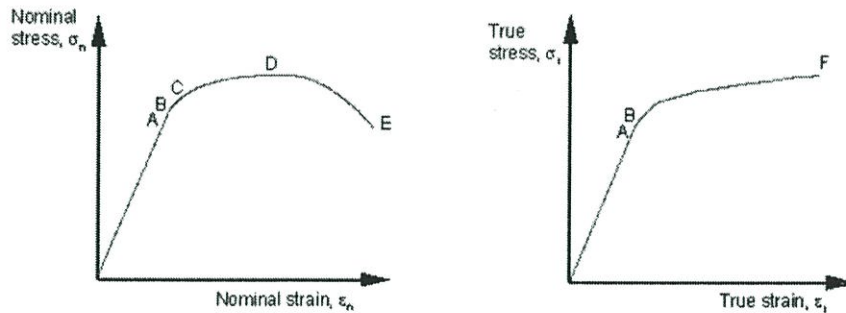
ความเครียด (Strain) นิยามปริมาณการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของวัสดุ เป็นปริมาณที่ไม่มีหน่วยแต่ในทางปฏิบัติมักจะระบุเป็น (m/m) หรือ (in/in) หรือสามารถระบุเป็นเปอร์เซ็นต์ก็ได้ และสามารถแสดงค่าได้สองรูปแบบเช่นเดียวกับความเค้น โดยที่ในการวัด ความเครียดของชิ้นงานต้องระบุความยาว Gauge length ของชิ้นงานก่อนและหลังการเปลี่ยนแปลงรูปร่าง แล้วหาระยะการเปลี่ยนแปลงความยาว ผลที่ได้จากอัตราส่วนของ  $\Delta l$  ต่อความยาวเริ่มต้น  $l_0$  เป็นปริมาณที่เรียกว่า Engineering strain,  $\epsilon_{eng}$  สำหรับค่า Strain ในทิศทางต่างๆของโลหะแผ่นในรูปที่ 1 ซึ่งจะต้องแม่นยำเมื่อเกิดการเสียรูปไม่มากนัก สามารถหาได้จากสมการที่ 2.6

$$\epsilon_{eng} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (2.6)$$

นอกจากนี้แล้ว Incremental Strain,  $d\epsilon = \frac{dl}{l}$  ก็ถูกนิยามขึ้นจากความสัมพันธ์ข้างต้น หลังจากการ Integrate ทั้งสองข้างของสมการได้ True strain หรือ Logarithmic strain ซึ่งเหมาะกับการใช้เมื่อมีการเสียรูปมาก สามารถหาได้จากสมการที่ 2.7

$$\varepsilon_{true} = \ln \frac{l}{l_0} \quad (2.7)$$

โดยค่าทั้งสองสามารถนำมาวาดกราฟได้สองแบบคือวาดกราฟระหว่าง Nominal stress กับ Nominal strain และ True stress กับ True strain โดยความแตกต่างของกราฟทั้งสองแบบแสดงในรูปที่ 2.33

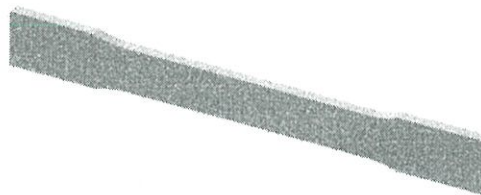


รูปที่ 2.33 รูปกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง Nominal stress กับ Nominal strain และ True stress กับ True strain

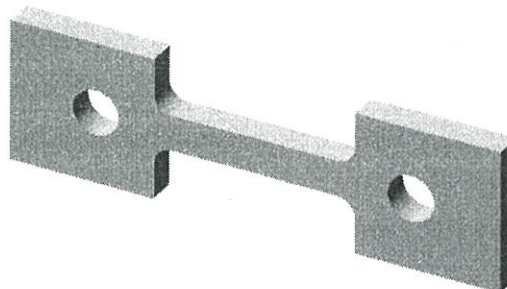
#### 2.6.5.4 ชิ้นงานทดสอบ (Test specimen)

การเลือกขนาดชิ้นงานมาตรฐานก็มีความสำคัญไม่น้อย เพราะในมาตรฐาน ASTM เองก็ได้กำหนดไว้หลายขนาด หลายรูปทรงด้วยกัน อย่างไรก็ตาม ควรเลือกขนาดใหญ่สุดตามมาตรฐานที่กำหนดชิ้นงานทดสอบตามมาตรฐาน ASTM ที่นิยมใช้กัน มีอยู่ด้วยกัน 3 ลักษณะ ดังนี้

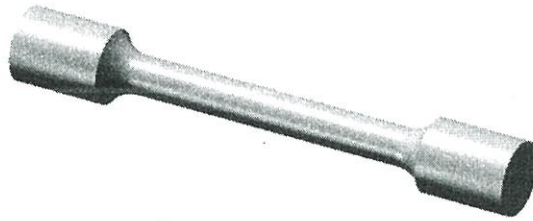
1. Plate-Type specimens เหมาะสำหรับชิ้นงานโลหะแผ่นหนา ดังแสดงไว้ในรูปที่ 4
2. Sheet-Type specimens ดังรูปที่ 2.34 และ 2.35
3. Round specimens ดังรูปที่ 2.36



รูปที่ 2.34 ชิ้นงานทดสอบแรงดึงชนิดแผ่นสี่เหลี่ยม



รูปที่ 2.35 ชิ้นงานทดสอบแรงดึงชนิด Pin



รูปที่ 2.36 ชิ้นงานทดสอบแรงดึงหน้าตัดกลม

## 2.7 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

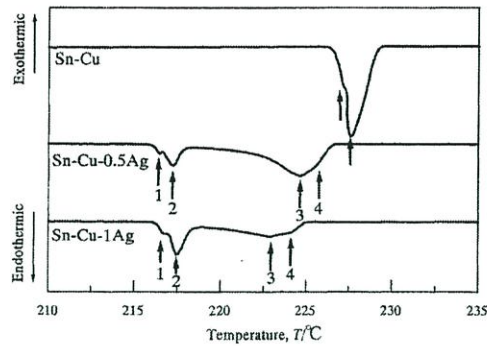
การเติมธาตุก็เสมือนเป็นเติมวิตามินของโลหะผสม ที่ช่วยปรับปรุงโครงสร้างของโลหะผสมและคุณสมบัติต่างๆ เพื่อที่จะพัฒนาโลหะบัดกรีให้มีคุณสมบัติที่ดีขึ้น ได้มีนักวิจัยมากมายที่เติมธาตุต่างๆ ลงในโลหะบัดกรี จึงยกงานวิจัยการเติมธาตุต่างๆ ได้แก่ Ag, Bi, Cu, Ge, In, Ni และ Sb ลงในโลหะบัดกรีต่างๆ อีกทั้ง โลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu ที่ได้รับการเติมธาตุชนิดต่างๆ เพื่อเป็นแนวทางสำหรับงานวิจัยนี้

### 2.7.1 คุณสมบัติด้านอุณหภูมิ

คุณสมบัติด้านอุณหภูมิได้แก่ จุดหลอมเหลวและการแข็งตัว เป็นคุณสมบัติเบื้องต้นที่สำคัญ และสามารถทดสอบได้ง่าย แต่มีผลต่อการกำหนดตัวแปรสำหรับการทดสอบด้านอื่นๆ โดยพฤติกรรมทางอุณหภูมิของโลหะผสมที่ส่วนผสม 2-3 ธาตุสามารถประมาณค่าจุดหลอมเหลวได้จากเฟสไดอะแกรม ดังนั้นจึงมีหลายงานวิจัยที่ทดสอบอุณหภูมิของโลหะผสมที่มีส่วนผสมเกิน 3 ธาตุ เช่น

Huh [13] และคณะเคยศึกษาการเติมธาตุ Ag จนถึง 1 wt.% ลงในโลหะบัดกรี SC07 จากรูปที่ 2.37 แสดงถึงเส้นโค้งปฏิกิริยาดูดพลังงานที่อุณหภูมิ 227.3 °C ซึ่งระบุว่าโลหะบัดกรี Sn-Cu สามารถถูกละลายได้อย่างสมบูรณ์ ในทางกลับกันโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Ag สัดส่วน 0.5 - 1 wt.% แสดงถึงการดูดพลังงาน 4 ชนิด ซึ่งลดต่ำลงจากที่อุณหภูมิ 227.3 °C สำหรับโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu-0.5Ag พบว่ายอดแรกที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 216 °C และยอดที่ 2 อยู่สูงขึ้นคือที่อุณหภูมิ 217 °C และยอดที่ 3 อยู่ที่อุณหภูมิ 225 °C ส่วนยอดสุดท้ายอยู่ที่อุณหภูมิ 226 °C สำหรับส่วนผสม Sn-0.7Cu-1Ag พบว่า สองยอดแรกที่เกิดขึ้นดูดพลังงานมากขึ้น ที่อุณหภูมิตำแหน่งเดิม ส่วนอีกสองยอดต่อมาดูดพลังงานน้อยลงที่อุณหภูมิลดลง ดังนั้นการเติม Ag ลงใน Sn-Cu ในงานวิจัยนี้พบว่าทำให้ยอดดูดความร้อนของปฏิกิริยาลดลง และเลื่อนลงมาที่อุณหภูมิต่ำลง และยังคงเกิดยอดเล็กๆที่อุณหภูมิ 217 °C ซึ่งถูกสรุปอยู่ในตารางที่ 2.7 ซึ่งปฏิกิริยาได้อธิบายพฤติกรรมกรรมการแข็งตัวของโลหะสามารถถูกแบ่งได้เป็น 3 ปฏิกิริยา

- 1)  $L \leftrightarrow \beta\text{-Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Ag}_3\text{Sn}$  (218 °C)
- 2)  $L \leftrightarrow \beta\text{-Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5$  (218-226 °C)
- 3)  $L \leftrightarrow \beta\text{-Sn}$  (226-227 °C)



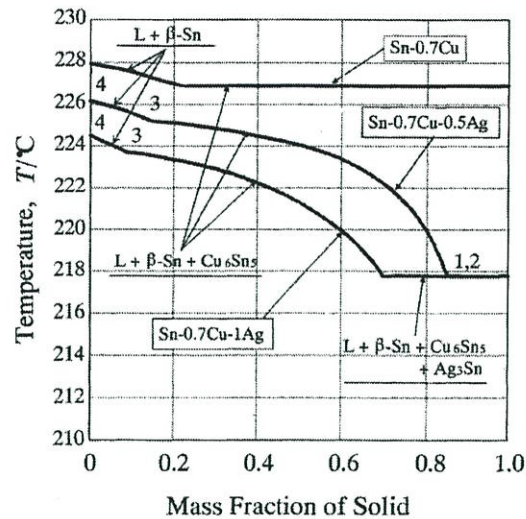
รูปที่ 2.37 เส้นโค้งปฏิกิริยาดูดความร้อนของการเติม Ag สัดส่วนต่างๆลงใน Sn-0.7Cu. [13]

ตารางที่ 2.7 ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นในแต่ละยอดของปฏิกิริยาดูดความร้อน[13]

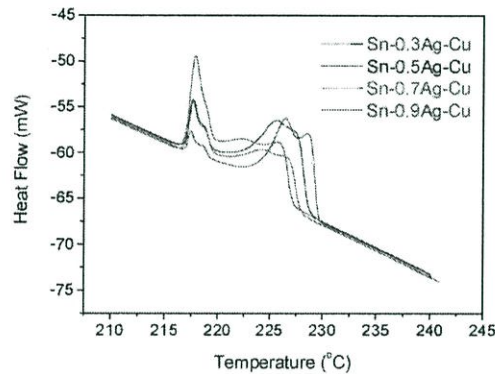
โลหะบัดกรี	ยอดที่ลำดับที่ 1	ยอดที่ลำดับที่ 2	ยอดที่ลำดับที่ 3	ยอดที่ลำดับที่ 4
Sn-0.7Cu	-	-	-	227.3 L <- >Sn+Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Sn-0.7Cu-0.5Ag	216.5	217.2	224.7	225.5
Sn-0.7Cu-1Ag	216.7	217.5	222.9	224
ปฏิกิริยา	L <-> Sn+Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub> +Ag <sub>3</sub> Sn		L <-> Sn+Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>	L <-> (Sn)

และได้มีแสดงสัดส่วนการแข็งตัวของโลหะบัดกรีที่ได้จากการคำนวณสมการ Scheil ตามรูปที่ 2.38 สำหรับโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu โดยเกิดปฏิกิริยา  $L \leftrightarrow \beta\text{-Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ซึ่งจุดพลังงานความร้อนอย่างมากที่อุณหภูมิ 227 °C จนกระทั่งมีสัดส่วนของแข็ง 80% จะเกิดปฏิกิริยาที่ 2 คือ  $L \leftrightarrow \beta\text{-Sn}$  สำหรับโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Ag พบว่าปฏิกิริยาแรกที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 217 °C เนื่องจากเกิดปฏิกิริยา  $L \leftrightarrow \beta\text{-Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Ag}_3\text{Sn}$  ที่สัดส่วนของแข็งประมาณ 15% หลังจากเกิดปฏิกิริยานี้ปริมาณของเหลวจะเพิ่มขึ้นอย่างช้าๆและความร้อนแฝงถูกปล่อยออกมาอย่างต่อเนื่องจะเริ่มเกิดการเปลี่ยนสถานะเป็นของเหลวเร็วขึ้นโดยพิจารณาจากความชันของเส้นกราฟ และยอดจุดพลังงานความร้อนที่เกิดขึ้นต่อไปที่อุณหภูมิ 214-215 °C ซึ่งตรงกับยอดลำดับที่ 3 ที่เกิดขึ้นเพียงระยะเวลาสั้นๆก็จะเกิดยอดที่ 4 ต่อซึ่งเป็นปฏิกิริยา  $L \leftrightarrow \beta\text{-Sn}$  ที่อุณหภูมิ 226 °C

Yang และคณะ [14] เคยได้ศึกษาการเติมธาตุ Ag, Bi, Cu และ Ni ลงในโลหะบัดกรีต่างๆ เพื่อเปรียบเทียบการเปลี่ยนแปลงทางอุณหภูมิของโลหะบัดกรี SAC ที่มีส่วนผสมของเงินในสัดส่วนที่ต่ำ จากรูปที่ 2.39 พบว่าการเติม Ag ลงในโลหะบัดกรี SC05 จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของเฟส 2 ช่วง โดยช่วงใกล้ๆกับอุณหภูมิ 217 °C ซึ่งคือการเปลี่ยนเฟสของ  $\text{Sn} + \text{Ag}_3\text{Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5 > L$  เนื่องมาจากเฟสของธาตุทั้ง 3 ชนิด และในช่วงที่ 2 คือการเปลี่ยนเฟสของ  $\text{Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5 > L$  เนื่องจากการเปลี่ยนเฟสที่อุณหภูมิ 227°C ของอุณหภูมิยูเทคติกของ Cu ใน Sn และ  $\beta\text{-Sn} > L$  ที่อุณหภูมิ 232 °C ของ Sn บริสุทธิ์ตามลำดับ โดยเมื่อเติม Ag มากขึ้นทำให้ยอดมีสูงขึ้น แต่ยอดในช่วงที่ 2 มีค่าต่ำลง และช่วงของอุณหภูมิหลอมเหลวแคบลง โดยที่อุณหภูมิโซลิดัสยังคงที่แต่อุณหภูมิลิควิดัสลดลงพฤติกรรมนี้แสดงถึงการเข้าใกล้จุดยูเทคติกมากขึ้น



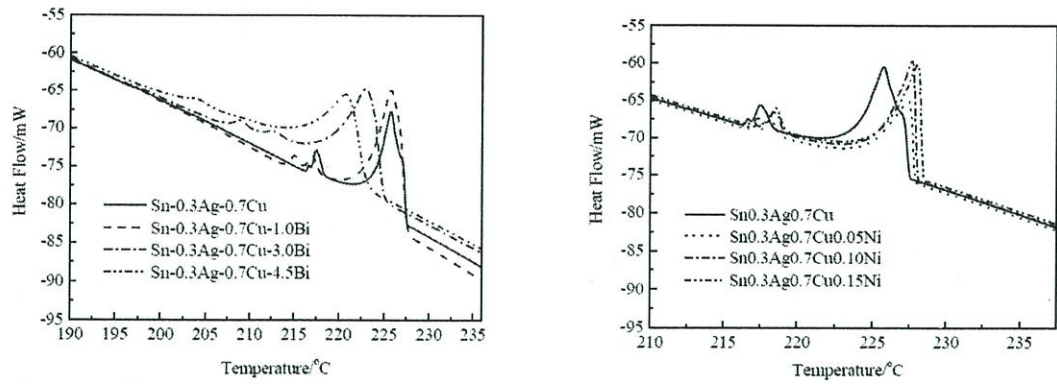
รูปที่ 2.38 กราฟระหว่างอุณหภูมิและสัดส่วนโดยมวลของของแข็งขณะเกิดการแข็งตัวของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ag [13]



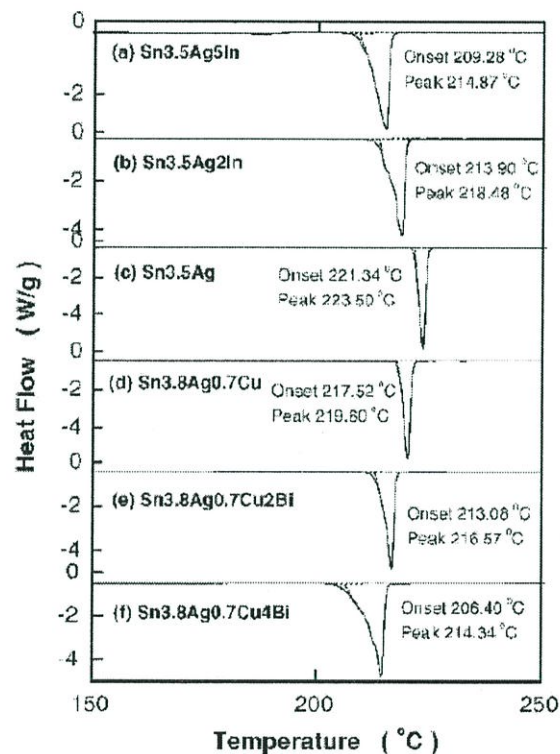
รูปที่ 2.39 เส้นโค้งปฏิกิริยาดูดความร้อนของการเติม Ag สัดส่วนต่างๆลงใน Sn-0.5Cu. [14]

จากรูปที่ 2.40 [36] การเติม Bi ลงในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu พบว่าการเติม Bi ในสัดส่วนที่มากขึ้น จะยิ่งไปลดอุณหภูมิจุดหลอมเหลว และยังทำให้พลังงานดูดความร้อนต่ำลง ซึ่งทำให้ช่วงการหลอมเหลวกว้างมากขึ้น ซึ่งอาจจะส่งผลให้รอยบัดกรีแตกร้าวขณะกำลังแข็งตัวได้ และพบลักษณะของยอดขนาดเล็กที่แสดงถึงการหลอมเหลวซึ่งน่าจะเกิดจากการเติม Ag ที่ประมาณ 217 °C ในส่วนของการเติม Ni ทำให้เส้นอุณหภูมิต่ำขึ้น เมื่อสัดส่วนการเติม Ni เพิ่มขึ้น ดังนั้นในทางอุตสาหกรรมการเติม Ni ส่งผลเสียในด้านอุณหภูมิ

นอกจากนั้น Kanlayasiri [37] เคยได้ศึกษาการเติมธาตุ In ในสัดส่วน 0.5 – 3 wt.% ลงในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu พบว่าทั้งอุณหภูมิโซลิดัสและลิควิดัสลดลง 21.7 และ 11.5 °C ตามลำดับซึ่งทำให้ ช่วงการหลอมเหลวเพิ่มขึ้นเมื่อเติมสัดส่วนของ In มากขึ้น โดยที่การเติม 3 wt.% In มีช่วงการหลอมเหลวกว้างถึง 32.5 °C ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Huang และ Wang [38] เคยมีการทดลองเติมธาตุ Bi, Cu และ In ซึ่งจากรูปพบที่ 2.41 พบว่าการเติม In สัดส่วน 2 - 5 wt.% ทำให้ จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี Sn-Ag ที่ส่วนผสมยูเทคติก ลดลงทั้งอุณหภูมิโซลิดัสและลิควิดัส และช่วงการหลอมเหลวเพิ่มขึ้น ส่วนการเติม Bi และ Cu ก็เช่นเดียวกันคือ ทั้งอุณหภูมิ โซลิดัสและลิควิดัสลดลง และทำให้ช่วงการหลอมเหลวเพิ่มขึ้น

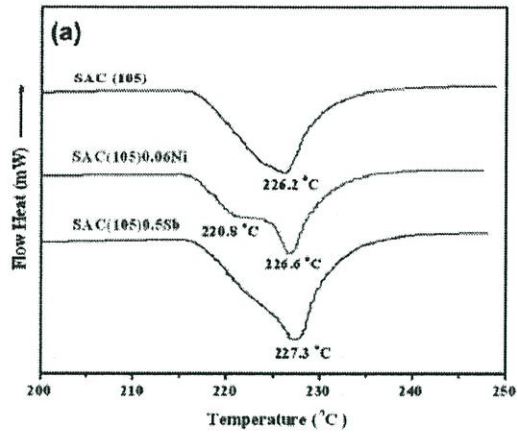


รูปที่ 2.40 เส้นโค้งปฏิกิริยาดูดความร้อนของการเติม Bi และ Ni สัดส่วนต่างๆลงใน Sn-0.3Ag-0.7Cu. [18]



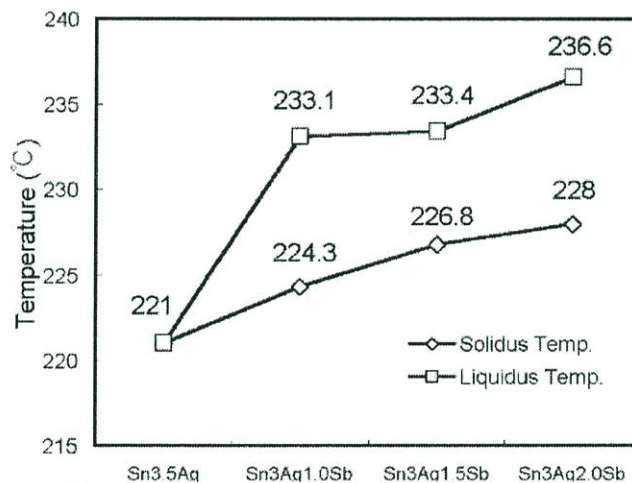
รูปที่ 2.41 เส้นโค้งปฏิกิริยาดูดความร้อนของการเติม Bi Cu และ In สัดส่วนต่างๆลงในโลหะบัดกรียูเทคติก Sn-3.5Ag และ Sn-3.8Ag-0.7Cu. [37]

นอกจากนี้ El-Daly และคณะ [39] ยังได้เคยทดลองการเติมธาตุ Ni และ Sb ลงในโลหะบัดกรีชนิด SAC105 ผลที่ได้ตามรูปที่ 2.42 พบว่าอุณหภูมิโซลิดัสและลิกวิดัสของ SAC105 อยู่ที่ 216.4 และ 226.2 °C และเมื่อเติม 0.06 wt.%Ni และ 0.5 wt.%Sb ทำให้ทั้งอุณหภูมิโซลิดัสและลิกวิดัสเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเป็น 217.0 และ 226.6 °C เมื่อได้รับการเติม Ni และ 219.5 และ 227.3 °C เมื่อได้รับการเติม Sb ทั้งนี้อาจจะเนื่องจากปริมาณสัดส่วนที่เติมมีปริมาณน้อยมาก



รูปที่ 2.42 เส้นโค้งปฏิบัติการวัดความร้อนของการเติม Ni และ Sb ลงในโลหะบัดกรี SAC105. [39]

Lee และคณะ [40] ได้ศึกษาอิทธิพลของการเติม Sb ลงในโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag ที่สัดส่วนตั้งแต่ 0-2wt.% ในส่วนของอุณหภูมิได้นำไปตรวจสอบด้วยเครื่อง DSC ได้ค่า solidus และ liquidus ตามรูปภาพที่ 2.43 พบว่า ทั้งอุณหภูมิ solidus และ liquidus มีค่าสูงกว่าโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag เมื่อเพิ่มสัดส่วนของ Sb มากขึ้นซึ่งสอดคล้องกับเฟสไดอะแกรมของ Sn-Ag-Sb ซึ่งผู้ทำวิจัยได้แนะนำสัดส่วนการเติมอยู่ที่ 1.5 wt.% สำหรับโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag เนื่องจากมีช่วงการหลอมเหลวแคบที่สุด



รูปที่ 2.43 กราฟการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิโซลิดัสและลิกวิดัสเมื่อได้รับการเติมด้วย Sb. [40]

ผลสรุป จากงานวิจัยที่กล่าวไปข้างต้นการหาจุดหลอมเหลวของธาตุสามารถประมาณค่าได้จากเฟสไดอะแกรมของธาตุชนิด 2 ซึ่งโปรแกรม NCMS ได้มีอธิบายการประมาณค่าอุณหภูมิลิกวิดัสของจากสมการเส้นตรงอย่างง่ายสำหรับการเติม Ag, Bi, Cu, Ga, In, Pb, Sb และ Zn ลงใน Sn โดยสัมพันธ์ได้มาจากค่าความชันของเส้นโค้งลิกวิดัสจากแผนภูมิเฟสไบนารีตามสมการที่ 2.8 [18]

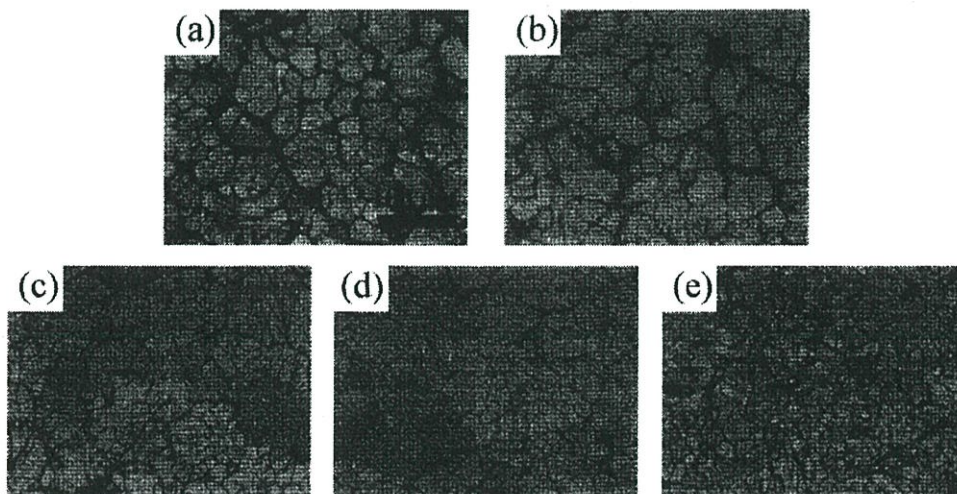
$$T_l = 232^{\circ}\text{C} - 3.1W_{\text{Ag}} - 1.6W_{\text{Bi}} - 7.9W_{\text{Cu}} - 3.5W_{\text{Ga}} - 1.9W_{\text{In}} - 1.3W_{\text{Pb}} + 2.7W_{\text{Sb}} - 5.5W_{\text{Zn}} \quad (2.8)$$

เมื่อสัมประสิทธิ์อยู่ในหน่วยของ °C และ  $W_x$  คือจำนวนของธาตุ  $x$  ในหน่วยของ wt.% สมการนี้จะเป็นจริงเมื่อเติมธาตุลงใน Sn ภายในช่วงที่กำหนด คือ  $Ag < 3.5$  ,  $Bi < 43$  ,  $Cu > 0.7$  ,  $Ga < 20$  ,  $In < 25$  ,  $Pb < 38$  ,  $Sb < 6.7$  และ  $Zn < 6$

### 2.7.2 คุณสมบัติด้านโครงสร้างจุลภาค

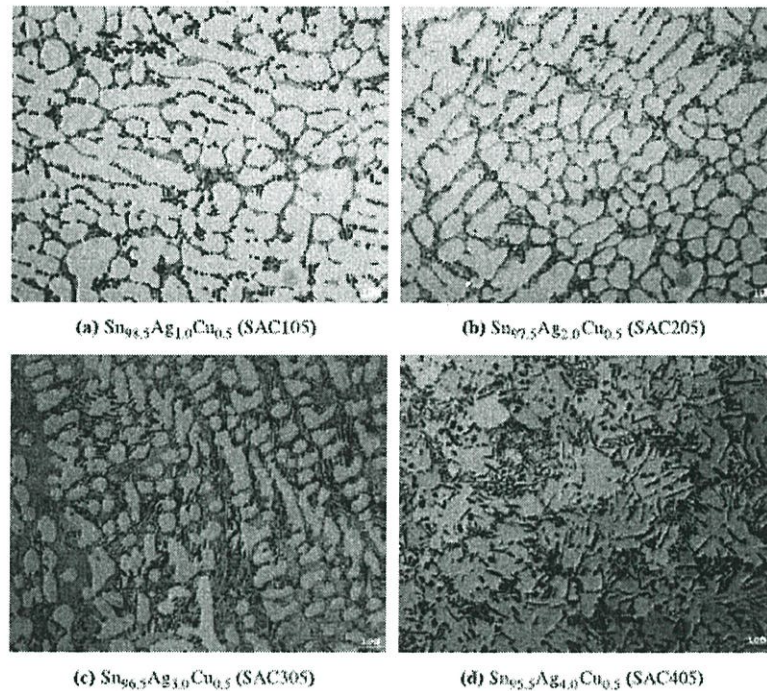
การพิจารณาโครงสร้างของโลหะบัดกรี สามารถดูได้จาก ขนาด รูปร่าง ของเกรนและ สารประกอบที่อยู่ภายในโครงสร้าง การเติมธาตุต่างๆลงในโลหะบัดกรีแล้วทำให้โครงสร้างเปลี่ยนแปลงส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลเช่น การเกิดสารประกอบระหว่างธาตุที่เติมกับโลหะบัดกรี การลดหรือเพิ่มพลังงานกระตุ้นในการเกิดนิวเคลียส พลังงานก่อกัมมันต์ หรือทำให้ส่วนผสมเข้าใกล้จุดยูเทคติกมากขึ้น ปัจจัยเหล่านี้สามารถส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างได้โดยปกติแล้วโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu มักจะปรากฏเฟส สีอ่อนคือ  $\beta$ -Sn และสีเข้มคือโครงสร้างยูเทคติกเฟสของ  $Cu_6Sn_5$  อยู่ในเมทริกซ์  $\beta$ -Sn การเติมธาตุชนิดอื่นๆลงไปจะมีผลอย่างไรบ้างเคยได้มีการศึกษาไว้ เช่น

Huh และคณะ [13] เคยศึกษาโครงสร้างจุลภาคของการเติมธาตุ Ag สัดส่วน 0 - 1 wt.% ลงในโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu จากภาพที่ได้จากกล้องจุลทรรศน์แบบแสงตามรูปที่ 2.44 พบว่าโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu ประกอบไปด้วยสองบริเวณคือ พื้นที่สีขาวซึ่งถูกล้อมรอบไปด้วยพื้นที่สีเทา เมื่อยังไม่ได้เติม Ag พบว่าพื้นที่สีขาวมีขนาดเกรนประมาณ 30-50  $\mu m^2$  ความกว้างของแถบสีเทาอยู่ที่ประมาณ 10 - 20  $\mu m^2$  เมื่อเติม Ag ความเข้มข้น 0.1 wt.% พบว่าพื้นที่สีขาวมีขนาดใหญ่ขึ้นเล็กน้อย ส่วนระยะห่างระหว่างเฟสสีขาวมีขนาดแคบลงแต่เมื่อเติม Ag มากขึ้นพบว่าขนาดเกรนสีขาวมีขนาดเล็กลงและความกว้างของแถบสีเทาก็มีขนาดลดลงด้วย และจากการตรวจสอบด้วย XRD พบว่าสารประกอบที่เกิดขึ้นคือ  $\beta$ -Sn อยู่ในทั้งเฟสสีขาวและสีเทา ส่วน  $Cu_6Sn_5$  อยู่ในเฟสสีเทา เมื่อเติม Ag ปริมาณ 1 wt.% พบการเกิด  $Ag_3Sn$  อยู่ในทั้งสองเฟส เนื่องจากความสามารถในการละลายของ Ag ลงใน  $\beta$ -Sn ก่อนข้างที่จะต่ำ และเหมือนว่าจะพบการเกิดขึ้นของ  $Ag_3Sn$  ตั้งแต่การเติม 0.1 wt.%Ag ด้วยนอกจากนั้นยังพบว่า การเติม Ag ทำให้ขนาดของ  $Cu_6Sn_5$  ซึ่งมีรูปร่างเป็นแท่งมีขนาดใหญ่ขึ้นแต่ระยะห่างระหว่างแท่งมีขนาดแคบลง แต่ในทางกลับกันการเติม Cu ไม่ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของขนาดสารประกอบ  $Ag_3Sn$



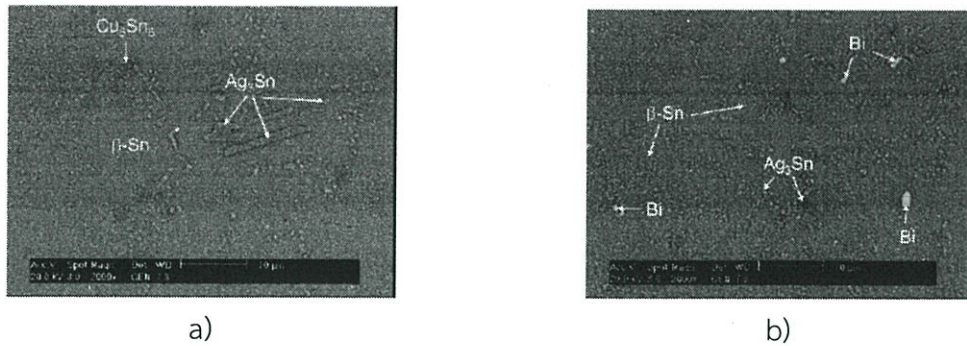
รูปที่ 2.44 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ag a) Sn-0.7Cu, b) Sn-0.7Cu-0.1Ag, c) Sn-0.7Cu-0.3Ag, d) Sn-0.7Cu-0.5Ag, e) Sn-0.7Cu-1Ag. [13]

เคยมีการเติม Ag ลงในปริมาณเพิ่มขึ้นจาก 1 จนถึง 4 wt.% จากการทดลองของ Reid และคณะ [41] ซึ่งให้ผลสอดคล้องกันและให้เหตุผลว่า การเติม Ag ทำให้เข้าใกล้จุดยูเทคติกมากขึ้น อุณหภูมิ ลิควิดัสจึงลดลง จุดเริ่มต้นในการเกิดเฟสต่างๆจึงแคบลง ส่งผลให้ระดับของ Undercooling เพิ่มขึ้น ซึ่งจะเหนี่ยวนำให้เกิดนิวเคลียสมากขึ้นแต่ส่วนของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็กลง และเมื่อเติม Ag ปริมาณถึง 4 wt.% ทำให้โครงสร้างเกินจุดยูเทคติกไป ทำให้มีแผ่นสารประกอบ  $Ag_3Sn$  ชัดเจนมากขึ้นตามรูปที่ 2.45



รูปที่ 2.45 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ag a) SAC105, b) SAC205, c) SAC305 และ d) SAC405. [41]

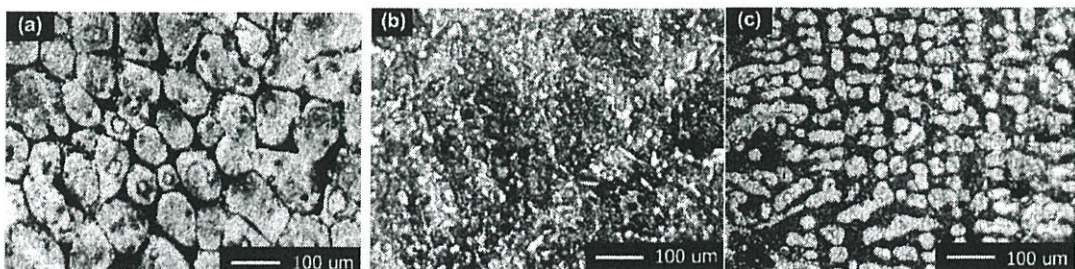
Hung และคณะ [42] ได้ทำการศึกษาการเติม Bi ลงในโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag ในสัดส่วน 2 และ 4 wt.% พบว่าการเติม 2 wt.%Bi พบสารประกอบเชิงโลหะ  $Ag_3Sn$  รูปร่างทรงกลมอยู่ขนาด  $1\mu m$  และไม่มีเฟสของ Bi อยู่ในโลหะบัดกรี แต่พบเฟส Bi อยู่ในโลหะบัดกรีที่เติมด้วย 4 wt.%Bi เนื่องจากความสามารถในการละลายของ Bi ในเมทริกซ์ Sn ที่อุณหภูมิห้องอยู่ที่ประมาณ 4 wt.% ถ้าปริมาณ Bi ที่เติมต่ำกว่า 4 wt.% อะตอมของ Bi ยังสามารถละลายอยู่ในโครงสร้างผลึก Sn ที่อุณหภูมิห้อง จากรูปที่ 2.46a พบว่ามีเฟส  $Ag_3Sn$  และ  $Cu_6Sn_5$  ขนาดใหญ่อยู่ในโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu-2Bi ขณะที่พบการตกตะกอนของ  $Ag_3Sn$  และ  $Cu_6Sn_5$  ขนาดเล็กกว่าอยู่ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.8Ag-0.7Cu-4Bi ตามรูปที่ 2.46b ดังนั้นการเติม Bi จะไปทำการยับยั้งการเกิดสารประกอบ  $Ag_3Sn$  ทำให้มีขนาดเล็กลงอีกทั้งได้เติม In ลงในโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag แล้วศึกษาโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-2In และ Sn-3.5Ag-5In พบว่าการเติม In ในโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag ทำให้โครงสร้างจุลภาคเปลี่ยนไป เช่น มีอนุภาค  $Ag_2In$  ขนาด  $2 - 3\mu m^2$  กระจายอยู่ในเมทริกซ์ Sn-3.5Ag-xIn



รูปที่ 2.46 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี a)  $\text{Sn}_{3.8}\text{Ag}_{0.7}\text{Cu}_{2}\text{Bi}$  b)  $\text{Sn}_{3.8}\text{Ag}_{0.7}\text{Cu}_{4}\text{Bi}$ . [38]

สอดคล้องกับ Ju และคณะ [46] ได้ทำการเติม Bi ลงในโลหะบัดกรี SAC305 พบว่าทำให้สารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเล็กลง เนื่องจากกลไกที่ Bi เกิดเป็นสารประกอบเชิงโลหะกับ Cu ความสามารถในการละลายที่จำกัดทั้งใน Sn และ Sn-Cu ดังนั้น Bi บางส่วนจะตกตะกอนใกล้ๆ กับรอยต่อของสารประกอบเชิงโลหะ และการที่มี Bi ตกตะกอนอยู่ในบริเวณนั้นทำให้พลังงานพื้นผิวร่วม (Interfacial energy) ลดลงเสมือนเป็นตัวขัดขวางการโตของสารประกอบเชิงโลหะ และทำให้อัตราการเกิดปฏิกิริยาของ Sn และ Cu แย่ลง และยังสรุปกลไกผลของอะตอม Bi ที่มีต่อการโตของสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มเติมไว้ 2 ข้อได้แก่ 1. การบิดเบี้ยวของโครงสร้างเนื่องมาจากการแทรกตัวของอะตอม Bi ใน Sn เป็นตัวเพิ่มตัวป้องกันการแพร่ 2. อนุภาค Bi ที่ตกตะกอนที่รอยต่อระหว่างผิวก็ลดอัตราการแพร่ของอะตอม Sn และ Cu

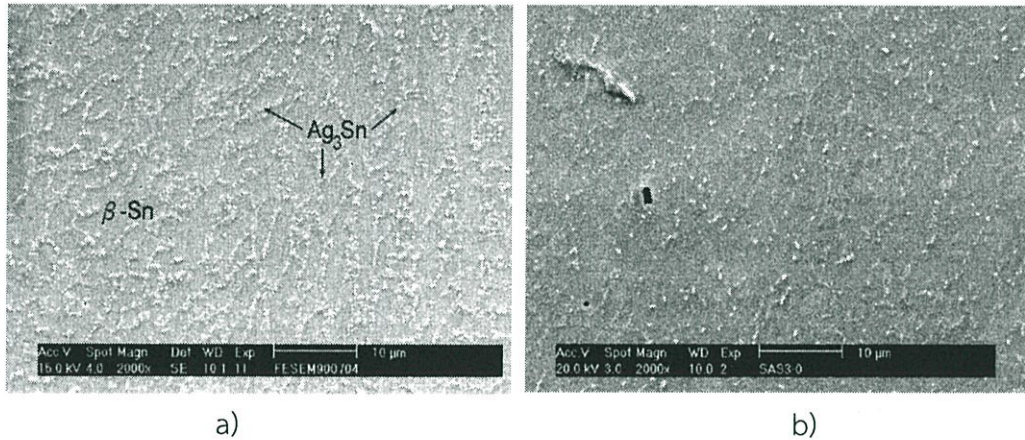
EL-Daly [39] เคยได้ทดลองเติม Ni และ Sb ลงในโลหะบัดกรี  $\text{Sn}-1.0\text{Ag}-0.5\text{Cu}$  จากรูปที่ 2.48 พบว่าการเติม 0.06wt.%Ni ทำให้สัดส่วนของ primary  $\beta\text{-Sn}$  ของ SAC105 ลดลง ขณะที่พื้นที่ยูเทคติกซึ่งประกอบไปด้วย  $\beta\text{-Sn}$ ,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ,  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  และ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  เพิ่มขึ้น ส่วนการเติม Sb ทำให้รูปร่างของ  $\beta\text{-Sn}$  เป็นทรงกลมมากขึ้นและขนาดละเอียดมากขึ้น ซึ่งส่งผลให้โครงสร้างมีความเสถียรและสมบัติทางกลดีขึ้น เมื่อพิจารณาถึงโครงสร้างของสารประกอบเชิงโลหะ ในพื้นที่ยูเทคติกของโลหะบัดกรี SAC105 มีรูปร่างเป็นจุดและแบบแท่งของสารประกอบ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  และ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  การเติม Ni มีผลต่อขนาดของเฟส  $\beta\text{-Sn}$  และมีผลทำให้รูปร่างของสารประกอบเชิงโลหะมีความหยาบมากขึ้น ในพื้นที่ยูเทคติกโดยจะเกิดสารประกอบรูปร่างกลมและเป็นโครงร่าง ที่ขอบของเฟส  $\beta\text{-Sn}$  ในทางกลับกันการเติม Sb ไปกระตุ้นทำให้รูปร่างของเฟส  $\beta\text{-Sn}$  เปลี่ยนไปโดนมีขนาดเล็กลงซึ่งถูกล้อมรอบด้วยพื้นที่ยูเทคติกสีเข้มจากสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  และ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  ที่กว้างมากขึ้นแต่ไม่พบสารประกอบ SnSb เนื่องจากเติม Sb อยู่ในระดับต่ำ ซึ่งอะตอมของ Sb สามารถละลายอยู่ในเมทริกซ์ Sn



รูปที่ 2.47 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี a) SAC (105), b) SAC-0.06Ni และ c) SAC-0.5Sb

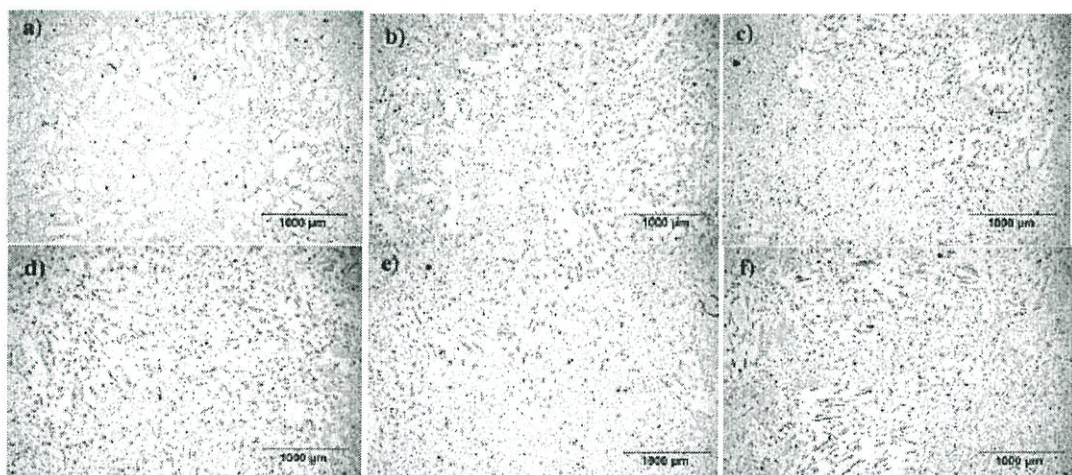
[39]

Lee และคณะ [40] ได้ศึกษาอิทธิพลของการเติม Sb ลงในโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag ที่สัดส่วนตั้งแต่ 0 - 2 wt.% ในส่วนของโครงสร้างที่ถูกทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วพบว่าโครงสร้างของยูเทคติก Sn-Ag ประกอบไปด้วย  $\beta$ -Sn และ สารประกอบเชิงโลหะ  $Ag_3Sn$  แสดงในรูปที่ 2.49 อนุภาค  $Ag_3Sn$  มีขนาดน้อยกว่า 1  $\mu m$  และการกระจายตัวของอนุภาคเหล่านี้ช่วยทำให้เกิดกลไก Dispersion hardening ซึ่งเพิ่มคุณสมบัติทางกล และเมื่อเติม Sb เพิ่มขึ้นทำให้ขนาดอนุภาคที่ตกตะกอนมีขนาดเล็กลงมากขึ้น ตามรูปที่ 2.48



ตามรูปที่ 2.48 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี a) Sn-3.5Ag และ b) Sn-3.5Ag-2Sb. [40]

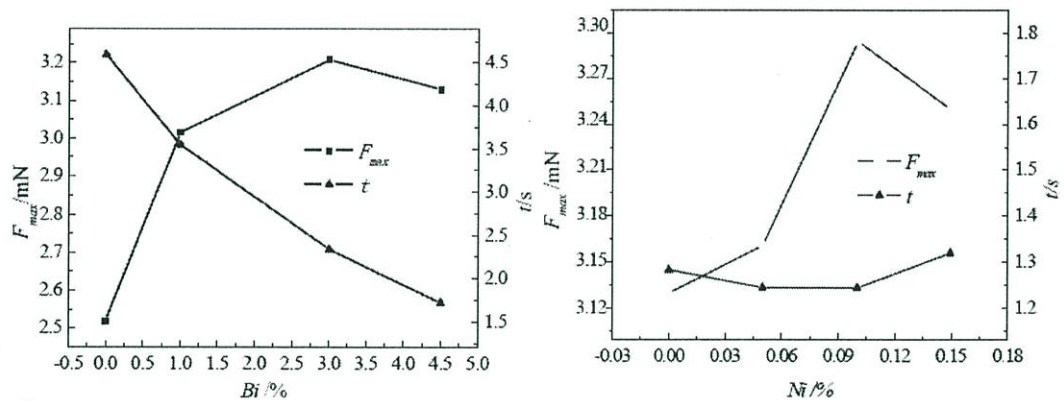
Ventura และคณะ [29] เคยได้มีการทดลองศึกษาการเติม Ni ในปริมาณ 0 - 0.1 wt.% ลงใน Sn-0.7Cu เพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคพบว่า Ni ที่เติมลงไปทำให้ลดปริมาณการตกตะกอนของเฟส  $\beta$ -Sn ส่วนบริเวณพื้นที่ยูเทคติกมากขึ้นและยังทำให้ขนาดของสารประกอบเชิงโลหะ  $Cu_6Sn_5$  มีขนาดใหญ่ขึ้นกว่า ไม่ได้เติม Ni ตามรูปที่ 2.49 ซึ่งพบว่าโครงสร้างจุลภาคมีความสัมพันธ์กับความสามารถในการไหลของโลหะบัดกรี โดยสัดส่วนที่มีการไหลมากที่สุดอยู่ในช่วง 500 - 600 ppm Ni ซึ่งจากโครงสร้างพบว่าพื้นที่ทั้งหมดเกือบจะเป็นเฟสของยูเทคติก



รูปที่ 2.49 การเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีเมื่อได้รับการเติม Ni a) 0 ppm, b) 200 ppm, (บริเวณ primary dendrite), c) 200 ppm (บริเวณ Eutectic structure), d) 300 ppm, e) 400 ppm และ f) 500 ppm. [29]

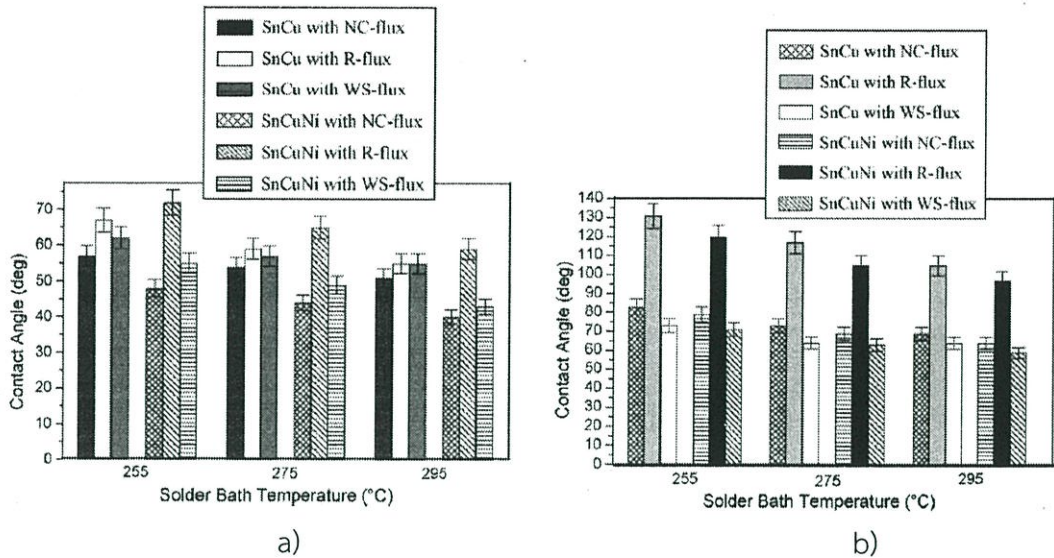
### 2.7.3 คุณสมบัติเปียก

Yang และคณะ [18] ได้ทดลองเติม Bi และ Ni ลงในโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu Sn-0.3Ag-0.7Cu-XBi (X=1.0, 3.0, 4.5) และ Sn-0.3Ag-0.7Cu-XNi (X=0.05, 0.10, 0.15) เพื่อทดสอบคุณสมบัติเปียกด้วยวิธีการทดสอบแบบสมดุล Wetting balance Test พบว่าการเติม Bi ส่งผลดีอย่างมากต่อคุณสมบัติเปียกของโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu ไม่เพียงแค่วัสดุ Wetting time แต่ยังคงเพิ่ม Wetting force อีกด้วย และการเติม Bi ในปริมาณที่เหมาะสมยิ่งช่วยให้เพิ่มคุณสมบัติเปียกอย่างมาก ในการทดลองครั้งนี้พบว่าโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0Bi แสดงผลของคุณสมบัติเปียกที่ดีที่สุดทั้งในแง่ของ Wetting time และ Wetting force ส่วนการเติม Ni พบว่าค่อนข้างที่จะส่งผลน้อยกว่า Bi โดยค่า Wetting force เพิ่มขึ้นเล็กน้อย ส่วน Wetting time ยังคงมีค่าเหมือนเดิมตามรูปที่ 2.50



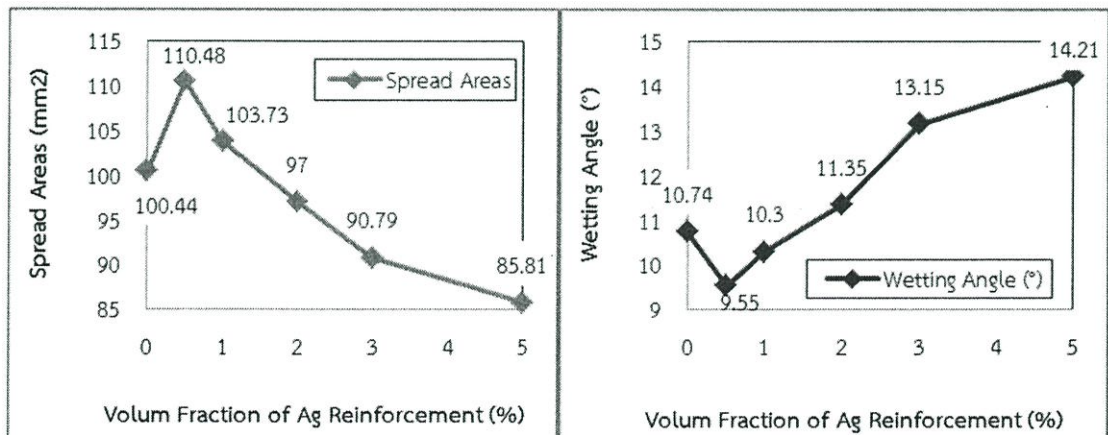
รูปที่ 2.50 ผลการเปียกของโลหะบัดกรี a) Sn-0.3Ag-0.7Cu-xBi และ b) Sn-0.3Ag-0.7Cu-xNi ที่ 240°C [18]

เคยได้มีการเติม 0.3 wt.%Ni ลงในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.7Cu เพื่อศึกษาลักษณะคุณสมบัติเปียกโดย Rizvi และคณะ [43] โดยเปรียบเทียบระหว่างโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu และ Sn-0.7Cu-0.3Ni บนฐานวัสดุจาก Cu และ Ni ด้วยวิธี Wetting balance test ทั้งใช้ฟลักซ์และไม่ใช้ฟลักซ์ ที่อุณหภูมิ 255, 275 และ 295 °C ตามรูปที่ 2.51 ผลการทดลองแสดงว่าการเติม 0.3wt.%Ni ลงในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.7Cu สามารถปรับปรุงคุณสมบัติในการประสานบนแผ่นทองแดงเมื่อไม่ใช้ฟลักซ์และน้ำยาประสานชนิดน้ำ ส่วนการใช้ฟลักซ์ชนิด Non activated (R) ไม่พบการเพิ่มขึ้นของคุณสมบัติเปียก ส่วนกรณีที่ทดสอบบนแผ่นนิกเกิลพบว่าการเติม Ni ช่วยในการปรับปรุงคุณสมบัติเปียก โดยไม่คำนึงถึงการใช้ฟลักซ์หรือไม่เมื่อเปรียบเทียบกับ Sn-0.7Cu จากการทดลองพบว่าอุณหภูมิที่สูงขึ้นของอ่างโลหะบัดกรีมีผลทำให้ต่อมัมสัมผัสที่มีค่าต่ำลง การเพิ่มขึ้นของ Wetting force และการเพิ่มขึ้นของคุณสมบัติในการเปียก จากการคำนวณที่ได้จาก Wetting balance test ยังแสดงว่าทั้งแรงเปียก และความสูงของโลหะบัดกรีที่ติดกับวัสดุแปรผกผันกับมัมสัมผัสอีกด้วย นอกจากนั้นความลึกและรัศมีของอ่างไม่ส่งผลอย่างมีนัยสำคัญต่อพฤติกรรมเปียก



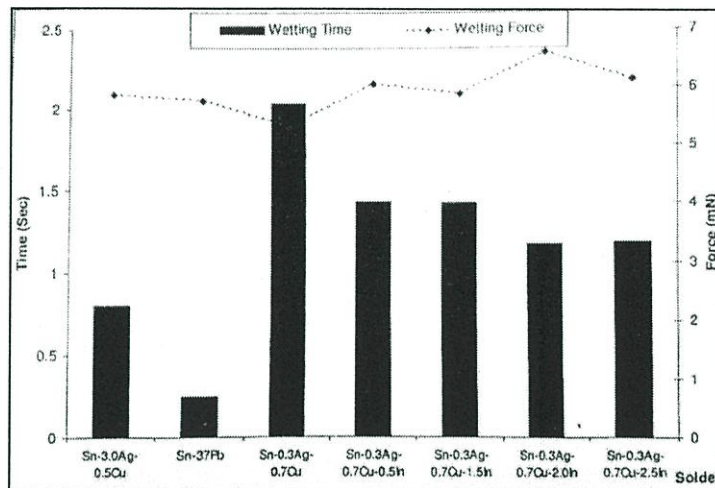
รูปที่ 2.51 มุมสัมผัสระหว่างโลหะบัดกรีชนิดต่างๆ a) บนแผ่นทองแดง b) บนแผ่นนิกเกิล [43]

นอกจากธาตุทองแดงที่สามารถเกิดปฏิกิริยากับดีบุกแล้ว ยังมีธาตุเงิน (Ag) ซึ่งสามารถเกิดสารประกอบเชิงโลหะกับดีบุก ดังนั้นงานวิจัยโลหะในกลุ่ม SAC อีกหลายชนิดเช่นงานวิจัยของTaiและคณะ ได้ศึกษาผลของการเติมธาตุ Ag ปริมาณ 0 - 5 wt.% ลงในโลหะบัดกรี Sn-Cu ด้วยวิธีทางกล วิธีการทดสอบความสามารถในการบัดกรีใช้วิธีการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีบนแผ่นโลหะพื้นตามมาตรฐานนานาชาติ รหัส GB11364-89 “The Testing Method of Spreadability and Clearance Fillability of Solder” โดยใช้แผ่นทองแดงเป็นฐานที่มีขนาด และการทดสอบการกระจายที่อุณหภูมิ 280 °C ที่ระยะเวลา 2 นาที แล้ววัดพื้นที่การแผ่กระจายและมุมเปียก โดยผลการทดสอบนำมาวาดกราฟตามสัดส่วนของปริมาณเงินที่เติมตามรูปที่ 2.52 จากกราฟเหล่านี้จะพบว่าความสามารถเปียกมีค่าลดลงเมื่อปริมาณสัดส่วน Ag เพิ่มขึ้น แต่ที่จะไม่ส่งผลต่อความสามารถเปียกเมื่อมีปริมาณสัดส่วนอนุภาคเสริมต่ำมากๆ สัดส่วนปริมาณ Ag ที่ดีที่สุดจากการทดลองเติมลงใน Sn-0.7Cu คือ 0.5 และ 1 wt.% [44]



รูปที่ 2.52 พื้นที่การแผ่กระจายและมุมเปียกของโลหะบัดกรีเทียบกับปริมาณสัดส่วนเปอร์เซ็นต์ของ Ag. [44]

นอกจากนั้นฉวีวรรณ ลัมสุวรรณ [5] ได้ทำการทดลองเติมธาตุ In ลงในโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu เพื่อศึกษาอิทธิพลต่างๆ ในส่วนของการทดสอบความสามารถในการเปียก โดยใช้วิธีการทดสอบ Wetting balance โดยทดสอบร่วมกับฟลักซ์ RMA ได้ค่า Wetting time และ Wetting force ตามรูปที่ 2.53 พบว่าโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu ที่มีการเติม In จะมีสมบัติเปียกที่ดีขึ้น คือ ค่า Wetting time มีแนวโน้มลดลงและ Wetting force มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อมีการเติมปริมาณ In มากขึ้น ทั้งนี้เนื่องจาก In ที่เติมลงไปนั้นมีคุณสมบัติที่ช่วยในการลดแรงตึงผิวของโลหะบัดกรีลงได้ โดยอธิบายว่า เมื่อจุ่มแผ่นทองแดงลงไปโลหะบัดกรีหลอมเหลวจะต้องมีแรงที่เอาชนะแรงลอยตัวและแรงตึงผิว



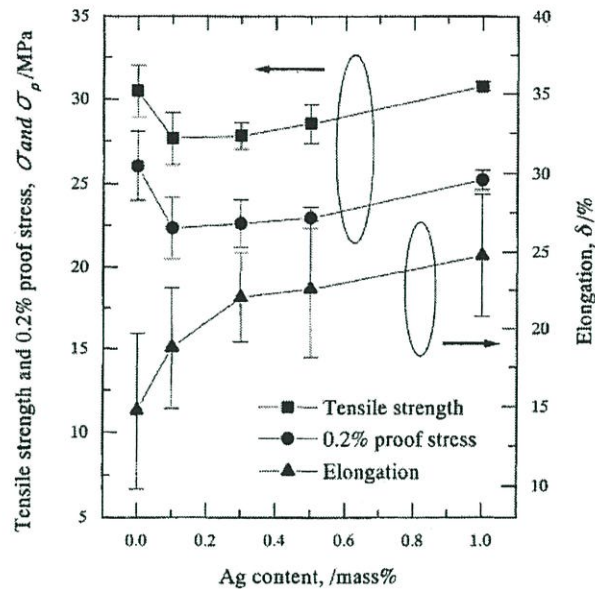
ตามรูปที่ 2.53 ค่า Wetting force และ Wetting time ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด [5]

ปัจจัยหนึ่งที่ทำให้ความสามารถในการบัดกรีแย่งคือความหนืด (Viscosity) โดย Mudry ได้ศึกษาผลของ Sb ที่เติมลงใน Sn ที่สัดส่วน 0 - 20% เปรียบเทียบกับ Sn หลอมเหลวที่อุณหภูมิ 227 - 727 °C พบว่าผลที่ได้จากการการเติม 5 at.%Sb มีความหนืดเพิ่มขึ้นในช่วงอุณหภูมิต่ำกว่า 400 °C จากนั้นเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นความหนืดของ โลหะบัดกรี Sn-5Sb จะเริ่มลดลงจนมีค่าต่ำกว่าความหนืดของ Sn บริสุทธิ์เช่นเดียวกับการเติม 10 at.%Sb ความหนืดจะเพิ่มขึ้นจากSn บริสุทธิ์ในช่วงที่อุณหภูมิต่ำกว่า 450 °C หลังจากนั้นความหนืดจะเริ่มลดลง [45]

#### 2.7.4 คุณสมบัติทางกล

Huh และคณะ [13] เคยศึกษาคุณสมบัติทางกลของการเติมธาตุ Ag สัดส่วน 0 - 1 wt.% ลงในโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu จากรูปที่ 2.54 แสดงผลของ Ag ต่อ ความต้านทานแรงดึง (Tensile stress) ความเค้นพิสูจน์ (0.2% proof stress) และการยืดตัวของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ag อัตราความเครียด (Strain rate)  $3.47 \times 10^{-4} / s^{-1}$  พบว่าการเติม Ag สัดส่วน 0.1 wt.% ทำให้ค่า Tensile stress และ Proof stress ลดลง เมื่อค่อยๆเติม Ag เพิ่มขึ้นจนถึง 1 wt.% พบว่า Tensile stress และ Proof stress มีค่าเท่ากับโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu ทางกลับกัน เปอร์เซ็นต์การยืดตัวเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อเพิ่มปริมาณ Ag ที่ 0.3 wt.% หลังจากนั้นก็ค่อยๆเพิ่มขึ้นทีละน้อย ตามรูปที่ 2.54 เนื่องจากพบว่าเมื่อชิ้นงาน Sn-0.7Cu ได้รับแรงจะทำให้เกิดรอยเลื่อนที่ขอบเกรนที่อยู่ภายในเฟส  $\beta$ -Sn จนเกิดการแตกหักในที่สุดดังนั้นการเติม Ag ทำให้โครงสร้างขอบ  $\beta$ -Sn มีขนาดเล็กลง ส่งผลให้ลดการแตกหักที่ขอบของเกรนและดูเหมือนว่าจะช่วยเพิ่มเปอร์เซ็นต์การยืดตัว ดังนั้นการเติม Ag ปริมาณ

เล็กน้อย ส่งผลในการปรับปรุงจุดอ่อนนี้ของ Sn-0.7Cu และจากการศึกษาในครั้งนี้พบว่าสัดส่วนการเติม Ag ที่ดีที่สุดอยู่ในช่วง 0.3 - 0.5 wt.% ซึ่งเพิ่มเปอร์เซ็นต์การยืดตัวถึง 50% แต่ความต้านทานแรงดึงเท่าเดิม



รูปที่ 2.54 ผลของ Ag ต่อ ความต้านทานแรงดึง ความเค้นพิสูจน์ที่ 0.2% และการยืดตัวของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ag สำหรับ Sn-0.7Cu. [13]

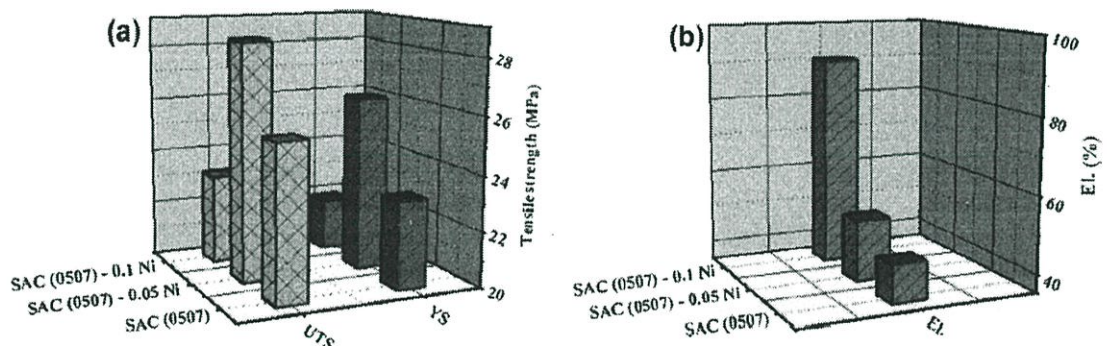
Huang และ Wang [42] เคยศึกษาคุณสมบัติทางกล ของการเติมธาตุ Bi, Cu และ In สัดส่วน 0.7 wt.%Cu 2 และ 4 wt.%Bi และ 2 และ 5 wt.%In ลงในโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag ที่ค่าอัตราการยืด  $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  ที่อุณหภูมิ  $23 \text{ }^{\circ}\text{C}$  ซึ่งได้ค่าออกมาตามตารางที่ 2.8 พบว่าการเติม 0.7 wt.%Cu ทำให้ค่าความต้านทานแรงดึงเพิ่มขึ้นเล็กน้อย แต่เปอร์เซ็นต์ระยะยืดก็ลดลงเล็กน้อยจนแทบจะเท่ากับกับ Sn-3.5Ag แต่การที่ระยะยืดลดลงน่าจะสาเหตุจากคุณลักษณะของโครงสร้างจุลภาคของอนุภาคสารประกอบ

การเติม Bi ส่งผลอย่างมากต่อค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดของ Sn-Ag-Cu ทำให้ค่าเพิ่มขึ้นอย่างมาก เช่นการเติม 2 wt.%Bi ทำให้ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดเพิ่มขึ้นถึง 47% และเมื่อเติม 4 wt.%Bi ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดเพิ่มขึ้นถึง 2 เท่าของ Sn-Ag-Cu แต่ความยืดหยุ่นมีค่าลดลงเมื่อเติม Bi มากขึ้น เนื่องจากการเติม Bi จะทำให้อุณหภูมิหลอมเหลวลดต่ำลงอย่างมาก ผลที่ตามมาคือโลหะบัดกรีมีความแข็งแรงแต่เปราะ ซึ่งเป็นคุณลักษณะของกลไกการแข็งตัวเนื่องจากสารละลายของแข็ง ตามที่ได้อธิบายในส่วนของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีที่มีส่วนประกอบของ Bi และผลของ In ที่มีต่อคุณสมบัติการต้านแรงดึงสูงสุดของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-XIn พบว่า ผลในการเพิ่มความแข็งแรงน้อยกว่า Bi

ตารางที่ 2.8 ค่าความต้านทานแรงดึงและการยืดตัวของโลหะบัดกรีชนิดต่างๆ [42]

Alloy	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta_5$ (%)
Sn-3.5Ag	52.0 ± 3.8	42.4 ± 2.4	48 ± 4
Sn-3.8Ag-0.7Cu	53.5 ± 4.1	43.2 ± 2.6	40 ± 5
Sn-3.8Ag-0.7Cu-2Bi	76.5 ± 5.2	49.8 ± 3.9	39 ± 4
Sn-3.8Ag-0.7Cu-4Bi	101.0 ± 6.9	62.3 ± 5.3	28 ± 6
Sn-3.5Ag-2In	59.8 ± 5.4	43.8 ± 3.9	52 ± 5
Sn-3.5Ag-5In	64.2 ± 5.6	44.2 ± 3.2	39 ± 6

Hammad และคณะ [50] ได้ทำการศึกษากลไกของการเติม Ni ปริมาณเล็กน้อย (0.05 and 0.1 wt.%) ต่อคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีเงินต่ำ Sn-0.5Ag-0.7Cu ที่อัตราการยืดคองที่  $4.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  ที่อุณหภูมิห้องเนื่องจากกลไก Work hardening และ Dislocationsunpinning จากรูปที่ 2.56 แสดงค่าเฉลี่ยของ UTS, YS และ EL.% ตามลำดับ การเติม Ni จะส่งผลอย่างมากต่อแรงดึงและการยืดตัวของโลหะบัดกรี SAC0507 และดูเหมือนว่าโลหะบัดกรีที่ถูกเติมด้วย 0.1 wt.%Ni มีค่าต้านทานแรงดึงและแรงดึงที่จุดครากต่ำลงแต่ทำให้ค่าระยะยืดเพิ่มขึ้นอย่างมากเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีตั้งต้น และเมื่อได้รับการเติม Ni 0.05 wt.% ในทางตรงข้าม ความแข็งแรงทางกลของโลหะบัดกรี SAC(0507)-0.05Ni สูงกว่าโลหะบัดกรี SAC(0507)-0.1Ni และ SAC(0507) เล็กน้อย เนื่องจากการลดลงของสัดส่วน  $\beta$ -Sn ทำให้มีพื้นที่ยูเทคติกที่มีความแข็งแรงต่อการรับแรงมากขึ้น



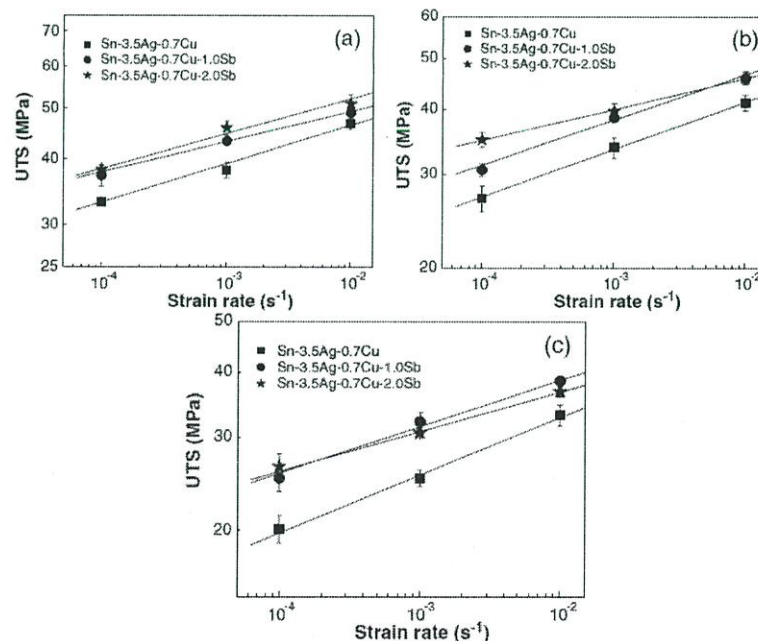
รูปที่ 2.55 ค่าเฉลี่ยของสมบัติทางกลของ a) ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด(UTS) แรงที่จุดคราก(YS) และ b) %การยืดตัว (EL.) ของโลหะบัดกรีต่างๆ [50]

Lia และคณะ [15] ได้ทำการศึกษากลไกของการเติม Sb ต่อคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-0.7Cu ที่อัตราการยืดตัวค่าต่างๆที่อุณหภูมิ 25, 75 และ 125 °C โดยพล็อตกราฟอยู่ในรูปของกราฟ logarithm ของค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดกับอัตราการยืดตัวตามรูปที่ 2.56 พบว่าค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดของโลหะบัดกรีทั้ง 3 ชนิดเพิ่มขึ้น ตามการเพิ่มขึ้นของอัตราการยืดตัวและที่อุณหภูมิสูงขึ้นโลหะบัดกรีที่มีความไวต่ออัตราการยืดตัวของโลหะบัดกรีมีค่าสูงที่สุดคือ Sn-3.5Ag-0.7Cu จากจำนวนโลหะบัดกรีชนิดอื่นๆ จากการทดลองโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-0.7Cu-2.0Sb มีค่าความต้านทานแรงดึงสูงที่สุดที่อุณหภูมิ 25 °C และโลหะบัดกรี 3.5Ag-0.7Cu-1.0Sb มีความไวต่ออุณหภูมิน้อยที่สุดที่ระดับอัตราการการยืดตัวต่ำ ที่อัตราการการยืดตัว  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  ความแข็งแรงของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-0.7Cu-1.0Sb ได้รับผลกระทบจากอุณหภูมิน้อย คือมีค่าความ

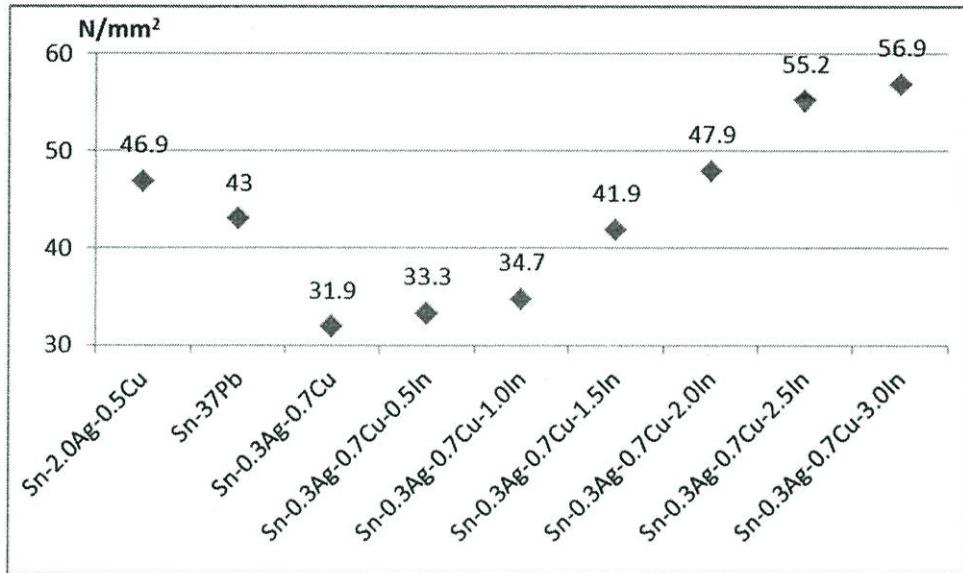
ต้านทานแรงดึงลดลง 20% เมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นจาก 25 เป็น 125 °C จากการเปรียบเทียบ Sn-3.5Ag-0.7Cu มีความแข็งแรงน้อยที่สุด จากการทดลองพอที่จะตัดสินได้ว่า ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดจะลดลงเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้นและการเติม Sb สามารถเพิ่มค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-0.7Cu-1.0Sb ให้มีค่าสูงกว่าโลหะบัดกรีที่ไม่ได้เติม Sb เนื่องจากกลไก Solid solution hardening และ Particle hardening

ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ [5] ได้ทำการศึกษาผลของการเติม In ปริมาณ 0.5 และ 3.0 wt.% ต่อคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีเงินต่ำ Sn-0.3Ag-0.7Cu ที่อุณหภูมิห้องได้ผลตามรูปที่ 2.58 พบว่าเมื่อทำการเติม In มากขึ้นส่งผลให้ค่าความต้านทานแรงดึงสูงขึ้น เมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีชนิดอื่นแล้ว โลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu มีความแข็งแรงน้อยที่สุดแต่เมื่อปรับปรุงโดยการเติม In ทำให้โลหะบัดกรีชนิดนี้มีความแข็งแรงเทียบเท่าและดีกว่าโลหะบัดกรี Sn-37Pb และ Sn-2.0Ag-0.5Cu เนื่องจากการเติม In เข้าไปทำให้ขนาดของอนุภาคสารประกอบมีขนาดเล็กลง เนื่องจาก In ละลายเข้าไปในโลหะเพื่อขัดขวางการโตของเฟสตามขอบเกรน ซึ่งจะต้านทานการเกิดดิสโลเคชัน ทำให้มีความแข็งแรงมากขึ้นโดยโลหะบัดกรีที่มีความแข็งแรงมากที่สุดคือ โลหะบัดกรี Sn-2.0Ag-0.5Cu-3.0In

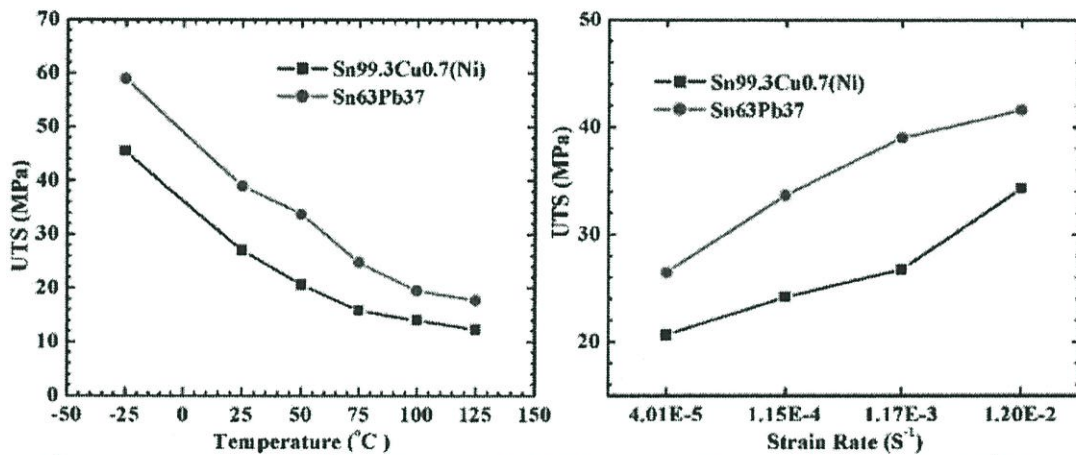
Zhu และคณะ [35] เคยได้ทำการศึกษาผลของอุณหภูมิที่และอัตราความเครียดมีต่อคุณสมบัติการดึงของโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Sn99.3Cu0.7(Ni) แล้วเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรี Sn63Pb37 แล้วทำการวัดค่าแรงดึงสูงสุด และ ความเค้นครากที่ 0.2% พบว่ามีค่าลดลงเมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิและลดอัตราความเครียดเนื่องมาจากที่อุณหภูมิสูงจะมีผลต่อการเสียรูปถาวรเนื่องจากความหนืดของวัสดุและที่อัตราความเครียดต่ำจะเกิดการทำให้โลหะบัดกรีแข็งขึ้น (Work hardening) ตามรูปที่ 2.58 น้อยกว่าและเมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคและลักษณะการแตกหักของโลหะบัดกรี Sn99.3Cu0.7(Ni) ที่ได้รับการดึงแล้วพบว่าที่อุณหภูมิสูงมีผลต่อโครงสร้างจุลภาคและรูปร่างลักษณะของการแตกหัก



รูปที่ 2.56 ผลของ Strain rate ต่อ UTS ต่ออุณหภูมิการทดสอบต่างๆ a) 25, b) 75 และ c) 125°C



รูปที่ 2.57 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด [5]



รูปที่ 2.58 ผลของอุณหภูมิที่และอัตราการยืดตัวมีต่อคุณสมบัติการดึงของโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Sn99.3Cu0.7(Ni). [35]

### บทที่ 3

## วิธีดำเนินงานวิจัย

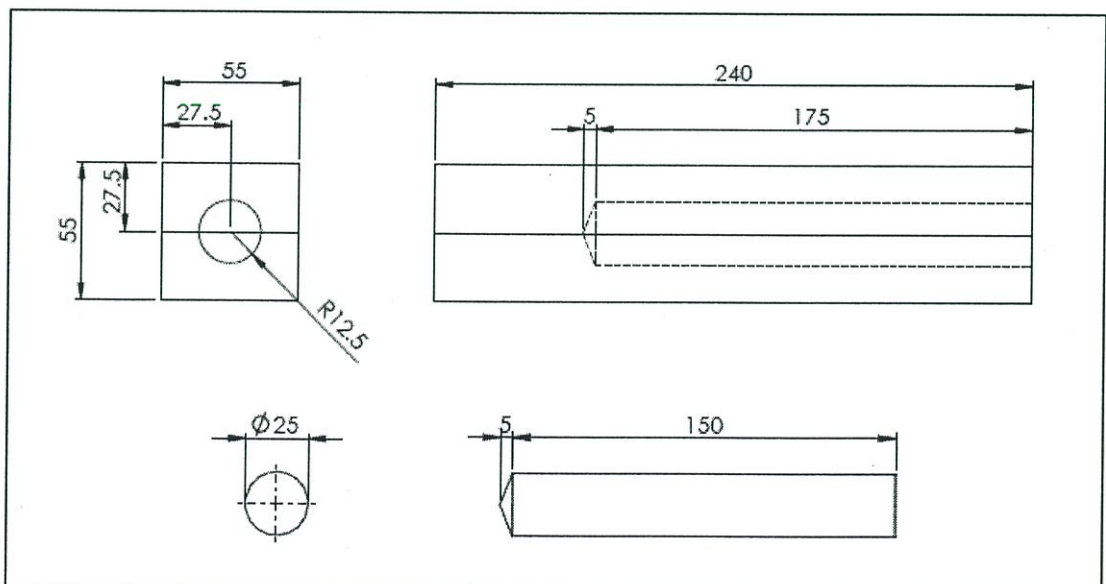
ขั้นตอนการดำเนินงานเพื่อศึกษาอิทธิพลของการเติมธาตุ เงิน บิสมัทอินเดียมและพลวง ที่มีต่อคุณสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-0.005Ge มี 3 ปัจจัยที่สนใจได้แก่ ชนิดของธาตุ และความเข้มข้นของธาตุแต่ละชนิด แล้วจึงเตรียมชิ้นงานสำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค คุณสมบัติทางกล จุดหลอมเหลว และอัตราการแผ่กระจายบนแผ่นทองแดง

### 3.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

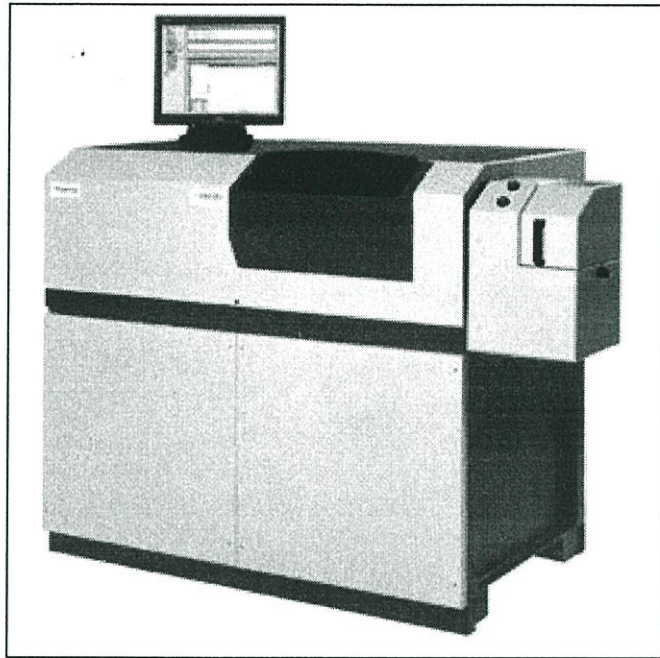
การผสมโลหะบัดกรีพื้นฐานที่มีส่วนประกอบหลัก 4 ชนิดของ Sn-Cu-Ni-Ge ถูกผสมจากแท่งโลหะตีบุกความบริสุทธิ์ 99.9 เปอร์เซ็นต์ แท่งสารประกอบตีบุก-ทองแดง 15 เปอร์เซ็นต์ แท่งสารประกอบตีบุก-นิกเกิล 2 เปอร์เซ็นต์ และก้อนเจอเมเนียม 99.9 เปอร์เซ็นต์ ลงในเข้าหลอมที่ทำมาจากแกรไฟต์ที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียสโดยใช้ระยะเวลา 30 นาทีเพื่อให้เกิดการแพร่กระจายอย่างทั่วถึง แล้วจึงเทใส่แม่พิมพ์เหล็กสแตนเลสขนาดตามรูปที่ 3.1

### 3.2 การตรวจสอบปริมาณของธาตุโดยเครื่อง Optical emission spectroscopy

เพื่อทำการวิเคราะห์ปริมาณสัดส่วนของธาตุของชิ้นงานที่จะนำไปขึ้นรูป โดยนำไปตรวจสอบด้วยเครื่อง Optical emission spectroscopy ยี่ห้อ THERMO รุ่น ARL 3460 ในรูปที่ 3.2 ให้โลหะบัดกรีพื้นฐานมีส่วนประกอบตามตารางที่ 3.1



รูปที่ 3.1 ขนาดของชิ้นงานและแม่พิมพ์ที่ใช้ในการหล่อ



รูปที่ 3.2 เครื่อง Optical Emission Spectroscopy

ตารางที่ 3.1 ส่วนประกอบทางเคมีของโลหะผสมที่ใช้ในการศึกษา

Composite	Sn	Cu	Ni	Ge	Ag	Sb	In	Bi
SCNG	ส่วนที่เหลือ	0.60	0.05	0.005	-	-	-	-
SCNG+0.05Ag	"	0.60	0.05	0.005	0.05	-	-	-
SCNG+0.1Ag	"	0.60	0.05	0.005	0.1	-	-	-
SCNG+0.05Sb	"	0.60	0.05	0.005	-	0.05	-	-
SCNG+0.1Sb	"	0.60	0.05	0.005	-	0.1	-	-
SCNG+0.05In	"	0.60	0.05	0.005	-	-	0.05	-
SCNG+0.1In	"	0.60	0.05	0.005	-	-	0.1	-
SCNG+0.05Bi	"	0.60	0.05	0.005	-	-	-	0.05
SCNG+0.1Bi	"	0.60	0.05	0.005	-	-	-	0.1
SCNG+Ag-Sb	"	0.60	0.05	0.005	0.05	0.05		-
SCNG+Ag-In	"	0.60	0.05	0.005	0.05	-	0.05	-
SCNG+Ag-Bi	"	0.60	0.05	0.005	0.05	-	-	0.05
SCNG+Sb-In	"	0.60	0.05	0.005	-	0.05	0.05	-
SCNG+Sb-Bi	"	0.60	0.05	0.005	-	0.05	-	0.05
SCNG+In-Bi	"	0.60	0.05	0.005	-	-	0.05	0.05

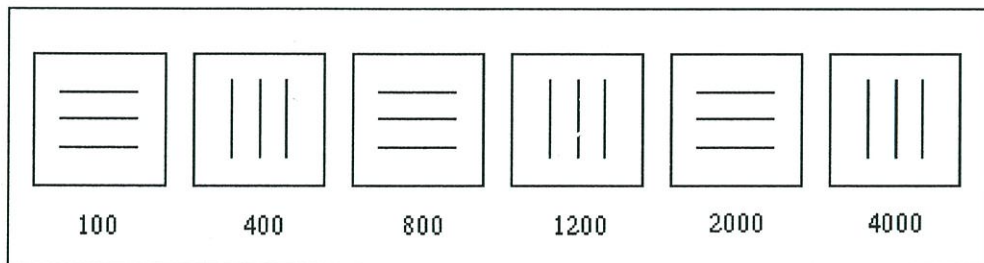
### 3.3 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค

#### 3.3.1 การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเพื่อศึกษา การกระจายตัว ลักษณะเกรน ขนาดของเกรน รวมถึงชนิดและขนาดของของสารประกอบที่เกิดขึ้น เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคเหล่านี้สามารถส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี โดยการหล่อชิ้นงานลงในแม่พิมพ์ทรงกระบอก ขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 2.4 มิลลิเมตร ความลึก 10 มิลลิเมตรแล้วนำไปตัดที่ระดับความสูงของแต่ละชิ้นงานเดียวกันด้วยเครื่องตัดความเร็วรอบต่ำตามรูปที่ 3.3 ที่ 300 รอบต่อนาทีตัดผิวหน้าด้านที่จะนำไปส่องกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน เพื่อไม่ให้โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะบัดกรีเสียรูปเนื่องจากความร้อนและแรงตัดชิ้นงานจากนั้นนำไปขัดด้วยกระดาษทรายชุบน้ำที่มีความละเอียดตั้งแต่เบอร์ 100 , 400, 800, 1200, 2000 และ 4000 ตามลำดับโดยขัดไปในทิศทางเดียวกัน และขัดสลับทิศทางกันเมื่อเปลี่ยนความละเอียดของกระดาษทรายขัดดังรูปที่ 3.4



รูปที่ 3.3 เครื่องตัดความเร็วรอบต่ำ



รูปที่ 3.4 ลักษณะการขัดกระดาษทรายเบอร์ต่างๆ



รูปที่ 3.5 เครื่องขัดสีกลมแบบจานหมุน

หลังจากนั้นจึงทำการขัดโดยใช้ผงอลูมินาขนาด 1 และ 0.3 ไมครอน บนเครื่องสีกลมแบบจานหมุนที่มีน้ำเย็นหล่อดังรูปที่ 3.5 แล้วนำไปแช่ในเอทานอลและใช้การทำความสะอาดด้วยคลื่นอุลตราโซนิกที่อุณหภูมิห้องเป็นระยะเวลา 5 นาทีแล้วจึงนำไปกัดผิวหน้าชิ้นงานต่อไป

### 3.3.2 การกัดผิวโลหะโดยใช้วิธีเคมีไฟฟ้า

การกัดผิวด้วยวิธีเคมีไฟฟ้าทำให้แสดงเฟสต่างๆชัดเจนยิ่งขึ้น เนื่องจากความต้านทานการกัดกร่อนของแต่ละเฟสสารประกอบและรอยต่อของแต่ละผลึกไม่เท่ากันด้วยเครื่องขัดและกัดผิวโลหะโดยใช้วิธีเคมีไฟฟ้า (Electrolytic polishing and etching) ยี่ห้อ Struers รุ่น LectroPol-5 ด้วยสารละลายกรดไฮโดรคลอริก 2% [47] โดยกำหนดค่า แรงดัน 0.5 โวลต์ อัตราการไหลระดับ 5 ระยะเวลา 2 วินาที

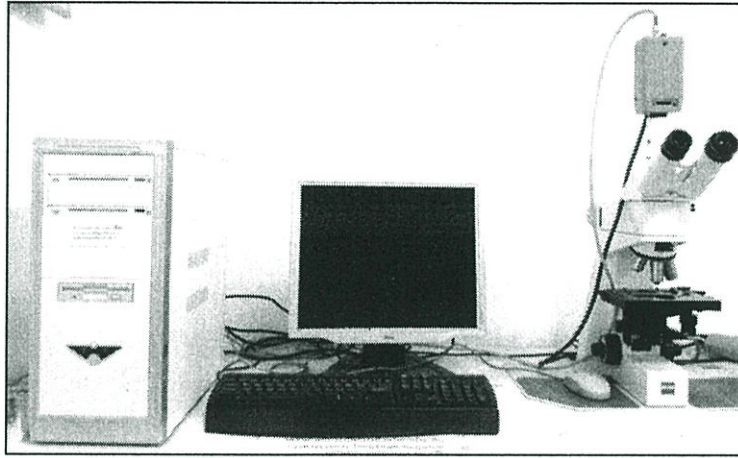


รูปที่ 3.6 เครื่องขัดและกัดผิวโลหะโดยใช้วิธีเคมีไฟฟ้า

จากนั้นนำไปตรวจดูโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง (Optical microscope) เพื่อตรวจสอบพื้นผิวและโครงสร้างเบื้องต้นแล้วจึงนำไปตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope) และตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีด้วยเครื่อง Energy dispersive X-ray spectrometer

### 3.3.3 การตรวจสอบเบื้องต้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

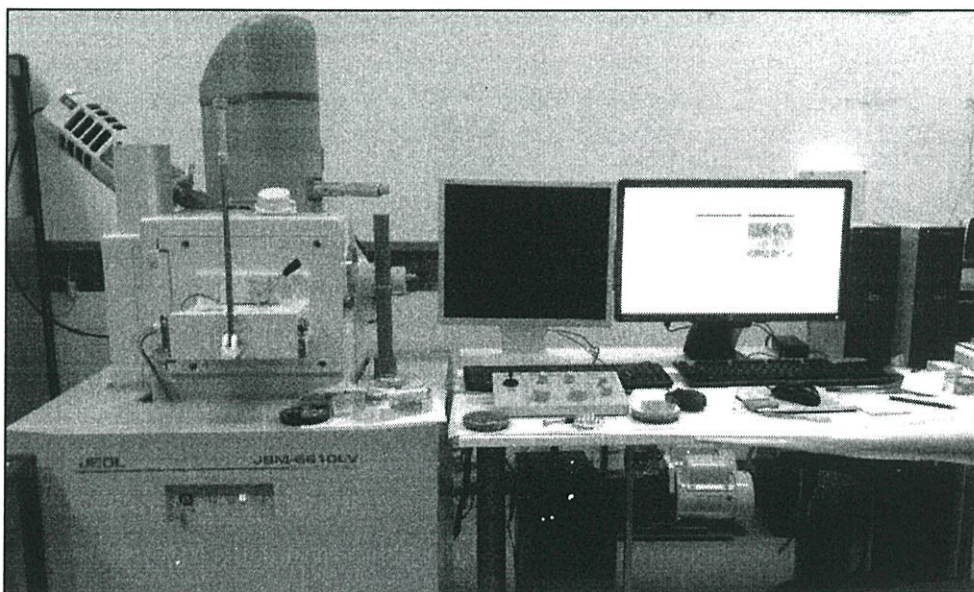
สำหรับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานโลหะบัดกรีตัวอย่างในเบื้องต้น เพื่อตรวจสอบผิวของชิ้นงานที่ถูกขัดแล้ว โครงสร้าง การกระจายตัว รูปร่างและขนาดของเกรน ด้วยกล้อง Optical microscope ยี่ห้อ Zeiss รุ่น Axiolabซึ่งมีกำลังขยายสูงสุดอยู่ที่ 500 เท่าดังรูปที่ 3.7



รูปที่ 3.7 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

### 3.3.4 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมี

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมีของชิ้นงานโลหะบัดกรีเพื่อเปรียบเทียบขนาดและรูปร่างของสารประกอบเชิงโลหะภายในโครงสร้างจุลภาคของแต่ละชิ้นงานด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดรุ่น JEOL JSM-6610LV ที่มีกำลังขยาย 3,000 เท่า อีกทั้งวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของสารประกอบโลหะที่พบบนพื้นผิวด้วยชุดเอ็กซ์เรย์สเปกโตรสโคปีแบบกระจายพลังงาน (Energy dispersive X-ray spectroscopy, EDS) ยี่ห้อ Oxford link ISIS series 300 ตามรูปที่ 3.8



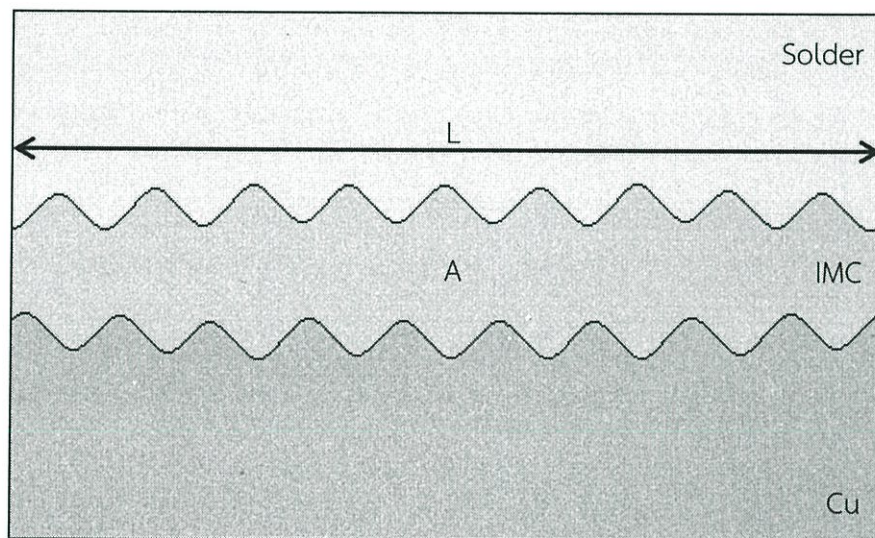
รูปที่ 3.8 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด

### 3.3.5 การวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

การวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดงบริสุทธิ์ จากชิ้นงานทดสอบการแผ่กระจายนำมาตัดในทิศทางตั้งฉากด้วยเครื่องตัดความเร็วรอบต่ำ แล้วนำชิ้นงานที่ตัดแล้วไปล้างด้วยแล้วหล่อเรซิน แล้วจึงนำไปขัดผิวหน้าและตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์ แล้วนำรูปถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กทรอนิกส์แบบส่องกราดที่กำลังขยายเท่ากันในทุกๆชิ้นงานทั้งหมด 15 ชิ้น โดยใช้โปรแกรม Image-pro express เพื่อหาพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ตามรูปที่ 3.9 โดยความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะชิ้นงานละ 2 ภาพจากการคำนวณจากสมการที่ 3.1

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

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



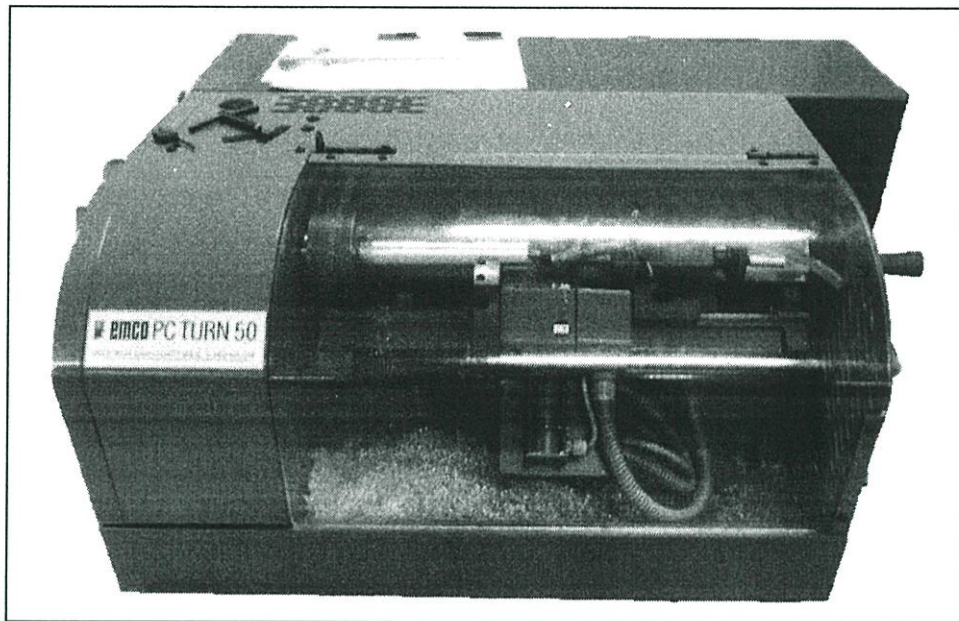
รูปที่ 3.9 ตัวอย่างการวัดค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

## 3.4 การทดสอบคุณสมบัติทางกล

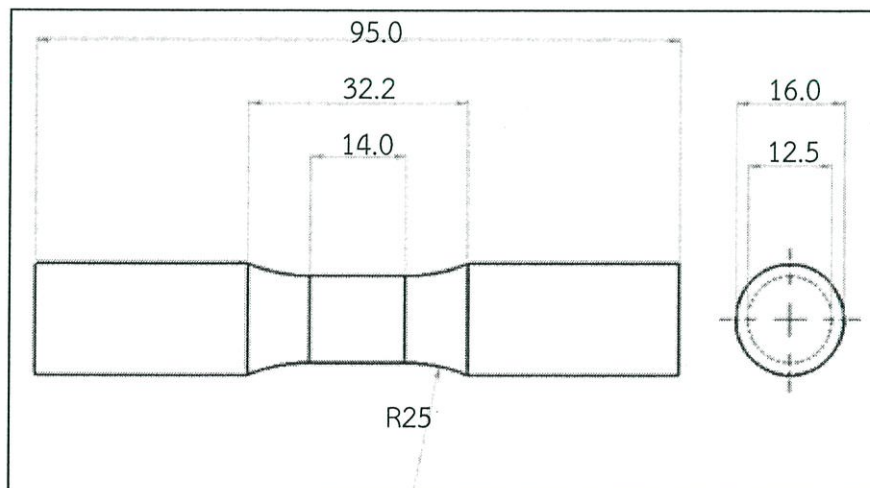
### 3.4.1 การทดสอบความต้านทานแรงดึง (Tensile strength test)

การทดสอบการสมบัติทางกลด้วยวิธีทดสอบการต้านทานแรงดึงเริ่มขึ้นรูปชิ้นงานแท่งโลหะบัดกรีจากแท่งโลหะบัดกรีที่หล่อได้ตามขนาดมาตรฐาน ASTM E8M สำหรับการทดสอบวัสดุที่เป็นโลหะ และโลหะผสม ด้วยเครื่องกลึง CNC ยี่ห้อ emco PC TURN 50 ดังรูปที่ 3.10 โดยกำหนดขนาดชิ้นงานตามรูปที่ 3.11 ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางช่วงเกจ = 12.5 มม., ความยาวช่วงเกจ = 14 มม., รัศมีส่วนโค้ง = 25 มม., เส้นผ่านศูนย์กลางของส่วนปลาย = 16 มม., ความยาวของส่วนปลาย

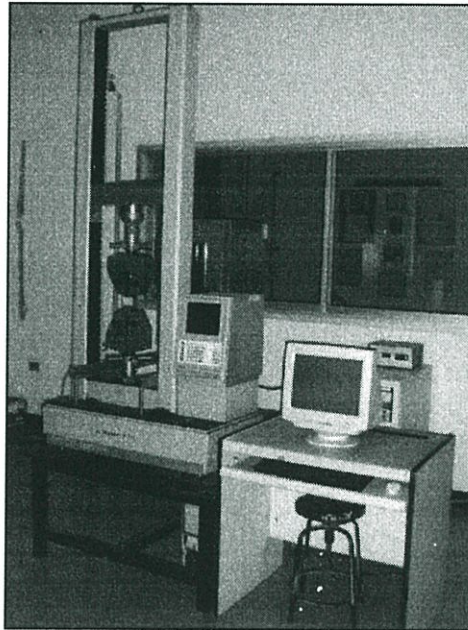
= 31.3 มม., ความยาวทั้งชิ้นงาน = 95 มม. ตามมาตรฐาน ASTM E8M ข้อที่ 6.11 สำหรับการทดสอบชิ้นงานที่ขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อ การทดสอบความต้านทานแรงดึงโดยใช้เครื่องทดสอบ Universal testing machine ยี่ห้อ Testometric จากประเทศอังกฤษ รุ่น AX-100kN ดังรูปที่ 3.12 โดยเครื่องทดสอบนี้สามารถรับแรงสูงสุดได้ 10 ตัน โดยกำหนดอุณหภูมิขณะทำการทดสอบอยู่ที่ 25 °C กำหนดความเร็ว Crosshead เท่ากับ 5 มิลลิเมตรต่อนาทีและทำการทดสอบความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีการทดลอง 3 ชิ้นเพื่อหาค่าเฉลี่ยของชิ้นงาน และสามารถบันทึกผลเป็นความสัมพันธ์ระหว่าง Force กับ Extension ทุกๆ 0.1 วินาที เพื่อนำมาวิเคราะห์หาค่า ความต้านทานแรงดึงสูงสุด (UTS) และการยืด (Elongation) ของโลหะบัดกรี



รูปที่ 3.10 เครื่องกลึง CNC ยี่ห้อ EMCO PC TURN 50



รูปที่ 3.11 ขนาดชิ้นงานที่ใช้ทดสอบแรงดึง



รูปที่ 3.12 Universal testing machine (UTM) ของ Testomatic รุ่น AX M500-100kN

### 3.5 การทดสอบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี

ทำการทดสอบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีโดยใช้เครื่อง Differential scanning calorimeter ยี่ห้อ NETZSCH รุ่น DSC 204 F1 Phoenix ดังรูปที่ 3.13 ภายในเครื่องมือวัดที่ใช้นี้จะ มีภาชนะสองภาชนะมีความจุความร้อนเท่ากันและสามารถถูกให้ความร้อนและทำให้เย็นตัว ที่เงื่อนไข การแลกเปลี่ยนถ่ายเทความร้อนเดียวกัน โดยจะทำการวัดความแตกต่างของพลังงานความร้อนต่อ หน่วยเวลาระหว่างตัวอย่างโลหะบัดกรีที่เราต้องการทดสอบกับวัสดุอ้างอิง แล้วนำมาวิเคราะห์ได้ทั้ง เป็นพลังงานในการดูดความร้อนหรือคายความร้อนของวัสดุขณะการเปลี่ยนแปลงสถานะ โดยกำหนด ค่าที่ใช้ในการทดสอบตามมาตรฐาน JIS Z 3198 - 1 ได้แก่ น้ำหนักของตัวอย่างประมาณ 10 มิลลิกรัม กำหนดช่วงของอุณหภูมิที่ทำการทดสอบอยู่ระหว่าง 25 °C ถึง 260 °C โดยกำหนดอัตราการเพิ่ม ความร้อน (Heating rate) ที่ 10 °C ต่อนาที และอัตราการไหลของก๊าซ (Flow rate) ไนโตรเจนที่ใช้ ปกคลุมเพื่อป้องกันการทำปฏิกิริยากับอากาศที่ 50 มิลลิลิตรต่อนาทีตลอดการทดลองผลที่ได้จากการ ทดสอบจะอยู่ในลักษณะของ Peak temperature และ Onset temperature ซึ่งจะแสดงถึง อุณหภูมิ Liquidus และ Solidus ของโลหะบัดกรีตามลำดับ



รูปที่ 3.13 Differential scanning calorimeter ของ NETZSCH รุ่น DSC 204 F1

### 3.6 การทดสอบอัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี [48]

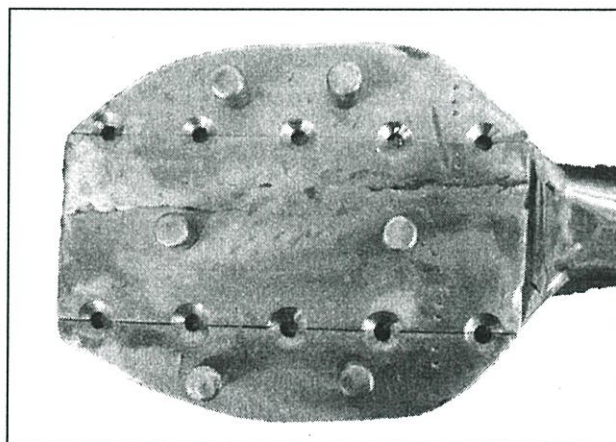
วิธีการทดสอบการแผ่กระจายเป็นวิธีที่ใช้สำหรับการประมาณค่าความสามารถในการเปียก (Wettability) อีกวิธีหนึ่ง โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วจะถูกหล่อลงในเข้าหลอมให้เป็นแผ่นวงกลมเส้นผ่านศูนย์กลางขนาด 6.55 มิลลิเมตร หนา 1.6 มิลลิเมตร ตามรูปที่ 3.14 โดยวัสดุฐานที่ใช้ทดสอบคือ แผ่นทองแดงขนาด 30×30 ตารางมิลลิเมตร ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 100 °C ระยะเวลา 2 นาที มีความหยาบผิวเฉลี่ย  $Ra = 0.05\mu\text{m}$  ติดตั้งแผ่นทองแดงบนแท่นจุ่มตามรูปที่ 3.15 วางแผ่นโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วบนแผ่นทองแดง โดยใช้ฟลักซ์ชนิด RMAPF25C โดยมีค่าฮาไลด์ (Halide) 0.05% ของบริษัทอุลตราคอร์ (UltracoreCo.,Ltd) ดังแสดงในรูปที่ 3.16 ลงบนแผ่นทองแดงปริมาณ 0.02 มิลลิลิตร เลื่อนตัวยึดลงมาจนสัมผัสกับผิวโลหะบัดกรีหลอมเหลวที่อุณหภูมิ 260 °C โดยค้างอยู่ที่ตำแหน่งนั้นระยะเวลา 10 วินาที โดยเริ่มนับจากเมื่อโลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดงเริ่มหลอมเหลวตามรูปที่ 3.17 จากนั้นยกชิ้นงานทดสอบขึ้นจากอ่างโลหะบัดกรีแล้วปล่อยให้เย็นที่อุณหภูมิห้อง แล้วจึงนำไปล้างฟลักซ์ด้วยเอทานอล ลักษณะของชิ้นงานที่จะนำมาทำการวัดควรมีลักษณะเป็นวงกลม และการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีต้องไม่ใกล้กับฟลักซ์มากเกินไป เพราะจะทำให้การแผ่กระจายไม่เป็นไปอย่างอิสระ ซึ่งผลที่ได้จะนำมาคำนวณจากสมการที่ 3.2 และ 3.3 เพื่อหาอัตราการแผ่กระจาย

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

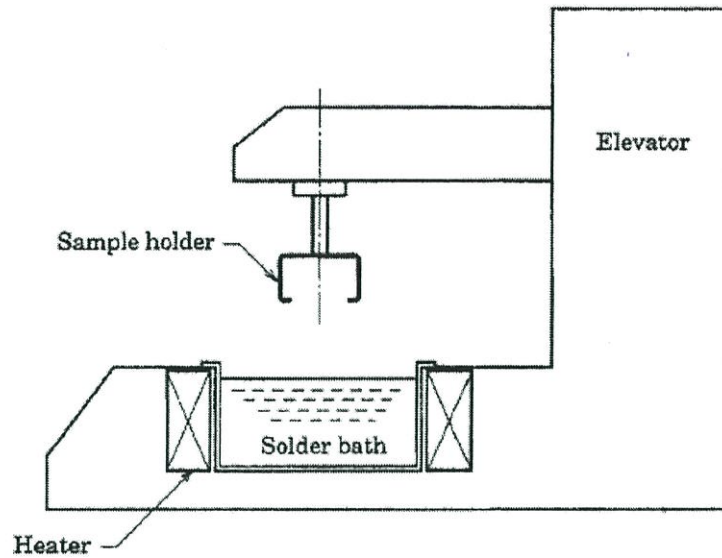
โดยที่  $S_R$  คืออัตราการแผ่กระจาย  
 $H$  คือความสูงของโลหะบัดกรีที่แผ่กระจาย  
 $D$  คือเส้นผ่านศูนย์กลางเมื่อโลหะบัดกรีที่ถูกทดสอบเป็นวงกลมเมื่อ

$$D = 1.24V^{1/3} \quad (3.3)$$

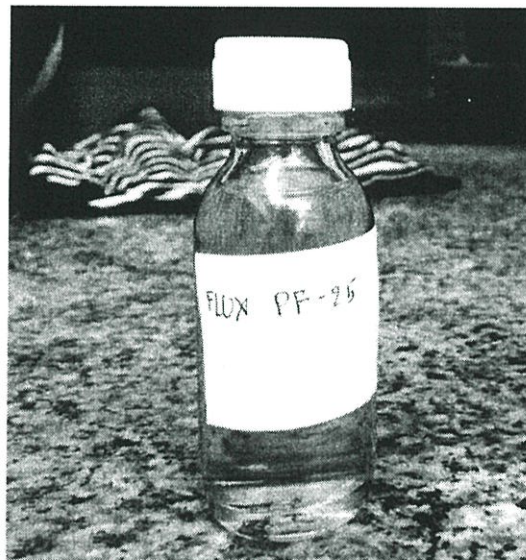
โดยที่  $V$  คือน้ำหนัก/ความหนาแน่นของตัวอย่างโลหะบัดกรีที่ใช้ทดสอบ



รูปที่ 3.14 แม่พิมพ์สำหรับทำเม็ดกลมโลหะบัดกรี



รูปที่ 3.15 โครงสร้างเครื่องทดสอบการกระจายตัว [48]



รูปที่ 3.16 ฟลักซ์บัดกรีชนิด PF-25C

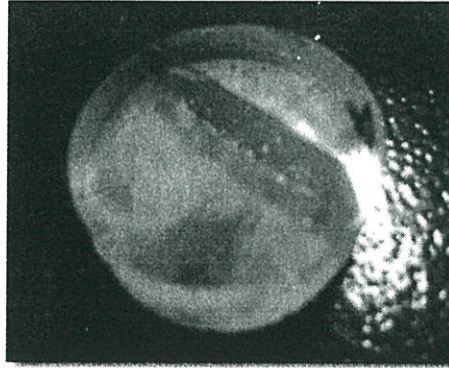


รูปที่ 3.17 ลักษณะชิ้นงาน ก) ก่อนผ่านกระบวนการทดสอบการแผ่กระจาย ข) หลังจากผ่านกระบวนการทดสอบการแผ่กระจาย

### 3.7 การเตรียมชิ้นงานเพื่อศึกษาปฏิกิริยารอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดง

ชิ้นงานที่ได้จากการทดสอบอัตราการแผ่กระจายต้องนำมาตัดในทิศที่ตั้งฉากกับผิวแผ่นทองแดงบริเวณเส้นผ่านศูนย์กลางของวงการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี โดยเครื่องตัดความเร็วรอบต่ำยี่ห้อ Struers รุ่น Minitom ดังรูปที่ 3.3 เพื่อศึกษาและตรวจสอบบริเวณที่เป็นรอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นทองแดงหลังจากการตัดแล้วนำชิ้นงานมาหล่อเรซินเพื่อความสะดวกในการจับ

ชั้นงานขัดระนาบและตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์ ชั้นงานที่ได้จากการหล่อจะมีลักษณะดังรูปที่ 3.18



รูปที่ 3.18 ชั้นงานที่ได้จากการหล่อเรซินและขัดให้ระนาบชั้นงานเสมอกับระนาบของเรซิน

### 3.8 วิธีการจัดลำดับ

ทำการวิเคราะห์ผลของการเติมธาตุแต่ละชนิดด้วย ANOVA เพื่อเลือกผลการทดสอบที่เกิดการเปลี่ยนแปลงเติมธาตุที่  $\alpha = 0.05$  แล้วนำผลการทดสอบนั้นมาจัดลำดับแล้วหาค่าผลรวมของลำดับที่ดีที่สุดโดยการทดลองที่สนใจได้แก่ความสามารถในการเปียก อุณหภูมิ Onset อุณหภูมิ Peak ช่วงการหลอมเหลว ขนาดของเกรน ความต้านทานแรงดึงสูงสุด เปอร์เซ็นต์การยึดตัว และ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะบริเวณรอยต่อ

## บทที่ 4

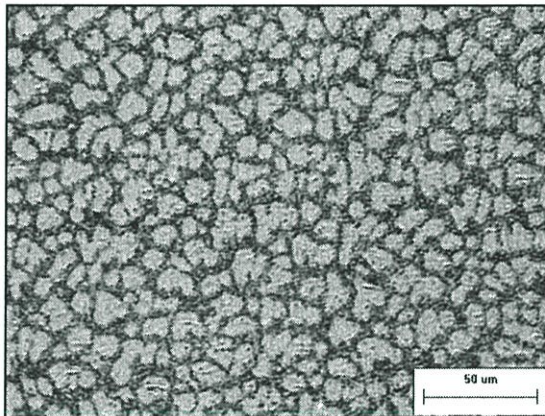
# ผลการทดลองและวิเคราะห์ข้อมูล

### 4.1 โครงสร้างจุลภาค

เป็นที่ทราบกันดีว่ารูปร่างและขนาดของเกรนและสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นส่งผลต่อคุณสมบัติต่างๆของโลหะบัดกรี เช่นคุณสมบัติทางกลตั้งนั้นการศึกษาโครงสร้างจุลภาคเพื่อให้เข้าใจความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างและคุณสมบัติก็เพื่อที่จะสามารถทำนายสมบัติของวัสดุที่ได้จากโครงสร้างจุลภาค

#### 4.1.1 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

จากการตรวจสอบโครงสร้างเบื้องต้นของชิ้นงานตัวอย่างโลหะบัดกรีแต่ละชนิดด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงได้ผลดังนี้คือจากรูปที่ 4.1 ลักษณะของพื้นผิวของชิ้นงานโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge พบพื้นผิวสีอ่อนซึ่งน่าจะเป็นธาตุพื้นฐานของโลหะบัดกรีคือโครงสร้างพื้นฐานที่มีรูปร่างค่อนข้างกลม และพบจุดสีน้ำตาลเข้มอยู่ล้อมรอบเฟสสีขาว

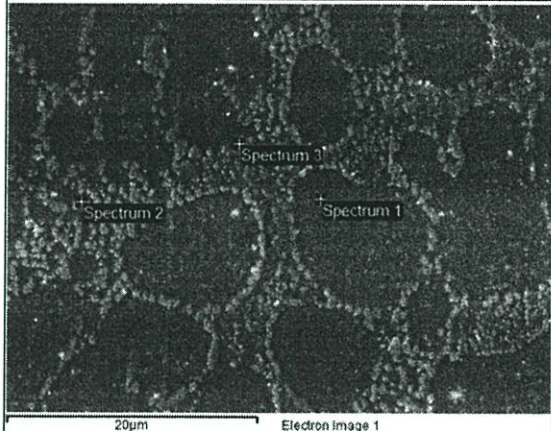


รูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge จากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

#### 4.1.2 การระบุเฟสด้วยเครื่อง EDX

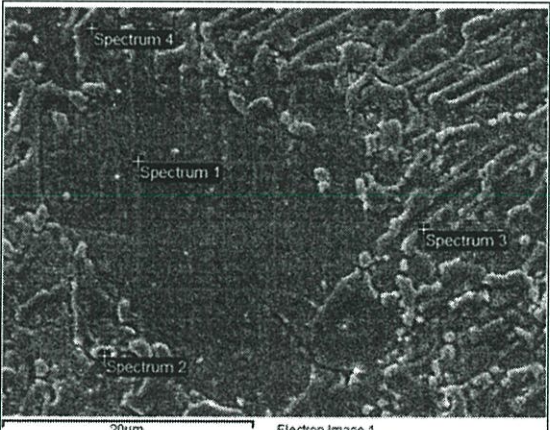
จากโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC305, SC07 และ SCNG เกิดโครงสร้างที่ประกอบไปด้วยเฟสต่างๆโดยสามารถระบุโดยใช้การวิเคราะห์ EDX ทำการวิเคราะห์ใน 3 บริเวณ ได้แก่ 1. บริเวณเฟสหลัก 2. บริเวณโครงสร้างยูเทคติก และ 3. สารประกอบ IMC อื่นๆ ที่เกิดขึ้นโดยผลที่ได้อยู่ในสัดส่วนเปอร์เซ็นต์โดยจำนวนอะตอมของบริเวณตำแหน่งที่ระบุในภาพ แล้วนำมาวิเคราะห์ร่วมกับเฟสไดอะแกรมของธาตุที่พบ เพื่อพิจารณาสารประกอบเชิงโลหะที่มีโอกาสเกิดขึ้นได้จากรูปที่ 4.2 พบว่าสารประกอบที่เกิดขึ้นภายในโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG ได้แก่ พื้นผิวเฟสหลัก  $\beta$ -Sn และบริเวณแถบ Eutectic phase ซึ่งภายในโครงสร้าง Eutectic phase ประกอบไปด้วยสารประกอบเชิงโลหะ  $(Cu,Ni)_6Sn_5$  และ  $Cu_6Sn_5$  ซึ่งมีรูปร่างเป็นวงกลม ซึ่งรวมกลุ่มกันอยู่บนเฟสหลักซึ่งเมื่อตรวจสอบด้วยเครื่อง EDX พบว่าเกิดโดยสอดคล้องกับแผนภูมิเฟส (Phase diagram)

เนื่องจากเฟสที่จะพบเมื่อเติม Ni ลงในโลหะบัดกรี Sn-Cu ได้แก่  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  และ  $\beta\text{-Sn}$  สำหรับ สารประกอบที่มีส่วนผสมของ Sn มากกว่า 90% [49]

Electron Image 1	Atomic%				Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	
					
Spectrum 1	99.7	-	0.3	-	$\beta\text{-Sn}$
Spectrum 2	85.1	14.16	0.59	0.12	$\text{Sn}+(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$
Spectrum 3	94.82	5.18	-	-	$\text{Sn}+\text{Cu}_6\text{Sn}_5$

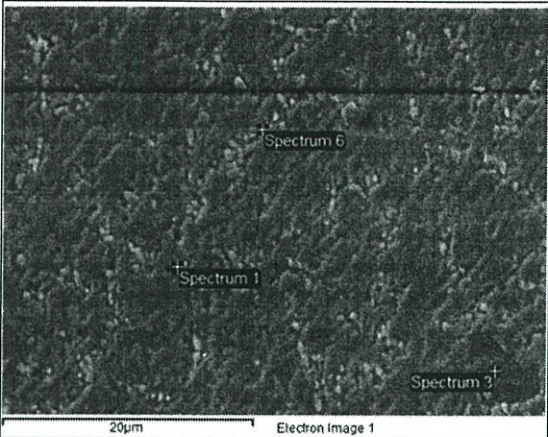
รูปที่ 4.2 เฟสที่เกิดขึ้นภายในโลหะบัดกรี SCNG

นอกจากนั้นจากการตรวจสอบองค์ประกอบของธาตุด้วยเครื่อง EDX ของโลหะบัดกรี SAC305 ประกอบไปด้วย พื้นที่เฟสหลัก  $\beta\text{-Sn}$  และบริเวณแถบยูเทคติกประกอบไปด้วยสารประกอบ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  รูปทรงแท่งขนาดใหญ่และ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ซึ่งสลับกันอยู่บนเฟสหลักตามรูปที่ 4.3

Electron Image 1	Atomic%			Phase
	Sn	Cu	Ag	
				
Spectrum 1	99.81	-	0.19	$\beta\text{-Sn}$
Spectrum 2	42.76	56.78	0.45	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5+\text{Ag}$
Spectrum 4	94.68	0.4	4.92	$\beta\text{-Sn}+\text{Ag}_3\text{Sn}$

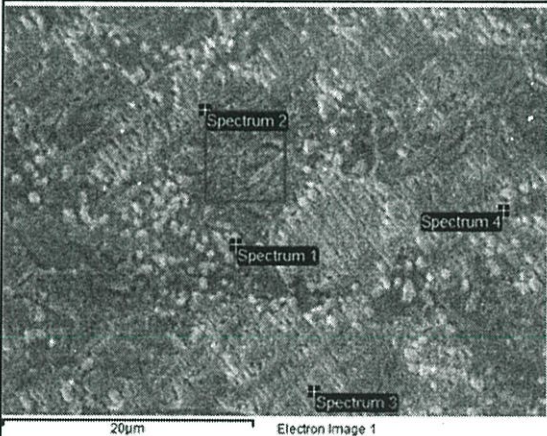
รูปที่ 4.3 เฟสที่เกิดขึ้นภายในโลหะบัดกรี SAC305

และจากการตรวจสอบองค์ประกอบของธาตุด้วยเครื่อง EDX ของโลหะบัดกรี SAC307 ประกอบไปด้วย พื้นที่เฟสหลัก  $\beta\text{-Sn}$  และบริเวณแถบยูเทคติกประกอบไปด้วยสารประกอบเชิงโลหะ ขนาดเล็ก  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  และ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ซึ่งสลับกันอยู่บนเฟสหลักตามรูปที่ 4.4

Electron Image 1	Atomic%			Phase
	Sn	Cu	Ag	
				
Spectrum 1	88.85	8.35	2.80	$\beta$ -Sn + Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 3	99.02	0.08	0.9	$\beta$ -Sn
Spectrum 6	88.19	1.71	10.09	$\beta$ -Sn + Ag <sub>3</sub> Sn

รูปที่ 4.4 เฟสที่เกิดขึ้นภายในโลหะบัดกรี SAC0307

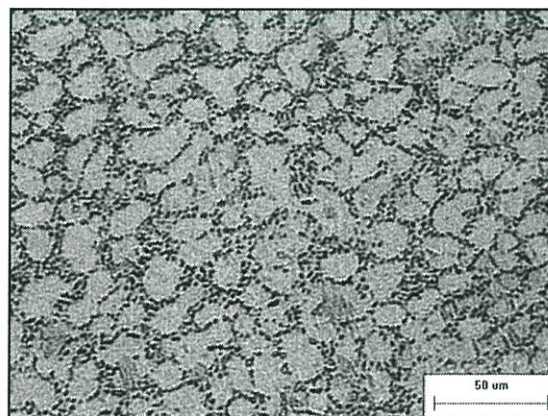
และจากการตรวจสอบองค์ประกอบของธาตุด้วยเครื่อง EDX ของโลหะบัดกรี SC07 ประกอบไปด้วย พื้นที่เฟสหลัก  $\beta$ -Sn และบริเวณแถบยูเทคติกประกอบไปด้วยสารประกอบ Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> ซึ่งสลับกันอยู่บนเฟสหลักตามรูปที่ 4.5

Electron Image 1	Atomic%		Phase
	Sn	Cu	
			
Spectrum 1	73.33	26.67	$\beta$ -Sn + Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 2	99.81	0.19	$\beta$ -Sn
Spectrum 3	100	-	$\beta$ -Sn
Spectrum 4	93.17	6.83	$\beta$ -Sn + Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

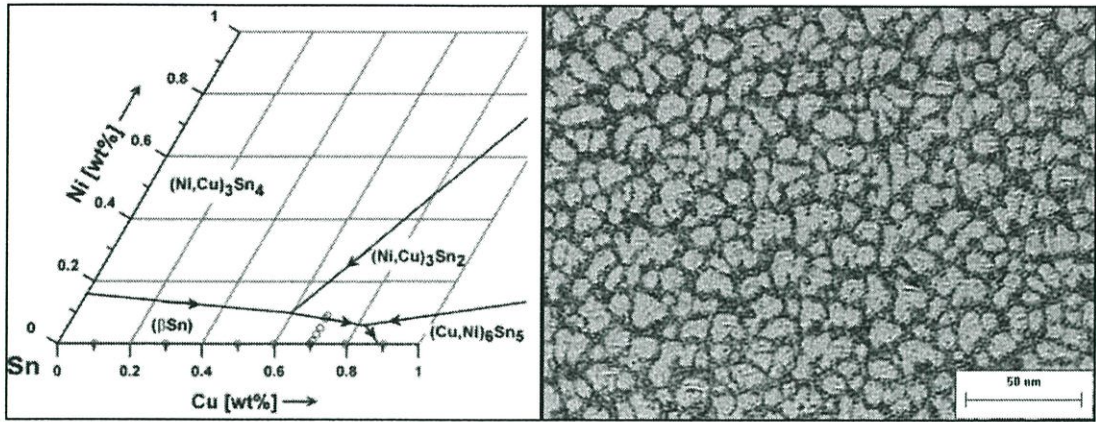
รูปที่ 4.5 เฟสที่เกิดขึ้นภายในโลหะบัดกรี SC07

#### 4.1.3 ขนาดและรูปร่างของโครงสร้าง

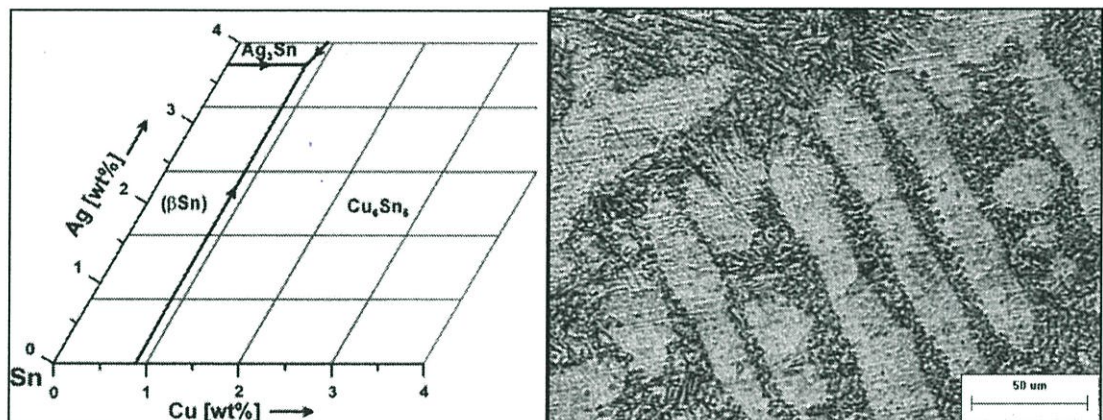
เมื่อพิจารณาขนาดและรูปร่างลักษณะของเกรนและสารประกอบเชิงโลหะที่ได้หลังจากการกัดด้วยกรดซึ่งลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC305SC07 และ Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge (SCNG) ประกอบไปด้วย 2 ลักษณะคือ พื้นที่สีขาวซึ่งถูกล้อมรอบไว้ด้วยส่วนสีเทาลักษณะดังรูปที่ 4.6 ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Huh และคณะ [13] ที่ได้ศึกษาโลหะบัดกรีชนิด SC07 โดยได้วิเคราะห์กับ X-ray diffraction พบว่าประกอบไปด้วย 2 เฟส ได้แก่  $\beta$ -Sn ซึ่งในบริเวณสีอ่อนแสดงถึง Primary phase และ บริเวณสีเทาคือ Eutectic phase ของ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\beta\text{-Sn}$  อีกทั้งยังสังเกตได้ว่า เกรนของ Primary  $\beta$  phase ค่อนข้างกลม (Equiaxed grain) ซึ่ง Gourlay และคณะ [50] เคยอธิบายเกี่ยวกับพฤติกรรมการแข่งขันตัวของโลหะบัดกรี Sn-Cu ที่สัดส่วน %Cu ต่างๆพบว่า การโตของเกรน SC07 และ SC06 มีลักษณะเป็น Equiaxed grain และสรุปไว้ว่าเมื่อช่วงการแข่งขันตัวของโลหะบัดกรี (Solidification range) กว้างจะทำให้การแข่งขันตัวเกิดเป็นลักษณะ Equiaxed dendrites ในส่วนของพื้นที่ Eutectic ของโลหะบัดกรี SC07 จะสังเกตว่าสารประกอบเชิงโลหะจะอยู่ในรูปร่างแบบแท่ง [13] และจากรูปที่ 4.7ข เมื่อเติมธาตุ 0.05 wt.%Ni ลงในโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu จะสังเกตได้ว่าขนาดของ  $\beta$ -Sn phase มีขนาดเกรนเล็กลงจาก  $125.6 \mu\text{m}^2$  เหลือประมาณ  $78.9 \mu\text{m}^2$  ซึ่งเคยมีการทดลองการเติม Ni ลงในโลหะบัดกรี Sn ทำให้ปริมาณการตกตะกอนของ  $\beta$ -Sn ลดลงเนื่องจาก Ni สามารถละลายรวมกันกับ Cu ได้เสมือนการเติม Cu เพิ่มลงไปทำให้ใกล้ส่วนผสม Eutectic มากขึ้น และจากรูปที่ 4.7ก แสดง Phase diagram สังเกตว่าการเติม 0 – 0.1 wt.% Ni ลงใน Sn-0.7Cu-xNi ส่งผลให้ส่วนผสม Eutectic ลดลงจากตำแหน่งการเติม 0.89 wt.%Cu [25] และเมื่อเปรียบเทียบกับโครงสร้างจุลภาคของ SAC305 ที่ได้จากการเตรียมชิ้นงานในรูปที่ 4.8ข ซึ่งไม่ได้อยู่ตำแหน่งของ Eutectic mixture ดังนั้นจะประกอบไปด้วยลักษณะเฟส 2 เฟส ได้แก่  $\beta$ -Sn ซึ่งในบริเวณสีอ่อนแสดงถึงแสดงถึง Primary phase และ Eutectic phase ของ  $\text{Ag}_3\text{Sn}/\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\beta\text{-Sn}$  ซึ่งมีขนาดของ Primary เฟสมีขนาดใหญ่ประมาณ  $1811.7 \mu\text{m}^2$  และพบว่ารูปร่าง Primary Sn dendrite บางส่วนมีลักษณะเป็น Lamellae ส่วนขนาดของสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดค่อนข้างใหญ่ซึ่งคล้ายกับการทดลองของ Reid และคณะ [41]



รูปที่ 4.6 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SC07



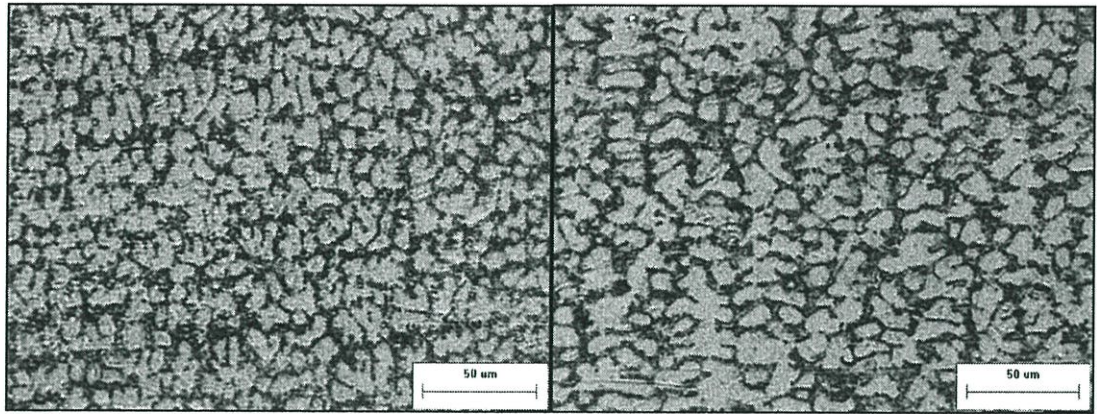
รูปที่ 4.7 ก) Liquidus projection ของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ni ข) โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG



รูปที่ 4.8 ก) Liquidus projection ของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ag ข) โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC305

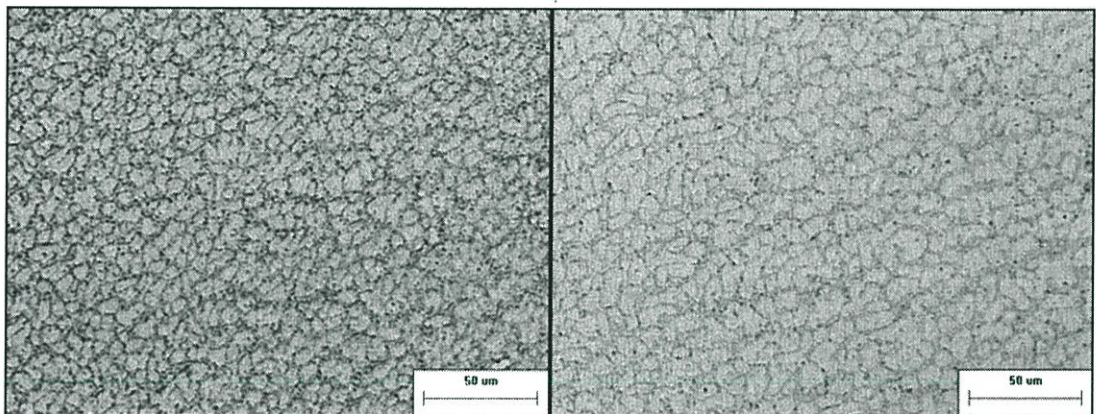
จากรูปที่ 4.9 พบว่าโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีที่เติมด้วยธาตุ 0.05 wt.%Ag และ 0.1 wt.%Ag ในโลหะบัดกรี SCNG ประกอบไปด้วยบริเวณที่มีสี่เหลี่ยมกระจายตัวอยู่บนพื้นสีอ่อนโดยบริเวณที่มีสีอ่อนคือ Primary grain ของ  $\beta$ -Sn phase ซึ่งมีลักษณะรูปร่างเฟสทั้งแบบ Equiaxed dendrites และ Lamellae dendrites [41] ซึ่งการโตแบบ Lamellae จะทำให้ขนาดของ  $\beta$ -Sn phase มีขนาดใหญ่ขึ้น ซึ่งพบว่าเมื่อเติม 0.05 และ 0.1 wt.%Ag จะทำให้มีพื้นที่ของ Primary Sn phase ใหญ่ขึ้นเป็น 118.44 และ 124.2  $\mu\text{m}^2$  ตามลำดับ และสังเกตได้ว่าพื้นที่ส่วน Eutectic ลดลง อาจจะเป็นเนื่องจาก ธาตุ Ag ที่สามารถละลายลงใน  $\beta$ -Sn Phase อยู่ที่ 0.07 wt.%Ag ที่อุณหภูมิ Eutectic ดังนั้นอาจจะเป็นไปได้ว่าที่อุณหภูมิห้องจะเกิดสารประกอบ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  ขนาดเล็กอยู่ในเมทริกซ์ แต่ จากการทดลองของ Huh และคณะ [13] เมื่อเติม Ag ความเข้มข้น 0.1 wt.% พบว่าพื้นที่สีขาวยังมีขนาดใหญ่ขึ้นเล็กน้อย ส่วนระยะห่างระหว่างเฟสสีขาวยังมีขนาดแคบลง

จากรูปที่ 4.10 พบว่าโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีที่เติมด้วยธาตุ 0.05 wt.%Bi และ 0.1 wt.%Bi ในโลหะบัดกรี SCNG ประกอบไปด้วยบริเวณที่มีสี่เหลี่ยมกระจายตัวอยู่บนพื้นสีอ่อนโดยบริเวณที่มีสีอ่อนคือ Primary grain ของ  $\beta$ -Sn phase ซึ่งมีลักษณะรูปร่างเฟสแบบ Equiaxed dendrites พบว่ามีขนาดเกรนลดลงจาก 78.9  $\mu\text{m}^2$  ของโลหะบัดกรี SCNG เหลือขนาดประมาณ-



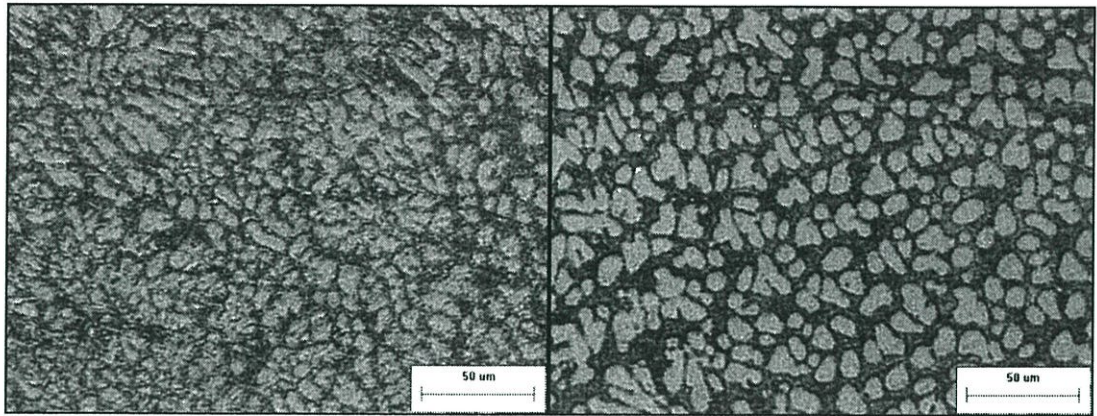
รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG ก) เติมด้วยธาตุ 0.05 wt.%Ag และ ข) 0.1 wt.%Ag

44.93 และ 59.02  $\mu\text{m}^2$  ซึ่งอาจจะเนื่องมาจากธาตุ Bi ที่ละลายอยู่ใน Primary Sn phase ทำให้เกิดการบิดเบี้ยวของโครงสร้าง (Lattice distortion) ซึ่งทำให้การแพร่ของอะตอมจากของเหลวไปยังนิวเคลียสลดลง ส่งผลต่อการโตของทั้ง Primary Sn phase และ IMC [42] และเนื่องจากความสามารถในการละลายของธาตุ Bi ใน Sn ถูกจำกัดอยู่ที่ 4 wt.% ที่อุณหภูมิห้อง จึงทำให้ไม่พบการตกตะกอนของธาตุ Bi ตกตะกอนอยู่ในโครงสร้างโลหะบัดกรี [38]



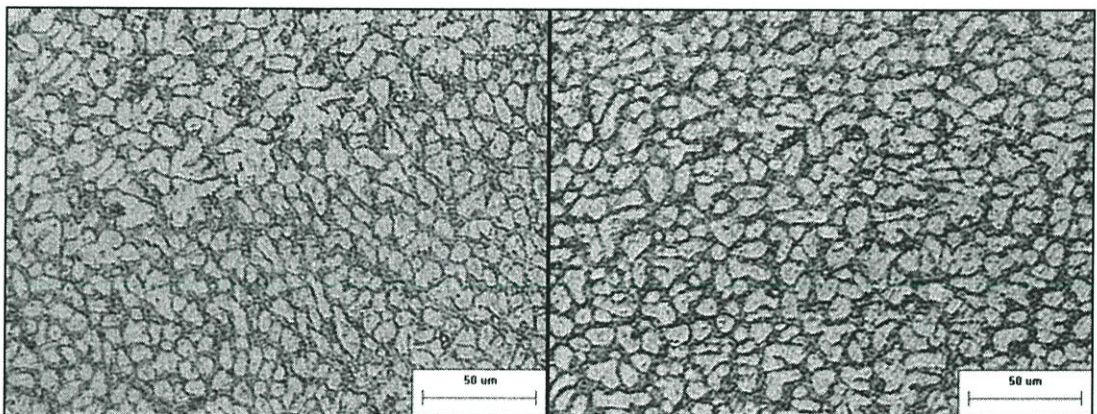
รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG ก) เติมด้วยธาตุ 0.05 wt.%Bi และ ข) 0.1 wt.%Bi

จากรูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคของ โลหะบัดกรี SCNG เติมด้วยธาตุ In คล้ายกับ การเติมธาตุ Bi ซึ่งประกอบไปด้วย  $\beta$ -Sn ซึ่งมีขนาดเล็กลง มีขนาดประมาณ 56.09 และ 77.66  $\mu\text{m}^2$  และส่วนของ Eutectic ซึ่งมี IMC ขนาดเล็กกระจายอยู่ใน เมทริกซ์ของ  $\beta$ -Sn [38] อีกทั้ง โลหะบัดกรีที่เติมด้วยธาตุ In และเนื่องจากความสามารถในการละลายของธาตุ In ใน Sn ถูกจำกัดอยู่ที่ 6.3 wt.% ที่อุณหภูมิห้อง จึงทำให้ไม่พบการตกตะกอนของธาตุ In ตกตะกอนอยู่ในโครงสร้างโลหะบัดกรี และไม่พบสารประกอบระหว่าง SnIn เนื่องจากจะมีความเสถียรที่เฉพาะอุณหภูมิสูงแต่จะเปลี่ยนรูปเป็น  $\beta$ -Sn เมื่อทำให้อุณหภูมิเย็นลง [51]



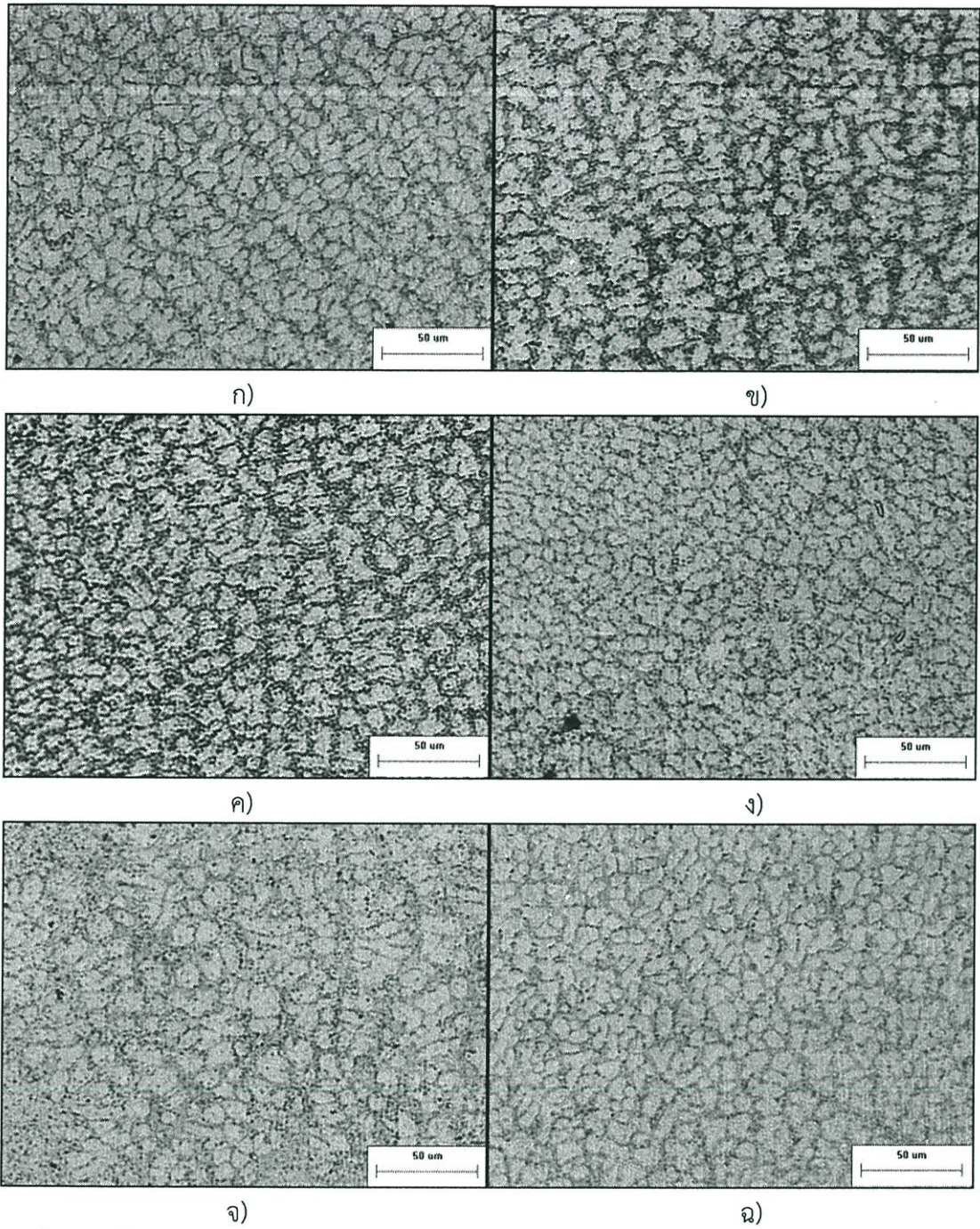
รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG ก) เติมด้วยธาตุ 0.05wt.%In และ ข) 0.1 wt.%In

จากรูปที่ 4.12 พบว่าโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีที่เติมด้วยธาตุ 0.05 wt.%Sb และ 0.1 wt.%Sb ในโลหะบัดกรี SCNG ประกอบไปด้วยบริเวณที่มีสีเข้มกระจายตัวอยู่บนพื้นสีอ่อนโดยบริเวณที่มีสีอ่อนคือ Primary grain ของ  $\beta$ -Sn phase ซึ่งมีลักษณะรูปร่างเฟสทั้งแบบ Equiaxed dendrites ซึ่งมีขนาดเล็กลง อีกทั้งพื้นที่ Eutectic เพิ่มขึ้นจากเดิมอย่างชัดเจน ทำให้ความสามารถทางกลเพิ่มขึ้นด้วย และเนื่องจากปริมาณ Sb อยู่ในระดับต่ำจึงไม่พบสารประกอบเชิงโลหะ SnSb โดยที่ Sb ที่มีขนาดอะตอมเล็กกว่าถูกละลายอยู่ในเมทริกซ์ Sn ส่งผลต่อกลไกความแข็งแรงของโลหะ Solid solution hardening [43]

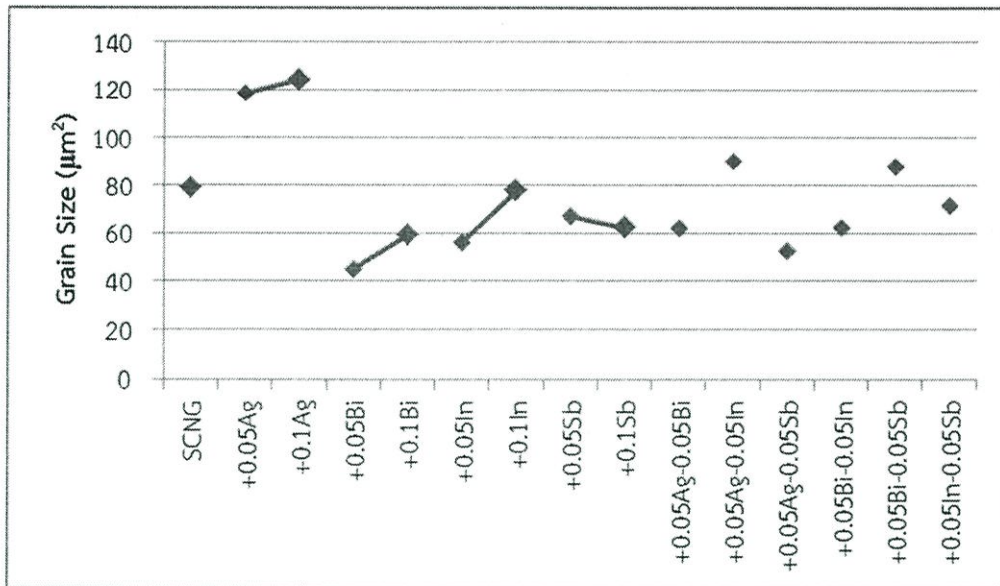


รูปที่ 4.12 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG ก) เติมด้วยธาตุ 0.05 wt.%Sb และ ข) 0.1 wt.%Sb

ในส่วน of โครงสร้างจุลภาคของการเติมธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ธาตุละ 0.05 wt.% สองชนิดร่วมกันในโลหะบัดกรี SCNG พบว่าโครงสร้างจุลภาคเป็นไปตามรูปที่ 4.13 จากรูปที่ 4.14 สังเกตได้ว่าขนาด Primary  $\beta$  phase เกลี่ยมีขนาดใกล้เคียงกัน ในช่วง 50 - 90  $\mu\text{m}^2$  ซึ่งใกล้เคียงกับโลหะบัดกรี SCNG นอกจากนั้นเมื่อพิจารณาพื้นที่ส่วน Eutectic phase ของธาตุที่มีส่วนประกอบของ Ag หรือ Sb จะมีขนาดใหญ่กว่า และเมื่อเปรียบเทียบกับรูปที่ 4.13g คือโลหะบัดกรีที่เติมธาตุ Bi-In ซึ่งพื้นที่ Eutectic แคบกว่าซึ่งสอดคล้องกับการเติมเพียงหนึ่งชนิด ดังนั้นการเติมธาตุปริมาณสองชนิดเพียงเล็กน้อยไม่ส่งผลต่อขนาดขนาดของ  $\beta$ -Sn phase แต่จะส่งผลต่อ พื้นที่บริเวณ Eutectic



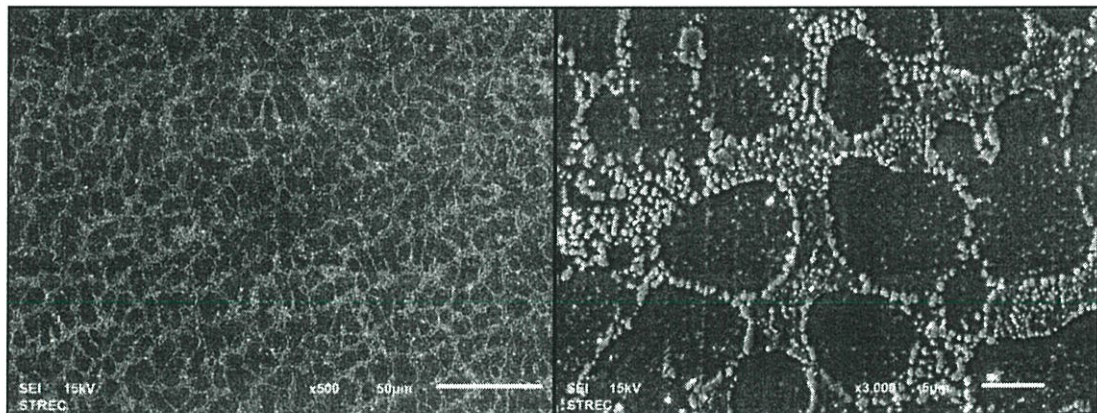
รูปที่ 4.13 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG เติมธาตุ ก) Ag-Bi ข) Ag-In ค) Ag-Sb ง) Bi-In  
 จ) Bi-Sb และ ฉ) In-Sb



รูปที่ 4.14 ขนาดเกรน Primary  $\beta$  phase เปลี่ยนที่วัดได้จากการทดลอง

#### 4.1.4 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

ผลการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) และผลการวิเคราะห์ด้วย EDX ของตัวอย่างโลหะบัดกรีชนิดพื้นฐานที่ยังไม่ได้ทำการเติมธาตุเจือแสดงให้เห็นดังรูปที่ 4.15 และ 4.16



ก)

ข)

รูปที่ 4.15 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-0.005Ge

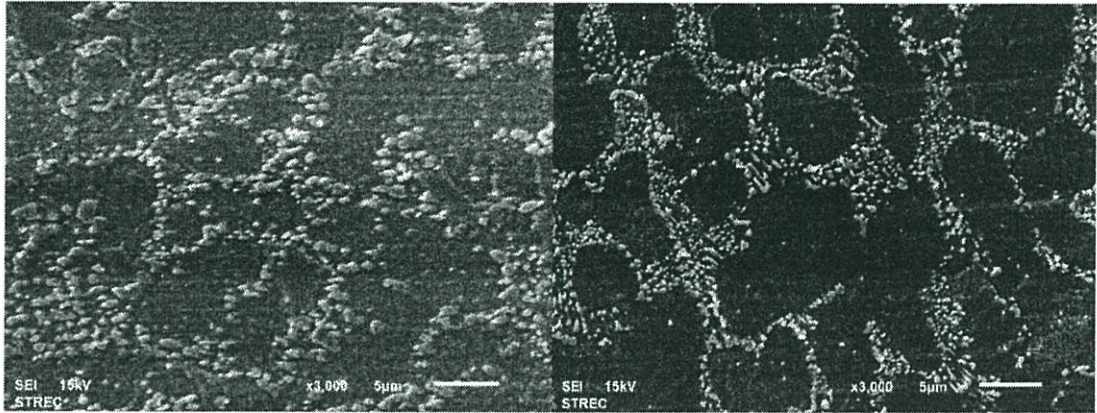
ก) กำลังขยาย 500 เท่า

ข) กำลังขยาย 3,000 เท่า

จากผลการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) และผลการวิเคราะห์ชนิดและปริมาณของธาตุโดยใช้ EDX ในรูปที่ 4.2 ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge พบว่าพื้นผิวหลักของชิ้นงานมีโครงสร้างพื้นฐานเป็นเฟส  $\beta$ -Sn จะสังเกตเห็นอย่างชัดเจนว่ามีสีสว่างกว่าเฟสของสารประกอบเชิงโลหะที่มีลักษณะเป็นแท่งเรียวยาวมีสีทึบ กระจายตัวอยู่ทั่วเฟส  $\beta$ -Sn ซึ่งจากการวิเคราะห์ธาตุโดย EDX จะได้ว่าสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นคือ  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  ซึ่งกระจายตัวอยู่ในโครงสร้าง  $\beta$ -Sn และปรากฏสเปกตรัมของ Ge เล็กน้อย

จากคุณสมบัติของ Ge ที่เมื่อทำปฏิกิริยากับ  $O_2$  เกิดเป็นเกิดเป็นออกไซด์ของ Ge อยู่ในรูป  $GeO_x$  จะเคลือบอยู่เฉพาะที่ผิววนอก [11]

สำหรับชิ้นงานที่ได้รับการเติมธาตุเจือ Ag, Bi, In และ Sb แล้วนำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดดังต่อไปนี้สามารถดูสเปกตรัมของธาตุได้ที่ภาคผนวก ง.

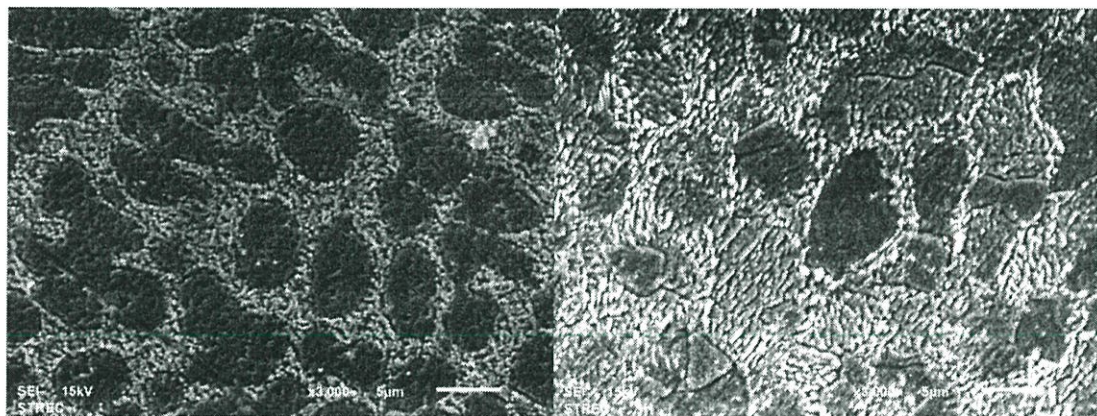


ก)

ข)

รูปที่ 4.16 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่า

ก) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.05Ag      ข) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.1Ag

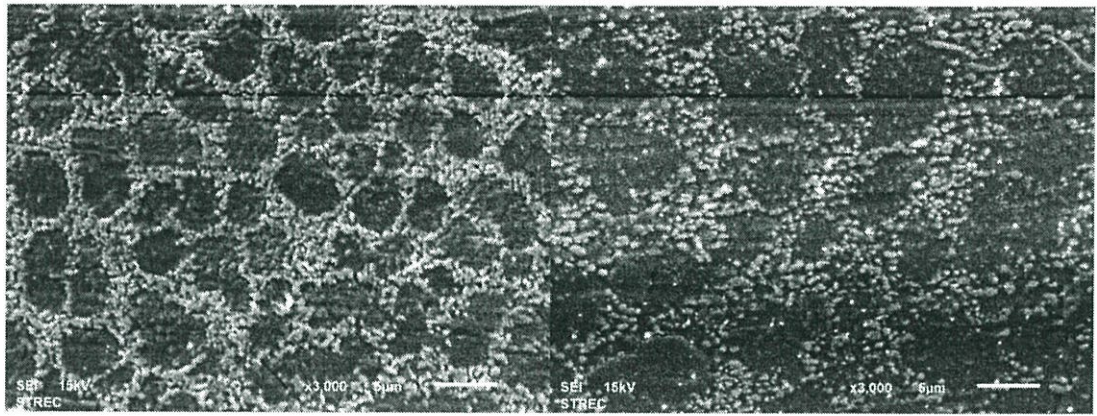


ก)

ข)

รูปที่ 4.17 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่า

ก) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.05Bi      ข) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.1Bi



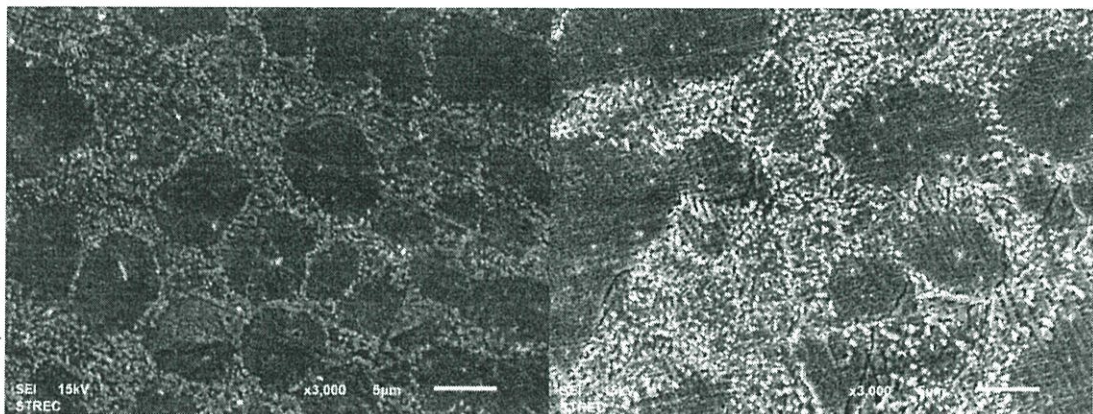
ก)

ข)

รูปที่ 4.18 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่า

ก) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.05In

ข) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.1In



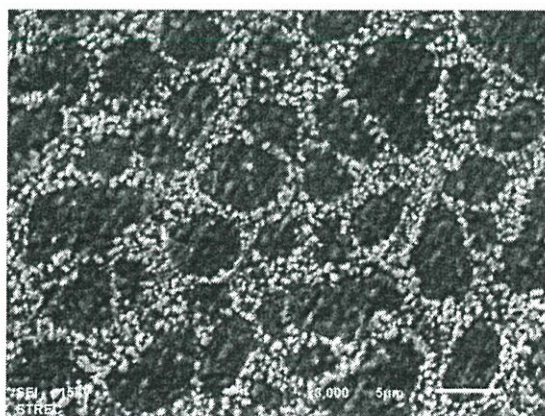
ก)

ข)

รูปที่ 4.19 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่า

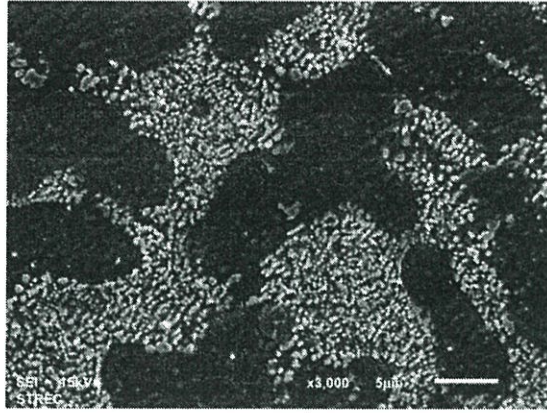
ก) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.05Sb

ข) Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge+0.1Sb

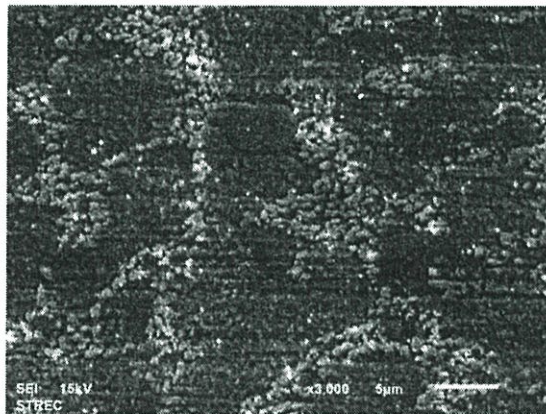


รูปที่ 4.20 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่า

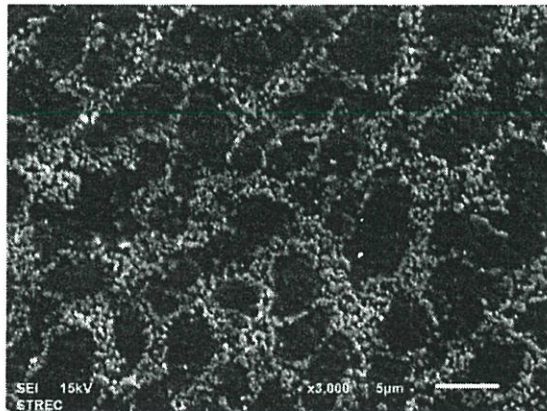
ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge+0.05Ag+0.05Bi



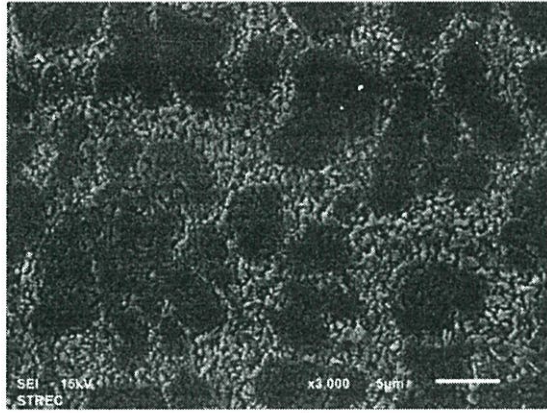
รูปที่ 4.21 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่าของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge+0.05Ag+0.05In



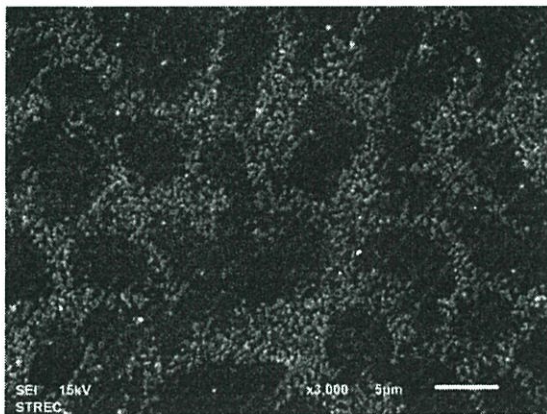
รูปที่ 4.22 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่าของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge+0.05Ag+0.05Sb



รูปที่ 4.23 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่าของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge+0.05Bi+0.05In



รูปที่ 4.24 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 3,000 เท่า ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge+0.05Bi+0.05Sb



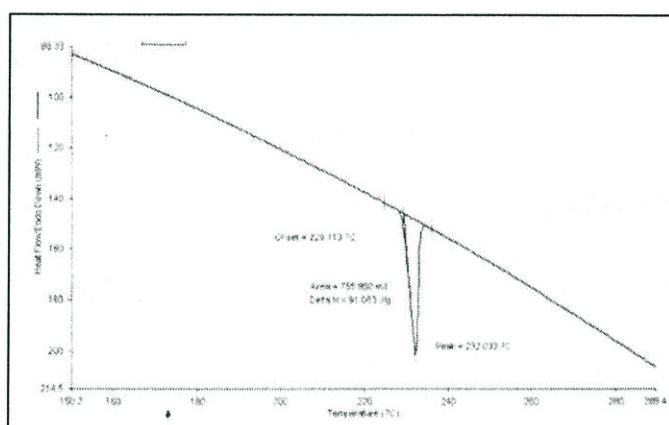
รูปที่ 4.25 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 2,000 เท่า ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge+0.05In+0.05Sb

จากรูปที่ 4.16 - 4.25 ผลการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคของตัวอย่างทั้งหมด 15 ชิ้นงาน โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) การวิเคราะห์เชิงปริมาณโดยใช้ EDX สารประกอบเชิงโลหะที่พบส่วนใหญ่เป็นแท่งที่มีสี่เหลี่ยมและมืองค์ประกอบทางเคมีที่ประกอบไปด้วย องค์ประกอบหลัก 3 ชนิดได้แก่ Ni, Cu และ Sn โดยเมื่อพิจารณาจาก Atomicpercent ร่วมกับ แผนภูมิเฟสของ Sn-Cu-Ni พบว่าเป็นโครงสร้างของสารประกอบเชิงโลหะ  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  ซึ่งกระจายตัว อยู่บนโลหะบัดกรีพื้น  $\beta\text{-Sn}$  ที่มีสีอ่อนกว่า และเปอร์เซ็นต์ขององค์ประกอบธาตุ  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  ที่ ตรวจจับได้ของแต่ละชิ้นงานแตกต่างกันนั้นก็อาจจะเนื่องมาจากการรวมกลุ่มกันของ Ni ขณะเริ่ม แข็งตัว (Solidification) [52] ถูกขัดขวางทำให้สารประกอบเชิงโลหะ  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  มีขนาดเล็กกว่าโลหะ บัดกรีชนิดพื้นฐาน Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge และเมื่อเติมธาตุ Ag พบว่าขนาดของ IMC ที่เกิดขึ้น มีขนาด เล็กลง โดยพื้นที่การกระจายตัวในโครงสร้างหลัก Sn ลดลงแต่เฟส  $\beta\text{-Sn}$  ใหญ่ขึ้น ซึ่งอาจจะทำให้ คุณสมบัติทางกลแย่ลง และพบการกระจายตัวของธาตุ Ag อยู่ทั้งในบริเวณ Eutectic และ Primary Sn แต่ไม่พบการเกิดการประกอบ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  อย่างชัดเจนส่วนการเติมธาตุ Bi และ In พบว่า นอกจากจะมีเฟส  $\beta\text{-Sn}$  ที่มีขนาดเล็กลงแล้ว พบว่ามีแนวโน้มที่ทำให้ IMC ที่เกิดขึ้นบริเวณพื้นที่ยูเทคติกมีขนาดใหญ่ขึ้นด้วย ส่วนการเติมธาตุ Sb พบว่าการกระจายตัวของสารประกอบเชิงโลหะลดลง

โดยอยู่รวมเกาะกลุ่มกัน สังเกตได้ว่าจะมีบริเวณมี IMC มีพื้นที่กว้างมากกว่าชิ้นงานพื้นฐานชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge

## 4.2 จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี

จากผลการวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดโดยใช้เครื่อง Differential scanning calorimeter (DSC) ผลที่ได้จากการทดสอบจะอยู่ในลักษณะของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิกับการดูดหรือคายพลังงานความร้อนตามรูปที่ 4.26 โดยค่าที่ได้จากกราฟสามารถระบุค่า Peak temperature และ Onset temperature ซึ่งจะแสดงถึงอุณหภูมิ Liquidus และ Solidus ของโลหะบัดกรีตามลำดับและสามารถดูกราฟอื่นๆได้ภาคผนวก ฉ.



รูปที่ 4.26 ปฏิกริยาจุดความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG

ตารางที่ 4.1 จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่อ่านได้จากกราฟ

โลหะบัดกรี	Onset temperature (°C)	Peak temperature (°C)	Melting range(°C)
SCNG	229.1	232.0	2.89
+0.05Ag	227.9	233.0	5.10
+0.1Ag	226.3	230.3	4.02
+0.05Sb	228.4	231.7	3.20
+0.1Sb	228.8	233.0	4.20
+0.05In	227.6	232.0	4.33
+0.1In	228.0	232.0	3.97
+0.05Bi	228.3	232.3	3.99
+0.1Bi	227.1	230.3	3.20
+0.05Ag-0.05Sb	227.1	232.3	5.17
+0.05Ag-0.05In	227.3	230.7	3.36
+0.05Ag-0.05Bi	227.0	231.7	4.63
+0.05Sb-0.05In	228.9	234.0	5.07
+0.05Sb+0.05Bi	227.9	231.7	3.78
+0.05In+0.05Bi	228.1	233.0	4.89

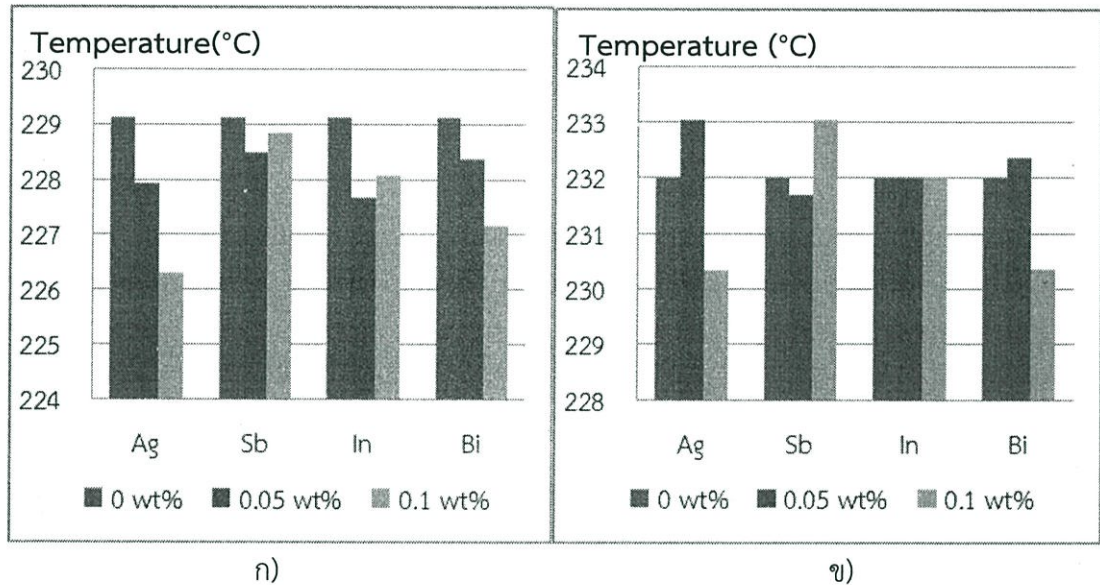
ตารางที่ 4.1 (ต่อ)

โลหะบัดกรี	Onset temperature (°C)	Peak temperature (°C)	Melting range(°C)
SAC0307	219.4	230.0	10.60
SC07	227.6	233.0	5.34
SAC305	217.1	221.9	4.88

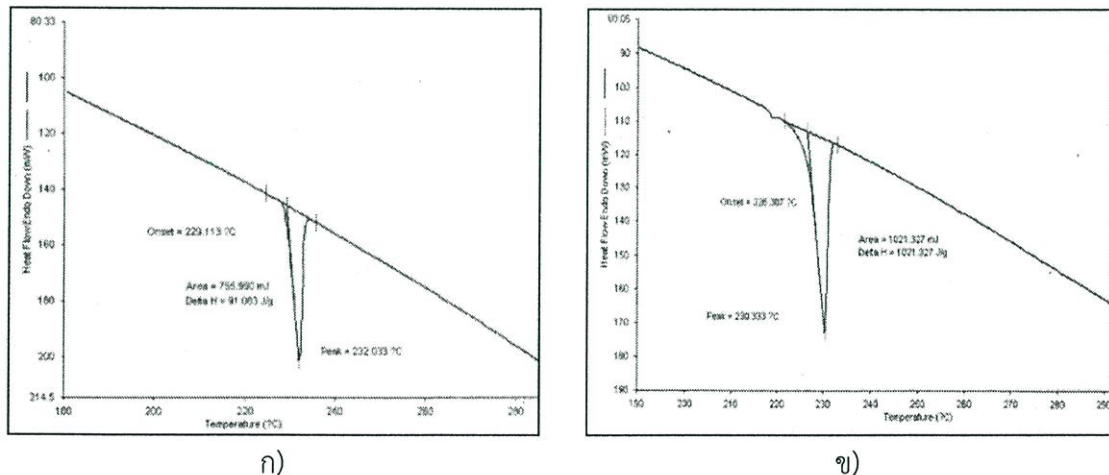
ตารางที่ 4.1 แสดงผลการทดสอบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี เมื่อเติมธาตุต่างๆที่ปริมาณต่างๆเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่นิยมใช้ในปัจจุบันสามารถบอกได้ว่าโลหะบัดกรีที่มีอุณหภูมิหลอมเหลว (Solidus) ต่ำที่สุดคือโลหะบัดกรีชนิด Sn-3Ag-0.5Cu ที่ 217.1 °C และโลหะบัดกรีที่มีอุณหภูมิโซลิดัสสูงที่สุดคือโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge ที่ 229.1°C อีกทั้งยังมีช่วงการหลอมเหลว (Melting range) มีค่าต่ำกว่า แสดงว่าการเติม 0.05 wt.%Ni และ 0.01 wt.%Ge ลงไปผสมกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu ส่งผลต่ออุณหภูมิโซลิดัสที่เพิ่มขึ้นเล็กน้อยซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Yang และคณะซึ่งระบุว่า การเติม Ni ลงในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.3Ag-0.7Cu ส่งผลให้จุดหลอมเหลวเพิ่มขึ้น [14] อีกทั้งยังพบว่าอุณหภูมิลิควิดัสก็เพิ่มขึ้นเมื่อเติม Ni ลงไปด้วย เนื่องจากอุณหภูมิโซลิดัสของโลหะผสม Sn-Ni ที่ 0 – 43 at.%Ni อยู่ที่ 231.1 °C ทำให้อุณหภูมิโซลิดัสจะเริ่มย้ายจากจุดเดิมไปจุดใหม่ อีกทั้งช่วงการหลอมเหลวลดลงเหลือ 2.89 °C

จากรูปที่ 4.27 เมื่อเติมธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ชนิดละ 0.05 wt.% และ 0.1 wt.% พบว่าเมื่อเติมธาตุ Ag, Bi และ In ส่งผลให้อุณหภูมิโซลิดัสมีแนวโน้มลดลงอย่างชัดเจน โดยเฉพาะการเติมธาตุ 0.1 wt.%Ag ทำให้ทั้งอุณหภูมิโซลิดัสและลิควิดัสลดลงอยู่ที่ 226.3 °C และ 230.3 °C ตามลำดับ ซึ่งคุณสมบัติทางอุณหภูมิ มีความสัมพันธ์กับความสามารถในการละลายของธาตุในสภาวะของแข็ง [18] ดังนั้นเมื่อพิจารณาจากแผนภูมิเฟสของ Sn-Ag แสดงคุณสมบัติในการละลายของธาตุ Ag ลงใน Sn ได้น้อย ทำให้การลดลงของทั้งอุณหภูมิลิควิดัส และอุณหภูมิยูเทคติกลดลงได้น้อย จากรูปที่ 4.28 พบว่าเริ่มเกิดพีคของปฏิกิริยาดูดความร้อน (Endothermic peak) ซึ่งแสดงว่าเริ่มเกิดเฟส  $Ag_3Sn$  ซึ่งจะทำให้เกิดการเปลี่ยนเฟสจาก  $Sn+Ag_3Sn+Cu_6Sn_5 \rightarrow L$  ที่อุณหภูมิ 217 °C [14] ซึ่งอาจจะทำให้เกิดหลอมเหลวง่ายขึ้นเมื่อได้รับพลังงาน ส่วนช่วงการหลอมเหลวมียค่าเพิ่มขึ้นซึ่งมีแนวโน้มทำให้ขนาดของ  $\beta$ -Sn มีระยะเวลาในการโตมากขึ้นซึ่งส่งผลต่อสมบัติทางกล ส่วนการเติม 0.1 wt.%Bi ทำให้ทั้งอุณหภูมิโซลิดัสและลิควิดัสลดลงอยู่ที่ 227.1 °C และ 230.3 °C ทั้งนี้เมื่อพิจารณา Phase diagram Sn-Bi อุณหภูมิลิควิดัสลดลงเมื่อเติมธาตุ Bi โดยลดลงจาก 232 °C ของธาตุ Sn เหลือ 139 °C ที่ Sn-58Bi และ อุณหภูมิโซลิดัสลดลงจาก 232 °C ของธาตุ Sn เหลือ 139 °C ที่ Sn-58Bi ซึ่งสอดคล้องกับการทดลองการเติม Bi ทำให้ทั้งอุณหภูมิโซลิดัสและลิควิดัสลดลงเล็กน้อยแต่ช่วงการหลอมเหลวเพิ่มขึ้น [38] ส่วนการเติม 0.1 wt.%In พบว่าอุณหภูมิโซลิดัสลดลงอยู่ที่ 227.6 °C แต่ไม่พบการลดลงของอุณหภูมิลิควิดัส อาจจะเนื่องมาจากสัดส่วนการลดลงของอุณหภูมิโซลิดัสมากกว่าลิควิดัสเมื่อเติม In เพิ่มขึ้นที่ปริมาณ 0 – 1 wt.% ตามแผนภูมิ Sn-In ทำให้สามารถสังเกตความเปลี่ยนแปลงได้ชัดเจนกว่า ตามรูปที่ 4.32ก แต่เคยมีการศึกษาพบว่า การเติม In ช่วยลดทั้งอุณหภูมิโซลิดัสและลิควิดัส [37] เช่นกัน แต่ในทางกลับกันเมื่อเติม 0.1 wt.%Sb พบว่าทั้งอุณหภูมิโซลิดัสไม่ค่อยเปลี่ยนแปลงส่วนลิควิดัสเพิ่มสูงขึ้นเล็กน้อย เมื่อพิจารณาตามแผนภูมิเฟสตามรูปที่ 4.29ข ก็ น่าจะเกิดจากอัตราการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิลิควิดัสมีมากกว่าเมื่อเพิ่ม Sb ทำให้สามารถสังเกตได้ชัดเจนกว่า

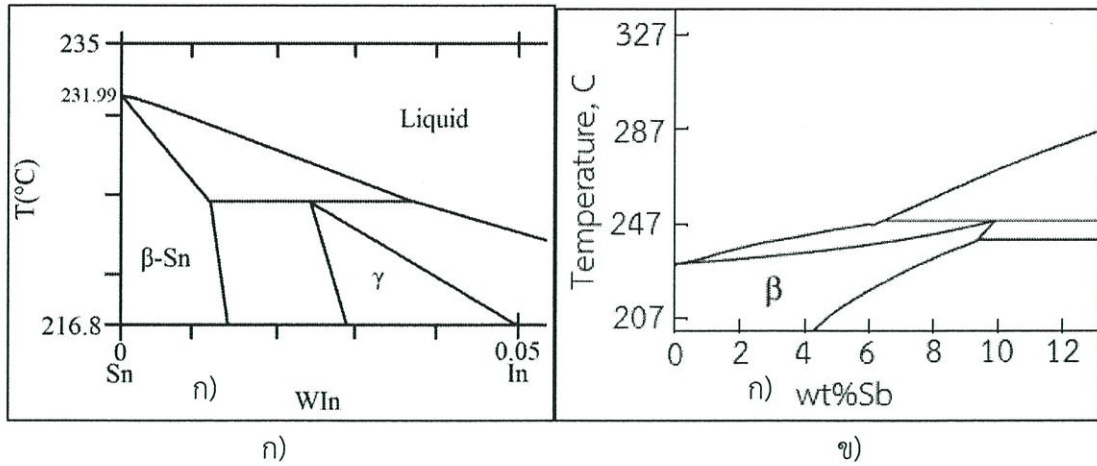
เมื่อเติมธาตุ 2 ชนิดร่วมกันแล้วนำทั้งอุณหภูมิโซลิดัสและลิกวิดัสที่ได้มาวาดกราฟจะได้ตามรูปที่ 4.30 พบว่าการเติมธาตุ Ag ร่วมกับ ธาตุ Bi, In และ Sb ช่วยลดอุณหภูมิโซลิดัสลงอยู่ในช่วงระดับใกล้เคียงกันเหลือ 227.1 °C, 227.3 °C และ 227 °C ตามลำดับ อาจจะเนื่องจากธาตุที่เติมมีปริมาณน้อยเกินไปจนไม่แสดงความแตกต่างกัน ส่วนอุณหภูมิลิกวิดัสที่มีค่าต่ำที่สุดคือการเติม Ag ร่วมกับ In ที่ 230.1 °C ส่วนการเติมธาตุ Sb ร่วมกับ In พบว่ามีค่าอุณหภูมิโซลิดัสไม่เพิ่มแต่อุณหภูมิลิกวิดัสสูงขึ้นถึง 234 °C



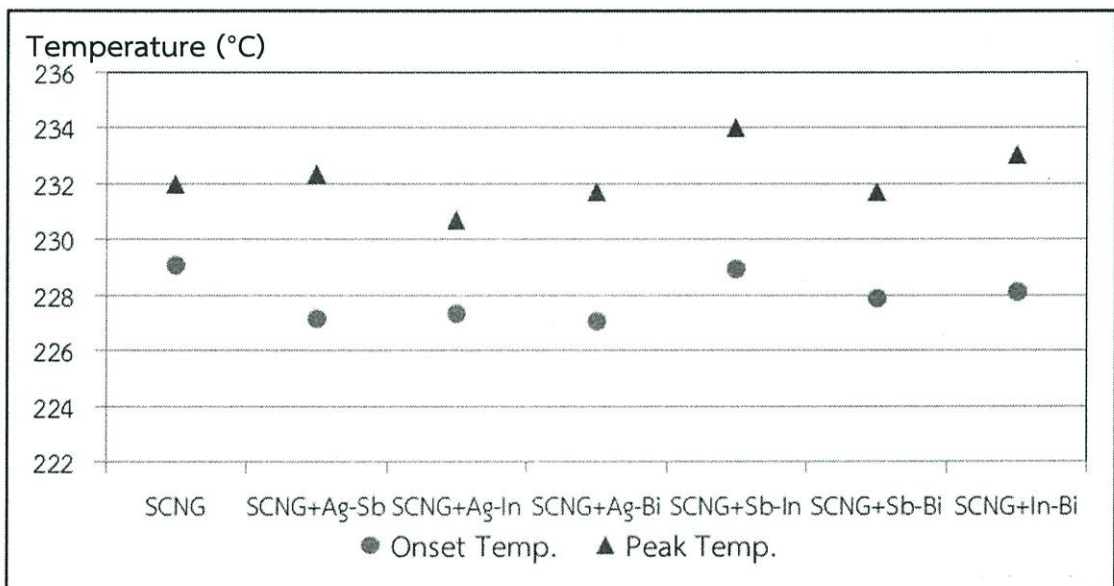
รูปที่ 4.27 การเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิเมื่อเติมธาตุ 1 ชนิดลงในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-0.01Ge ก) อุณหภูมิโซลิดัส และ ข) อุณหภูมิลิกวิดัส



รูปที่ 4.28 DSC profiles ของ ก) Sn-0.6Cu-0.05Ni-0.01Ge ข) Sn-0.6Cu-0.05Ni-0.01Ge+0.1Ag



รูปที่ 4.29 แผนภูมิเฟสของ ก) Sn-In ข) Sn-Sb

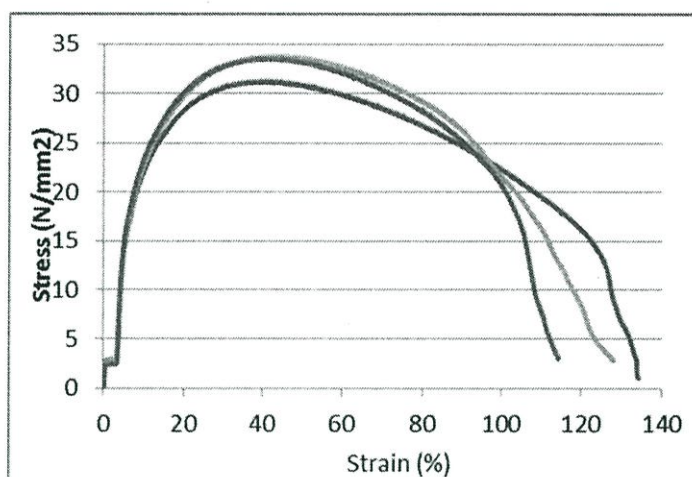


รูปที่ 4.30 กราฟเปรียบเทียบระหว่างอุณหภูมิโซลิดัสและลิควิดัสเมื่อเติมธาตุ 2 ชนิดร่วมกัน

### 4.3 คุณสมบัติทางกล

#### 4.3.1 การทดสอบความต้านทานแรงดึง

จากการทดสอบค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีตามมาตรฐาน ASTM E8M ได้ค่าจากเครื่องมือทดสอบ Universal testing machine จะได้ข้อมูลเป็นความสัมพันธ์ระหว่าง Force กับ Extension จากนั้นนำมาแปลงให้อยู่ในรูปความเค้นและความเครียดเพื่อนำไปวาดเส้นโค้งความเค้นความเครียด (Stress - strain curve) ดังกราฟตัวอย่างที่ 4.31 และสามารถดูกราฟอื่นๆได้ภาคผนวก ข.



รูปที่ 4.31 กราฟตัวอย่าง Stress-Strain ของโลหะบัดกรี SCNG

ตารางที่ 4.2 ผลการทดสอบความต้านทานแรงดึงและเปอร์เซ็นต์การยืด

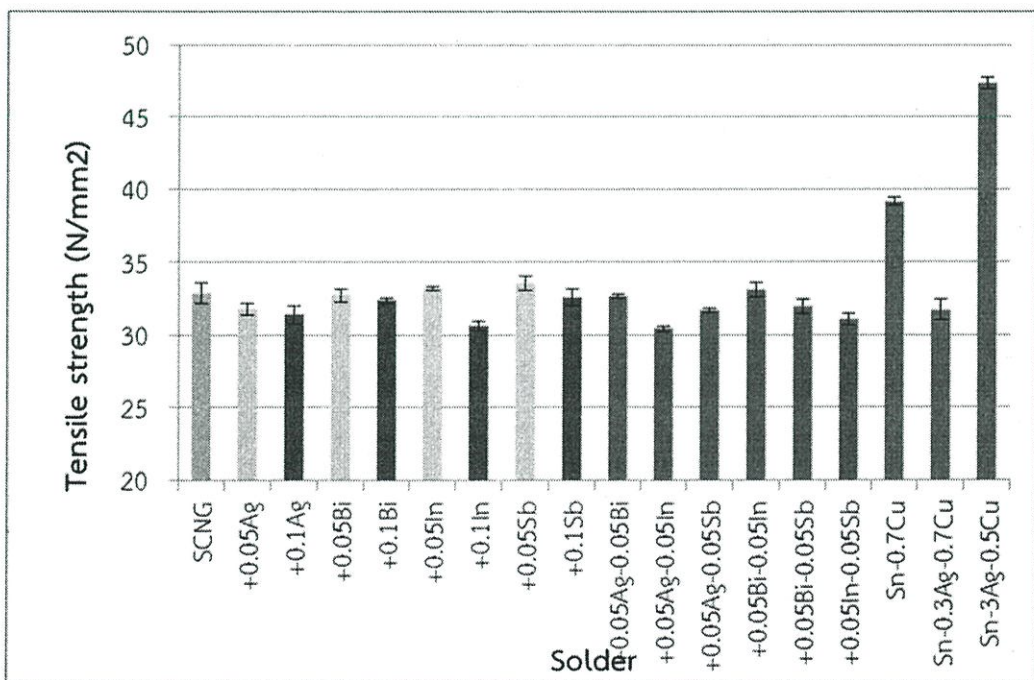
Solder	Tensile strength (N/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)
	Mean	Mean
SCNG	32.88	126.41
+0.05Ag	31.80	118.77
+0.1Ag	31.40	127.85
+0.05Bi	32.75	119.79
+0.1Bi	32.37	122.58
+0.05In	33.22	113.60
+0.1In	30.62	123.55
+0.05Sb	33.55	113.25
+0.1Sb	32.59	107.74
+0.05Ag+0.05Bi	32.68	120.60
+0.05Ag+0.05In	30.43	126.94
+0.05Ag+0.05Sb	31.67	133.15
+0.05In+0.05Bi	33.09	120.56
+0.05Sb+0.05Bi	31.98	112.25
+0.05Sb+0.05In	31.10	122.23
Sn-0.7Cu	39.15	105.66
Sn-0.3Ag-0.7Cu	31.73	128.44
Sn-3Ag-0.5Cu	47.34	131.00

จากรูปที่ 4.32 และ 4.33 เมื่อเปรียบเทียบระหว่างโลหะบัดกรีที่มีอยู่เดิมได้แก่ SC07, SAC305 และ SAC0307 กับโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge (SCNG) จากค่า UTS เฉลี่ยจากการทดลองพบว่า โลหะบัดกรี SCNG มีค่า UTS อยู่ที่ 32.882 MPa อยู่ระดับเดียวกับกับ SAC0307 ที่มีค่าเฉลี่ย 31.73 MPa แต่มีค่าน้อยกว่าทั้ง SC07 และ SAC305 อยู่ที่ 39.152 และ 47.342 MPa ตามลำดับ

เมื่อเปรียบเทียบค่า Elongation ของโลหะบัดกรี SCNG กับ โลหะบัดกรี SC07, SAC305 และ SAC307 พบว่าโลหะบัดกรี SCNG มีค่าเฉลี่ยเปอร์เซ็นต์ยืดตัวอยู่ที่ 126.4% ซึ่งอยู่ระดับเดียวกับ SAC305 และ SAC307 แต่มีค่าเฉลี่ยเปอร์เซ็นต์การยืดตัวมากกว่า SC07 ที่มีค่าเฉลี่ยอยู่ที่ 105.6%

เปรียบเทียบระหว่างโลหะบัดกรี SCNG เมื่อได้รับการเติมธาตุเจือ Ag, Bi, In และ Sb ปริมาณธาตุละ 0.05 wt.% และ 0.1 wt.% พบว่า การเติม Ag ในช่วง 0.05 - 0.1 wt.% ทำให้ค่า UTS มีค่าลดลง ที่ 0.1 wt.%Ag เหลือ 31.40 MPa แต่ค่า Elongation เพิ่มขึ้นเป็น 127.85% อาจจะเนื่องจากเมื่อพิจารณาขนาดเฟส  $\beta$ -Sn เมื่อเติมธาตุ Ag ตามรูปที่ 4.9 พบว่ามีขนาดใหญ่ขึ้น เล็กน้อย และเกิดสารประกอบเชิงโลหะ  $Ag_3Sn$  อาจจะยังกระจายตัวไม่สม่ำเสมอซึ่งการเติมในปริมาณที่มากกว่านี้น่าจะทำให้คุณสมบัติในการรับแรงดีขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับการทดลองของ Huh และคณะ [13] ที่พบว่าการเติม Ag น้อยกว่า 0.1 wt.% ทำให้ค่า UTS ลดลงแต่ค่า Elongation เพิ่มขึ้นแต่ถ้าเปรียบเทียบค่าเฉลี่ยของโลหะบัดกรีพื้นฐานที่ได้รับการเติมธาตุต่างปริมาณ 0.05 และ 0.1 wt.% และเติมธาตุ 2 ชนิดร่วมกันธาตุละ 0.05 wt.% ด้วยวิธี ANOVA พบว่า ยังไม่พบความแตกต่างของค่าเฉลี่ยอย่างมีนัยสำคัญที่  $\alpha = 0.05$  โดยค่า p-value มีค่า 0.047

แต่ที่จริงแล้วการเติม Ag น่าจะทำให้เพิ่มความแข็งแรงเนื่องจากกลไก Solid solution strengthening คือ การที่อะตอม Ag ละลายอยู่กับเฟส Primary  $\beta$ -Sn ทำให้ความสามารถในการรับแรงเพิ่มขึ้นเนื่องจากพิจารณาจากตารางที่ 4.3 ขนาดของอะตอม Ag ที่มีขนาดใหญ่กว่าอะตอมของ Sn อยู่ 4 pm แต่ถ้าหากเติมธาตุ เกินจุดอิ่มตัวของของธาตุนั้นจะส่งผลให้เกิดกลไก Precipitation hardening สามารถยืนยันได้จาก ในการทดสอบหาจุดหลอมเหลวพบยอดแหลม (Peak) ขนาดเล็กที่เกิดจากการเติม 0.1 wt.%Ag แสดงถึงการเปลี่ยนเฟสของ  $Ag_3Sn > L$  อีกทั้งยังพบว่าอะตอมของธาตุ Ag ยังช่วยเพิ่มการเกิดนิวเคลียสซึ่งมีผลการลดขนาดของเกรน Primary  $\beta$ -Sn phase ทำให้มีความแข็งแรงขึ้นเนื่องจาก Grain boundary hardening ช่วยส่งผลต่อ Elongation



รูปที่ 4.32 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

ตารางที่ 4.3 รัศมีอะตอมของธาตุที่เกี่ยวข้องกับการทดลอง

รัศมีอะตอม (nm)	Sn	Cu	Ni	Ge	Ag	Bi	In	Sb
	0.140	0.128	0.124	0.122	0.144	0.156	0.167	0.140

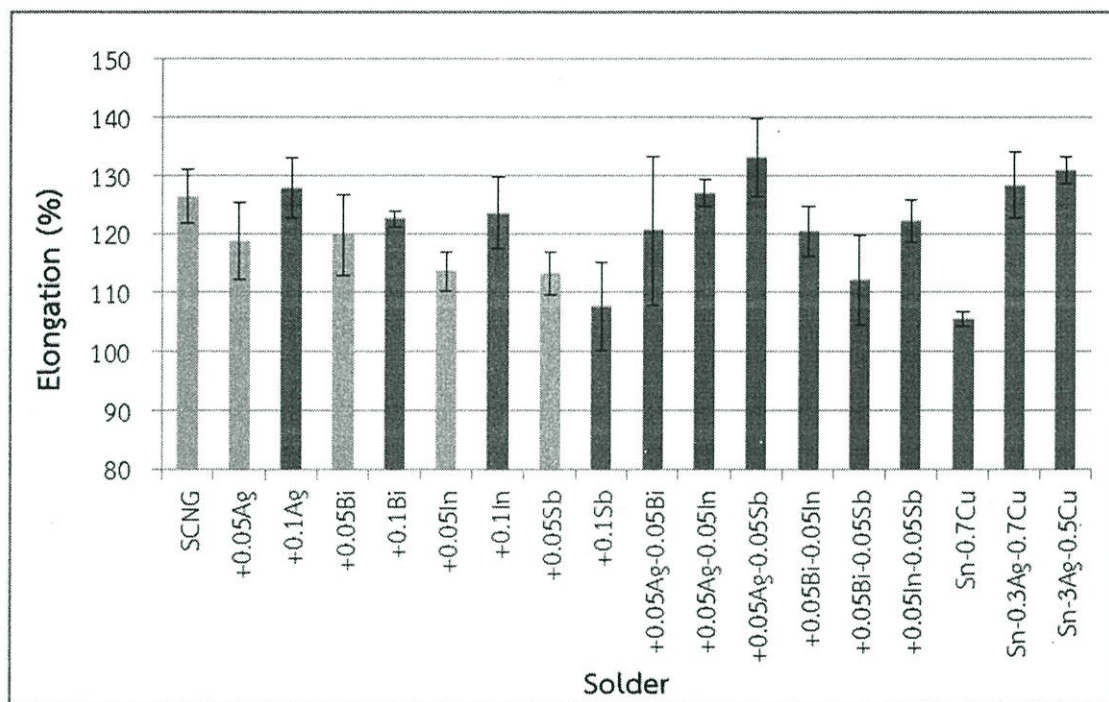
ส่วนการเติม 0.1 wt.%Bi ทำให้ค่า UTS และ %Elongation มีค่าใกล้เคียงค่าเดิมอยู่ที่ 32.37 MPa และ 122.58% ตามลำดับอาจจะเนื่องจากปริมาณอะตอมของ Bi ที่เติมลงไปรวมตัวอยู่ใน  $\beta$ -Sn phase ยังน้อยเมื่อเทียบกับปริมาณที่ Bi ที่สามารถอิมมัตว์ที่ 4 wt.% แต่จากงานวิจัยอื่นๆ พบว่าการเติมธาตุ Bi เพิ่มขึ้น รัศมีอะตอมของ Bi มีขนาดใหญ่ กว่า Sn ทำให้โครงสร้างบิดเบี้ยวมากยิ่งขึ้นเป็นตัวขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันมากขึ้น [38] แต่ก็ยังมีเกิด Solid solution strengthening ปริมาณที่น้อยส่วนของค่าเปอร์เซ็นต์การยึดมีค่าลดลงเนื่องจากการเติมธาตุ Bi ทำให้วัสดุมีความเปราะมากขึ้น

ส่วนการเติม In เพิ่มขึ้นถึง 0.1 wt.%In ทำให้ค่า UTS และ %Elongation มีค่าลดลงเหลือ 30.62 MPa และ 123.55% ตามลำดับอาจจะเนื่องจากการที่อะตอมของ In รวมตัวอยู่ใน Primary  $\beta$ -Sn phase ได้ประมาณ 0.1 wt.% จึงไม่เกิดการตกตะกอนที่ช่วยเพิ่มสมบัติทางกล แต่เมื่อพิจารณาขนาดเกรนพบว่าเมื่อเติม 0.05 wt.%In ทำให้ขนาดเกรนของ  $\beta$ -Sn เล็กลงซึ่งทำให้สมบัติทางกลเพิ่มขึ้นแต่เมื่อเติม 0.1 wt.%In ขนาดใหญ่ขึ้นทำให้ค่าความต้านทานแรงดึงลดลงซึ่งสอดคล้องกับโครงสร้างจุลภาค ส่วนของค่าเปอร์เซ็นต์การยึดมีค่าลดลงเนื่องจากการเติมธาตุ In ทำให้วัสดุมีความเปราะมากขึ้นเช่นเดียวกับการเติม ธาตุ Bi สอดคล้องกับการทดลองของฉวีวรรณ [5] ที่พบว่าการเติม In ลงในโลหะบัดกรี SAC0305 และ Huang และ Wang [38] เติม In ลงในโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag ซึ่งทำให้ค่า %Elongation ลดลง

จากการทดลองการเติมธาตุ Sb มีแนวโน้มทำให้ UTS เพิ่มขึ้นโดยเมื่อเติม 0.05 และ 0.1 wt.%Sb มีค่า UTS เท่ากับ 33.55 และ 32.59 MPa ตามลำดับอาจจะเนื่องจากข้อดีที่ได้จากกลไก Solid solution strengthening ของการเติม Sb กลไก Precipitation hardening ที่ได้ทำให้  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ตกตะกอนมากขึ้น ซึ่งยืนยันได้จากโครงสร้างจุลภาคพบว่ามีบริเวณเฟสยูเทคติกมากขึ้นส่วนเปอร์เซ็นต์การยึดพบว่ามีแนวโน้มลดลงเมื่อเติม Sb เพิ่มมากขึ้น และยังพบอีกว่าทำให้โลหะบัดกรีมีความไวต่อ Strain rate ด้วย [15]

เปรียบเทียบระหว่างโลหะบัดกรีที่เราสนใจ SCNG เมื่อได้รับการเติม ธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ธาตุละ 2 ชนิดร่วมกันปริมาณธาตุละ 0.05 wt.% พบว่า การเติม Bi ร่วมกับ In เพิ่มค่าความต้านทานแรงดึงมากที่สุดที่ 33.09 MPa แต่เติมธาตุร่วมกันคู่อื่นๆยังไม่สามารถสรุปได้อย่างชัดเจนว่าการเติมธาตุต่างๆช่วยในการเพิ่มค่า UTS ของโลหะบัดกรีชนิด SCNG เนื่องจากมีปัจจัยต่างๆตามทีกล่าวมาข้างต้นแล้ว และธาตุที่เติมก็มีปริมาณน้อย

เมื่อพิจารณาเปอร์เซ็นต์การยึดตัวในกรณีเติมธาตุแต่ละชนิดที่ความเข้มข้น 0.05 wt.% พบว่าโลหะบัดกรีมีค่าเฉลี่ยเปอร์เซ็นต์การยึดตัวลดลง อยู่ในช่วง 112.2% - 118% โดยเฉพาะอย่างยิ่งการเติม 0.1 wt.%Sb ทำให้ %Elongation ลดลงจาก 126.4% เหลือ 107.74% แต่ถ้าเปรียบเทียบค่าเฉลี่ยของค่า Elongation ของโลหะบัดกรีพื้นฐานที่ได้รับการเติมธาตุต่างๆ ปริมาณ 0.05 และ 0.1 wt.% และเติมธาตุ 2 ชนิดร่วมกันธาตุละ 0.05 wt.% ด้วยวิธี ANOVA พบว่า ยังไม่พบความแตกต่างของค่าเฉลี่ยอย่างมีนัยสำคัญที่  $\alpha = 0.05$  โดยค่า p-value มีค่า 0.541



รูปที่ 4.33 ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดของโลหะบัดกรีชนิดต่างๆ

เมื่อเปรียบเทียบผลการทดสอบของโลหะบัดกรี SC07, SAC0307, SAC305 ที่ได้จากการศึกษาครั้งนี้กับการทดสอบของงานวิจัยอื่นๆ ตามตารางที่ 4.4 พบว่ามีค่า UTS มีค่าแตกต่างกันขึ้นอยู่กับมาตรฐานที่ใช้ในการทดสอบซึ่งส่งผลต่อค่า Strain rate แต่ค่า UTS มีค่าอยู่ใกล้เคียงกันคือ SC07 มีค่าอยู่ในช่วง 28 - 34.05 N/mm<sup>2</sup>, โลหะบัดกรี SAC305 มีค่าอยู่ในระหว่าง 46.9 - 56.5 N/mm<sup>2</sup> และ โลหะบัดกรี SAC0307 มีค่าอยู่ในระหว่าง 31.9 - 46 N/mm<sup>2</sup>

ตารางที่ 4.4 เปรียบเทียบค่าต้านทานแรงดึง

Solder	UTS (MPa)	Temp, Strain rate	STD	Reference
SC07+0.1Ni	34.05	25 C, 0.012 S-1,		[46]
SC07	33	25 C, 0.01 S-1,		[53]
SC07	28	25 C, 0.012 S-1,		[54]
SAC305	56.5	25 C, 0.001 S-1		[55]
SAC305	46.9	25 C, 0.357 S-1	E8M	[5]
SAC0307	46	25 C, 0.001 S-1		[55]
SAC0307	31.9	25 C, 0.357 S-1	E8M	[5]

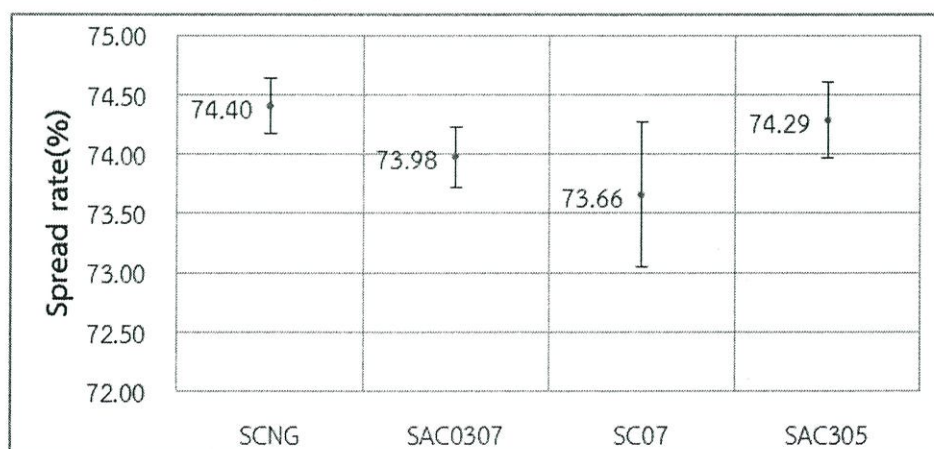
#### 4.4 ความสามารถในการเปียก

โดยปกติแล้วเมื่อทำการให้ความร้อนแก่โลหะบัดกรีจนกระทั่งหลอมละลายแต่ยังไม่ถึงจุดหลอมเหลวของโลหะพื้น โลหะบัดกรีจะเกิดปฏิกิริยาและแผ่กระจายไปบนโลหะพื้น โดยเรียกคุณสมบัตินี้ว่าความสามารถในการเปียก (Wettability) ซึ่งมีทั้งปัจจัยต่างๆที่ส่งเสริมและยับยั้งส่งผลต่อความสามารถในการแผ่กระจายบนโลหะพื้นจะเรียกว่า Wetting force โดยปกติแล้วมีสี่แรงดังนี้

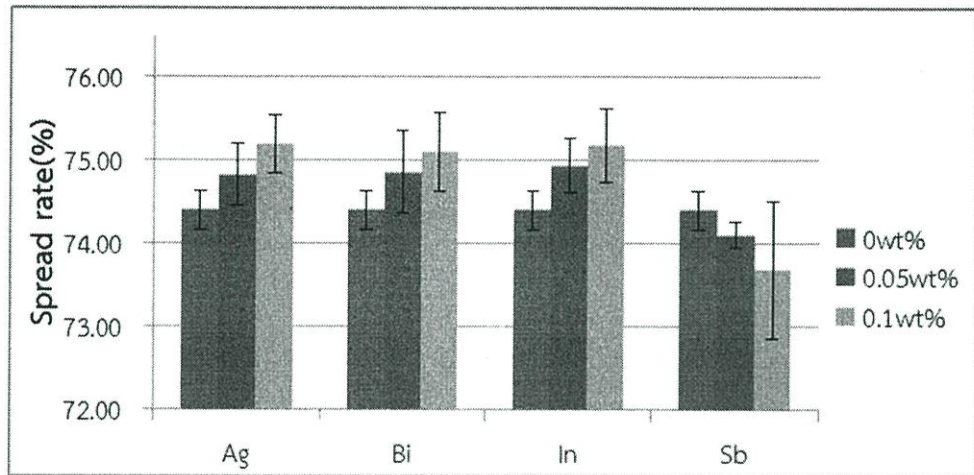
แรงตึงผิว (Surface tension) แรงเสียดทานระหว่างพื้นผิว (Friction) แรงดึงดูดของโลก (Gravity) แรงดึงดูดระหว่างอะตอมหรือความสามารถในการเกิดปฏิกิริยา โดยถ้าผลรวมของแรงเป็นบวกก็จะส่งผลให้เกิดการแผ่กระจายบนพื้นผิวนั้นได้ดี และในทางตรงกันข้ามผลรวมแรงมีค่าเป็นลบจะไม่เกิดการแผ่กระจาย โดยความสามารถในการเปียกสามารถวัดได้ในรูปของอัตราการแผ่กระจาย

จากการทดลองวัดค่าอัตราการแผ่กระจายจากการเติมธาตุ 1 ชนิดลงในโลหะบัดกรีพื้นฐาน ปริมาณ 0.05 wt.% และ 0.1 wt.% โดยการทำการทดลองซ้ำ 5 ครั้งเพื่อนำค่าที่ได้มาสร้างกราฟตามรูปที่ 4.34 เพื่อเปรียบเทียบค่าอัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี SAC0307, SAC305 และ SC07 กับโลหะบัดกรีพื้นฐาน SCNG พบว่าโลหะบัดกรี SCNG มีค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายบนแผ่นทองแดงอยู่ที่ 74.40% ใกล้เคียงกับ SAC305 และมีค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายมากกว่าโลหะบัดกรีชนิด SC07 และ SAC0305 ซึ่งมีอัตราการแผ่กระจายอยู่ที่ 73.75% และ 74.09% ตามลำดับจากงานวิจัยการเติม Ni เพียง 0.05 wt.% และ Ge ปริมาณ 0.005 wt.% มีผลทำให้ความสามารถในการเกิดปฏิกิริยาระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นเพิ่มขึ้นและทำให้อัตราการแผ่กระจายเพิ่มขึ้นเนื่องจาก Ge ช่วยป้องกัน  $O_2$  ไม่ให้เข้ามาทำปฏิกิริยากับ Sn ซึ่งช่วยให้ลดแรงตึงผิวของโลหะบัดกรี [11] อีกทั้งมีงานวิจัยที่สรุปว่าเมื่อเติม Ni สามารถเพิ่มความสามารถในการเกิดปฏิกิริยาระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้น Cu โดยพิจารณาจากความหนาของชั้น  $Cu_6Sn_5$  เพิ่มขึ้นแต่จะไม่เพิ่มขึ้นเมื่อทำการบ่มด้วยความร้อน (Thermal aging) [56] เมื่อเปรียบเทียบการเติมธาตุ Ag, Bi, In และ Sb เพียงอย่างละ 1 ชนิด ได้ค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายตามรูปที่ 4.35 พบว่าการเติม Ag, Bi และ In เพิ่มขึ้นทำให้ค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายเพิ่มขึ้น ส่วนในกรณีการเติม Ag ปริมาณ 0.1 wt.% พบว่าทำให้ค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายเพิ่มขึ้นเป็น 75.19% ซึ่งให้ผลใกล้เคียงกับการเติม In และ Bi ปริมาณ 0.1 wt.%

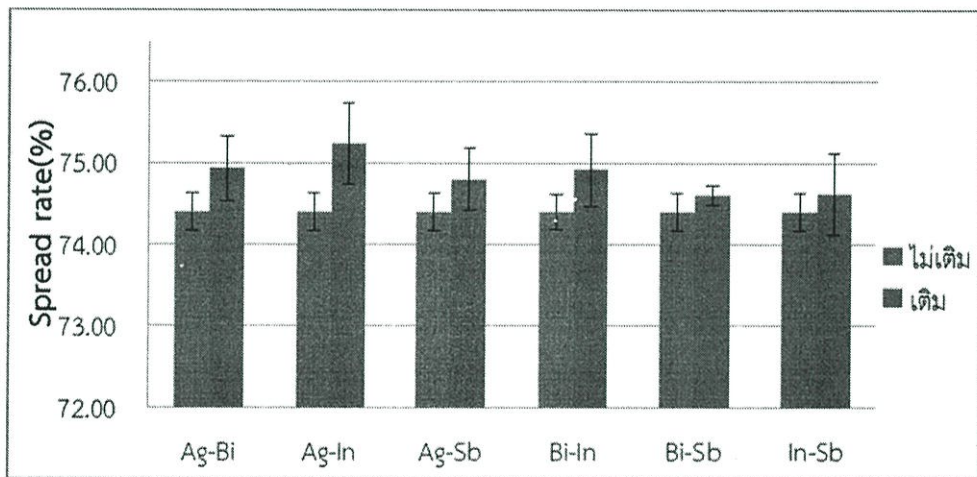
กรณีการเติม Ag มีการศึกษาพบว่า Wetting time น้อยกว่าซึ่งเป็นตัวบ่งบอกว่าแรงตึงผิวของโลหะบัดกรีหลอมเหลวต่ำกว่าซึ่งเสมือนเพิ่มอุณหภูมิในการใช้งาน [57] ส่วนการเติม Bi จะเพิ่มความสามารถในการเปียกและทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะลดลง [58] ดังนั้น Bi น่าจะมีผลต่อแรงตึงผิวของโลหะบัดกรีเช่นเดียวกับ Ag ซึ่งอาจจะเกิดจากการลดลงของจุดหลอมเหลวเมื่อเติม Bi และทำนองเดียวกันกับการเติม In พบว่าทั้งอุณหภูมิจุดหลอมเหลวและ Wetting time ลดลง [37] แต่ในกรณีการเติม Sb เพิ่มขึ้นทำให้อัตราการแผ่กระจายมีแนวโน้มลดลง เมื่อเติม 0.1 wt.% Sb อัตราการแผ่กระจายลดลงเหลือ 73.69% อาจจะเกิดจากการเพิ่มขึ้นของความหนืดในช่วง 0 - 5 wt.% Sb ที่อุณหภูมิ 255 °C [45] และเนื่องมาจากการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิจุดหลอมเหลว



รูปที่ 4.34 อัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี



รูปที่ 4.35 อัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีเมื่อเติมธาตุ 1 ชนิดลงในโลหะบัดกรี SCNG



รูปที่ 4.36 อัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีเมื่อเติมธาตุ 2 ชนิดร่วมกันลงในโลหะบัดกรี SCNG

ส่วนการเปรียบเทียบอัตราการแผ่กระจายเมื่อทดลองการเติมธาตุ Ag, Sb, In และ Bi สองชนิดร่วมกัน ปริมาณอย่างละ 0.05 wt.% เมื่อพิจารณาจากรูปที่ 4.36 พบว่ามีแนวโน้มทำให้อัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น น่าจะเนื่องจากผลรวมของปัจจัยของธาตุต่างๆที่กล่าวไปข้างต้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งการเติม Ag ร่วมกับ In ทำให้ค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายสูงขึ้นเป็น 75.23%

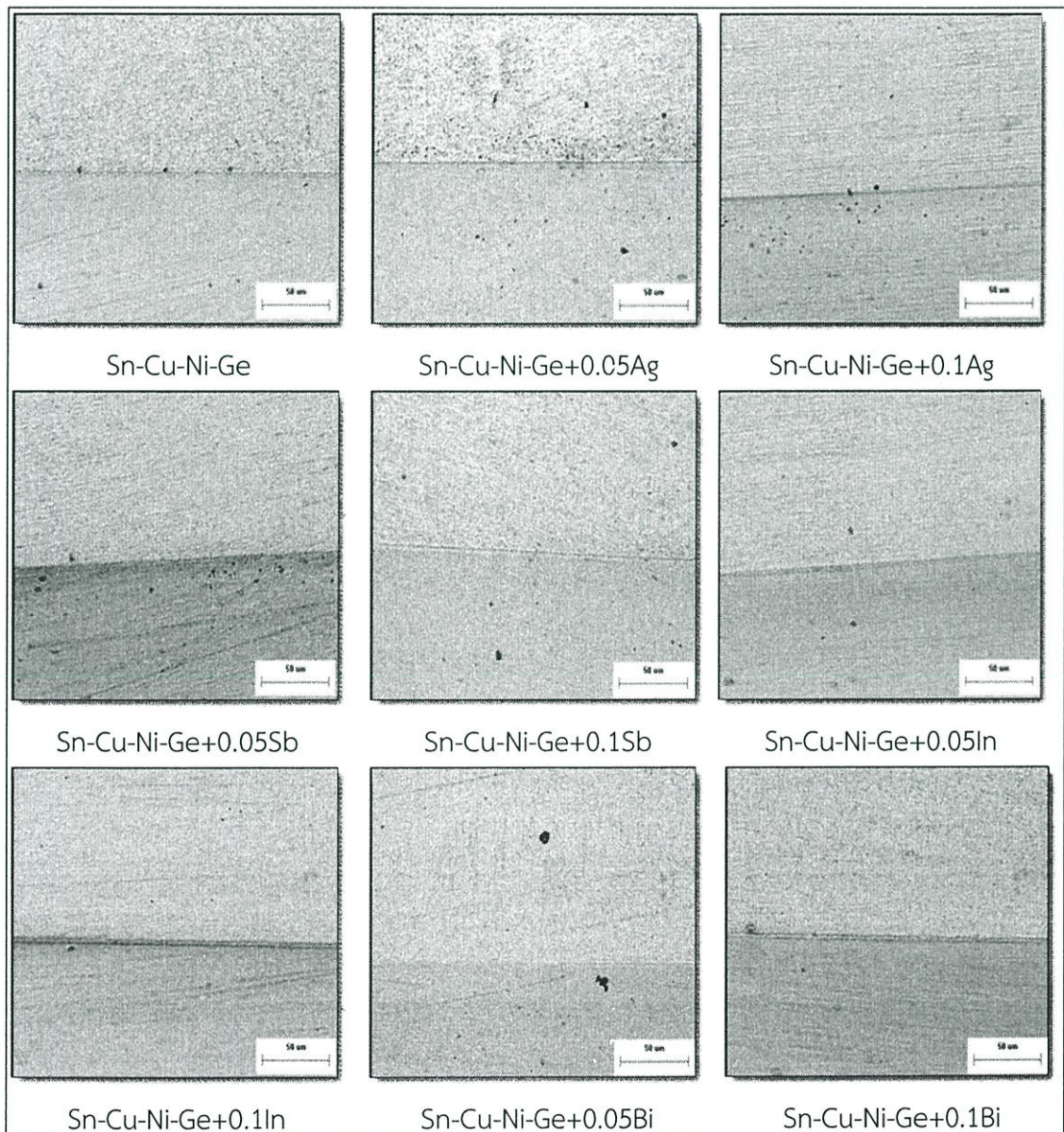
#### 4.5 โครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

เมื่อโลหะพื้นสามารถเกิดปฏิกิริยากับโลหะบัดกรีได้จะเกิดการแพร่ของอะตอมโลหะบัดกรีจากผิวของวัสดุโลหะพื้นไปสู่ภายในของผิวโลหะ ในทางตรงกันข้ามอะตอมของวัสดุพื้นก็สามารถแพร่เข้าไปเนื้อของโลหะบัดกรีได้ซึ่งเกิดเป็นสารประกอบที่ยึดติดระหว่างโลหะบัดกรีกับวัสดุโลหะพื้น เมื่อโลหะบัดกรีที่มีองค์ประกอบหลักจาก Sn และวัสดุโลหะพื้นที่ทำมาจาก Cu จะเกิดชั้นของสารประกอบเชิงโลหะระหว่าง Sn-Cu ระหว่างผิวของรอยต่อ เคยมีการสรุปคุณสมบัติทางกลและคุณสมบัติอื่นๆของสารประกอบเชิงโลหะระหว่าง Sn-Cu พบว่ามีความแข็งแรงสูง ซึ่งแสดงถึงความเปราะ

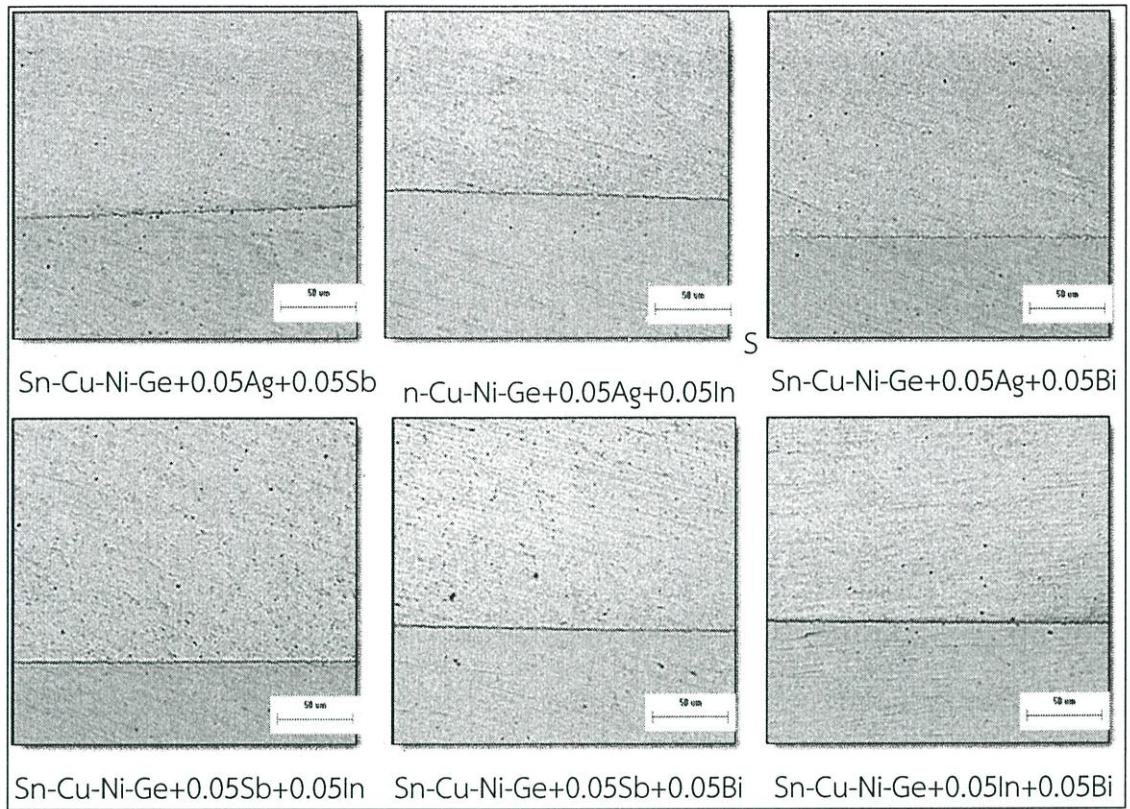
ของสารประกอบเชิงโลหะ [59] ที่มีผลต่อความน่าเชื่อถือของรอยต่อในเรื่องความล้าและสมบัติทางกล [60]

#### 4.5.1 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

จากชิ้นงานที่การทดสอบอัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี นำมาจากทำการเตรียมผิวของชิ้นงานทดสอบแล้ว จะนำมาชิ้นงานนั้นมาตรวจสอบลักษณะของรอยต่อในเบื้องต้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 500 เท่า ซึ่งแสดงให้เห็นดังรูปที่ 4.37 พบว่ารอยต่อจะมีลักษณะเป็นชั้นบาง ๆ แต่ไม่สามารถสังเกตเห็นรายละเอียดต่าง ๆ ของรอยต่อได้ เนื่องจากรอยต่อที่เกิดขึ้นจะมีความหนาในหน่วยไมโครเมตร ต้องอาศัยการศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดต่อไป



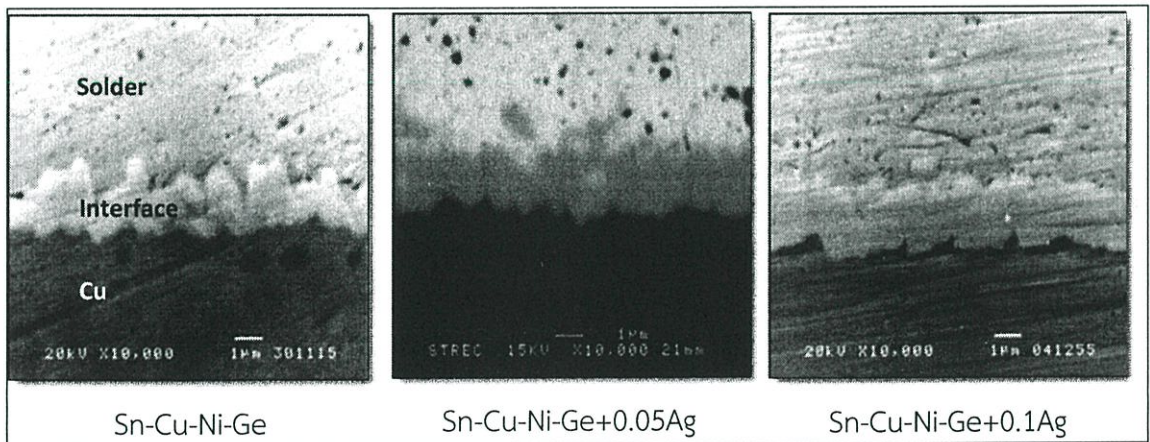
รูปที่ 4.37 ลักษณะรอยต่อจากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงที่กำลังขยาย 200 เท่า



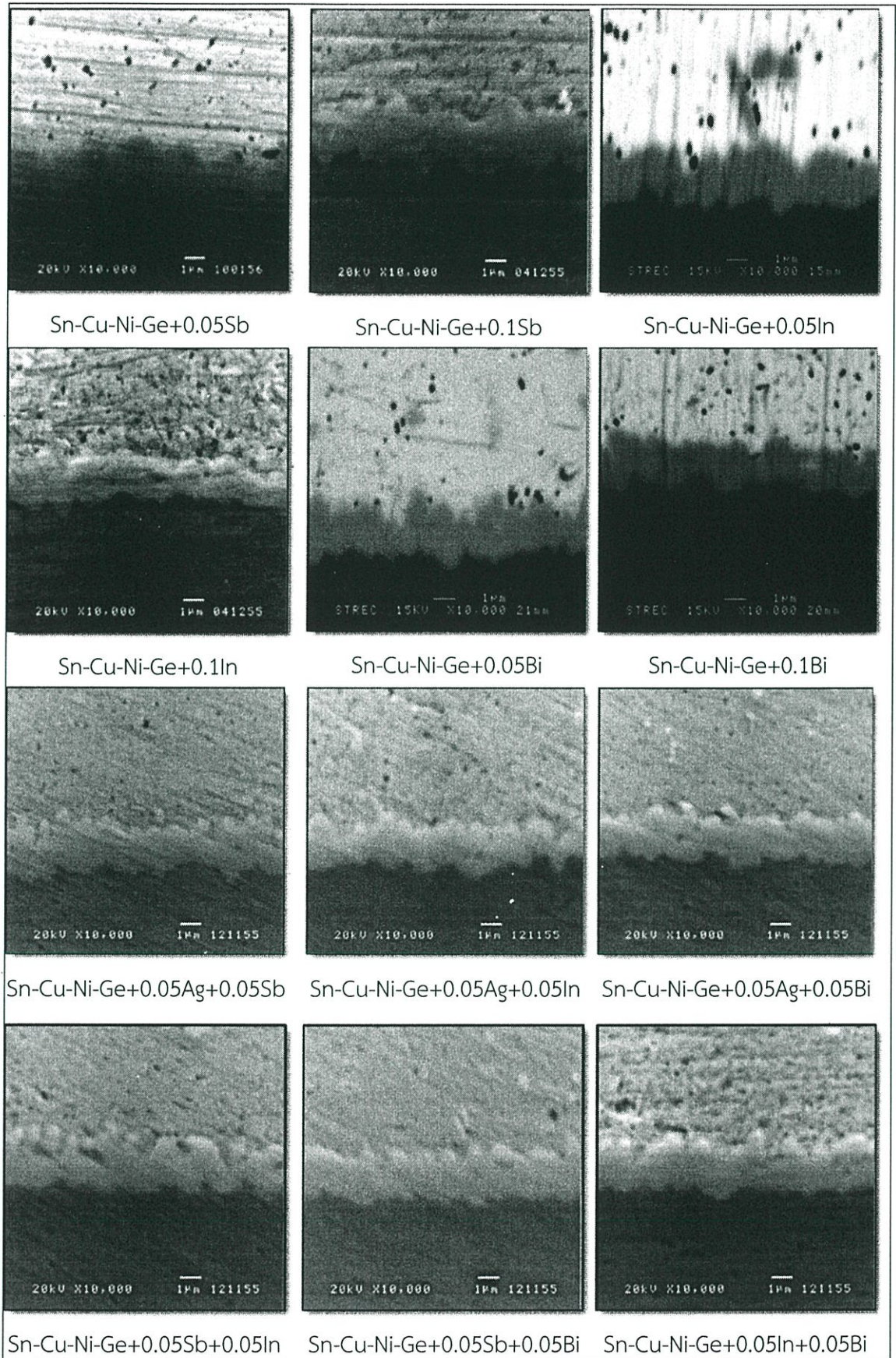
รูปที่ 4.37 (ต่อ)

4.5.2 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด

จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 10,000 เท่าจะเห็นลักษณะรอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดงบริสุทธิ์ของแต่ละชิ้นงานตัวอย่างที่เติมธาตุผสมชนิดต่างกัน ดังรูปที่ 4.38



รูปที่ 4.38 ลักษณะรอยต่อจากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดที่กำลังขยาย 10,000 เท่าในโหมด Secondary electron

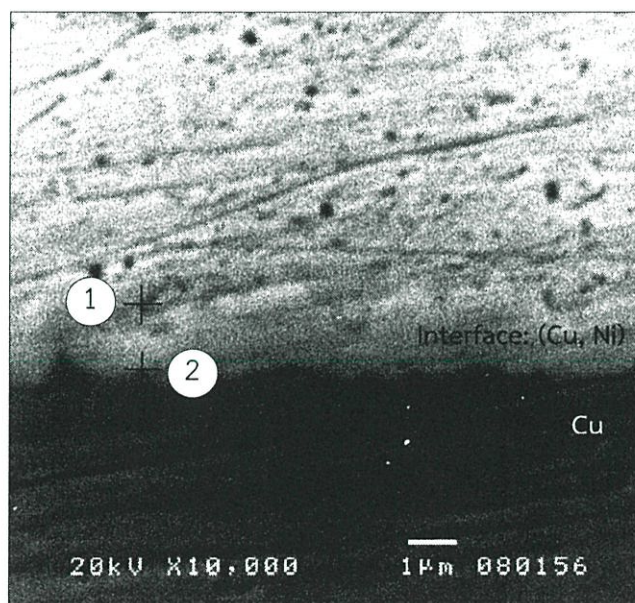


รูปที่ 4.38 (ต่อ)

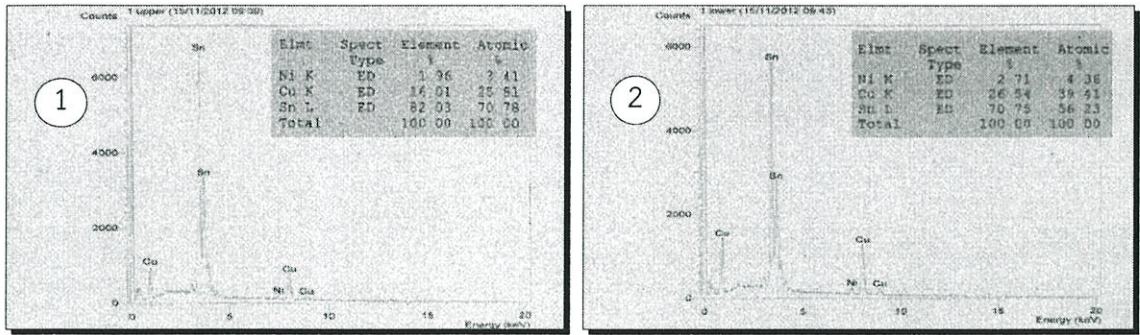
ตัวอย่างชิ้นงานทดสอบที่นำมาตรวจสอบลักษณะรอยต่อด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) จะถูกวิเคราะห์ชนิดและปริมาณของธาตุที่พบในชั้นรอยต่อด้วย EDX ที่ต่ออยู่กับกล้อง SEM โดยทำการตรวจสอบด้วย EDX ที่บริเวณขอบบนและขอบล่างของชั้นรอยต่อ พบว่าชนิดของธาตุที่พบในชั้นรอยต่อประกอบด้วย Sn, Cu และ Ni ตามที่ปรากฏในตัวอย่างสเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของชิ้นงานทดสอบชิ้นที่ 1 ที่ประกอบด้วยธาตุ Sn, Cu, Ni และ Ge ดังแสดงในรูปที่ 4.39 และ 4.40

จากการวิเคราะห์ด้วยระบบ EDX พบว่าสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นคือ  $(\text{Cu, Ni})_6\text{Sn}_5$  โดยตำแหน่งหมายเลข 1 มีองค์ประกอบธาตุคือ 70.78 at.%Sn, 25.81 at.%Cu และ 3.41 at.%Ni และตำแหน่งหมายเลข 2 มีองค์ประกอบธาตุคือ 56.23 at.%Sn, 39.41 at.%Cu และ 4.36 at.%Ni สำหรับชิ้นงานที่ 2 - 9 ที่มีการเติมธาตุผสมที่ต้องการศึกษาในเปอร์เซ็นต์ต่างๆกัน ผลจากการตรวจสอบด้วย EDX พบว่าชนิดของสารประกอบเชิงโลหะที่พบเหมือนกับที่ยังไม่เติมธาตุผสม และเปอร์เซ็นต์ของธาตุที่พบก็มีปริมาณที่ใกล้เคียงกัน

สำหรับสารประกอบเชิงโลหะ  $(\text{Cu, Ni})_6\text{Sn}_5$  นั้นจะมีโครงสร้างผลึกเช่นเดียวกับ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  แต่มีคุณสมบัติบางประการที่แตกต่างกันเนื่องจากการแทรกตัวของธาตุ Ni คุณสมบัติบางประการที่สารประกอบเชิงโลหะ  $(\text{Cu, Ni})_6\text{Sn}_5$  ที่แตกต่างจาก  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  คือ มีค่า Young's Modulus และความแข็งที่สูงกว่า อุณหภูมิที่เริ่มเกิดสารประกอบ  $(\text{Cu, Ni})_6\text{Sn}_5$  ต่ำกว่าของ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  และมีสัดส่วนปริมาตรที่จะเกิดโครงสร้างยูเทคติกสูงกว่า  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$



รูปที่ 4.39 ตำแหน่งการตรวจสอบ EDX ที่ชั้นรอยต่อ



รูปที่ 4.40 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของชั้นรอยต่อของตัวอย่าง

จากการตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุนรอยต่อด้วยวิธี Line Scanning โดยทำการสแกนตามเส้นที่ปรากฏในรูปที่ 4.41 ในทิศทางจากบนลงล่าง พบว่าด้านบนของรอยต่อหรือบริเวณหมายเลข 1 จะมีเปอร์เซ็นต์ของ Sn มากกว่าบริเวณด้านล่างของรอยต่อ และด้านล่างของรอยต่อหรือบริเวณหมายเลข 2 จะมีปริมาณ Cu มากกว่าบริเวณด้านบน ที่เป็นเช่นนี้เพราะเป็นผลจากการแพร่ของอะตอมเรียกว่า คู่ควบการแพร่ (Diffusion couple) จากการบัดกรีโลหะสองชนิดให้ติดกันโดยให้ความร้อนที่อุณหภูมิต่ำกว่าจุดหลอมเหลวของโลหะคือประมาณ  $260\text{ }^{\circ}\text{C}$  เป็นระยะเวลา 10 วินาที โดยอะตอมของดีบุกแพร่เข้าไปในทองแดงเช่นเดียวกับทองแดงที่แพร่เข้าไปในดีบุก และระหว่างรอยต่อมีโลหะทั้งสองชนิดผสมกัน กระบวนการนี้จะเรียกว่า การแพร่ของอะตอมต่างชนิด (Interdiffusion) หรือการแพร่ของอะตอมแปลกปลอม (Impurity diffusion) ที่มีความเข้มข้นของธาตุทั้งสอง ณ ตำแหน่งต่างๆเปลี่ยนแปลงตามเวลา การเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นนี้เนื่องมาจากการถ่ายเทมวลสาร(Mass transfer) หรือว่าการละลายของแข็งซึ่งคือแผ่นทองแดงเข้าไปในของเหลวโลหะบัดกรีเข้าไปในของเหลวจนกระทั่งอิ่มตัว ซึ่งสามารถเกิดขึ้นได้ด้วยกลไกดังนี้: 1. อะตอมของทองแดงออกจากพื้นผิวของแข็ง และ 2. และการแพร่กระจายไปในโลหะบัดกรีเหลว ซึ่งอัตราการละลายสามารถอธิบายได้ด้วยสมการ BerthoudEquation [61]

$$C = C_s(1 - e^{-\frac{A}{V}Kt}) \quad (4.1)$$

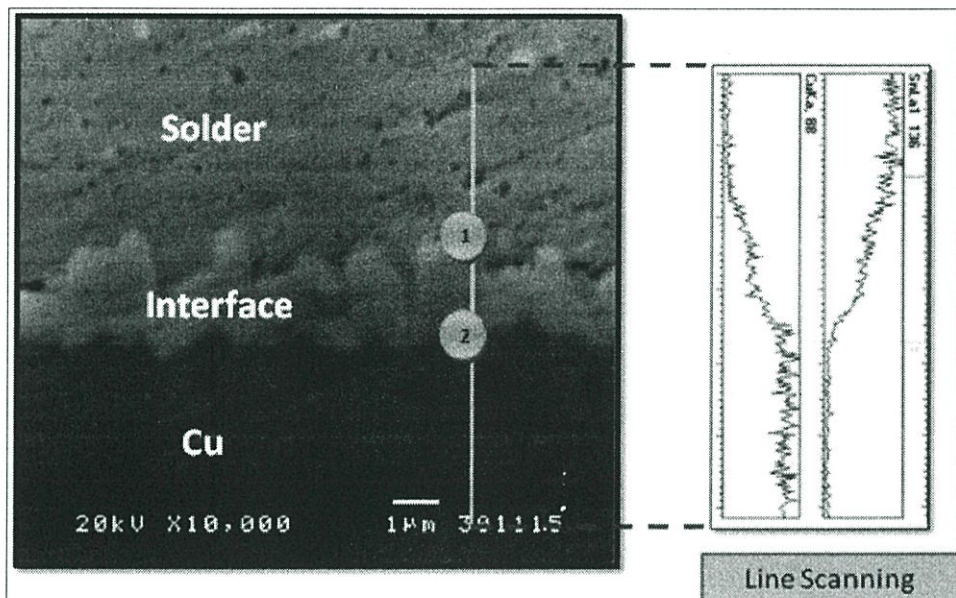
- เมื่อ C คือ ความเข้มข้นของสารละลายที่เวลา t (at%)  
 $C_s$  คือ ความเข้มข้นของสารละลายเมื่ออิ่มตัวที่อุณหภูมิบัดกรี (at%)  
 K คือ อัตราการเกิดปฏิกิริยา (cm/s)  
 A คือ พื้นที่ผิวสัมผัสระหว่างของแข็งกับของเหลว ( $\text{cm}^2$ )  
 V คือ ปริมาตรของของเหลว ( $\text{cm}^3$ )

โดยที่

$$\frac{1}{K} = \frac{1}{D} + \frac{1}{K_s} \quad (4.2)$$

- เมื่อ  $K_s$  คือ ค่าคงที่การเกิดปฏิกิริยาที่ผิวสัมผัส  
 D คือ สัมประสิทธิ์การแพร่กระจายของของแข็งในของเหลว ( $\text{cm}^2/\text{s}$ )  
 $\delta$  คือ ความหนาของชั้นรอยต่อ (cm)

ปกติแล้วจะใช้สมการนี้สำหรับควบคุม 2 รูปแบบ คือถ้าเป็นการละลายที่ควบคุมด้วยการแพร่ค่า ( $\frac{D}{\delta} \ll K_s$ ) ในกรณีนี้ค่า  $K$  จะลดลงจนถึงค่า  $\frac{D}{\delta}$  แต่ถ้าในกรณีที่เป็นการละลายที่ถูกควบคุมด้วยผิวสัมผัส ( $\frac{D}{\delta} \gg K_s$ ) ค่า  $K$  จะลดลงจนถึงค่า  $K_s$  จากสมการนี้จะเห็นว่า อัตราการเกิดปฏิกิริยาจะแบ่งออกเป็นสองช่วงคือ อัตราการเกิดปฏิกิริยาจากผิวสัมผัส และ อัตราการเกิดปฏิกิริยาจากการแพร่



รูปที่ 4.41 ผลจากการทำ Line scanning เพื่อตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุ Sn และ Cu

นอกจากนั้นการแพร่ของโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดงซึ่งเป็นการแพร่ในสภาพของแข็งนั้น จะต้องอาศัยตัวช่วยกระตุ้นให้เกิดการแพร่ ได้แก่ ความร้อน ยิ่งมีพลังงานความร้อนมากก็จะช่วยให้เกิดอัตราการเกิดปฏิกิริยาดีขึ้น อัตราการเคลื่อนที่ของอะตอมมีความสัมพันธ์กับอุณหภูมิหรือพลังงานความร้อน ดังสมการของอาร์เรเนียส (Arrhenius) ดังสมการที่ 4.3

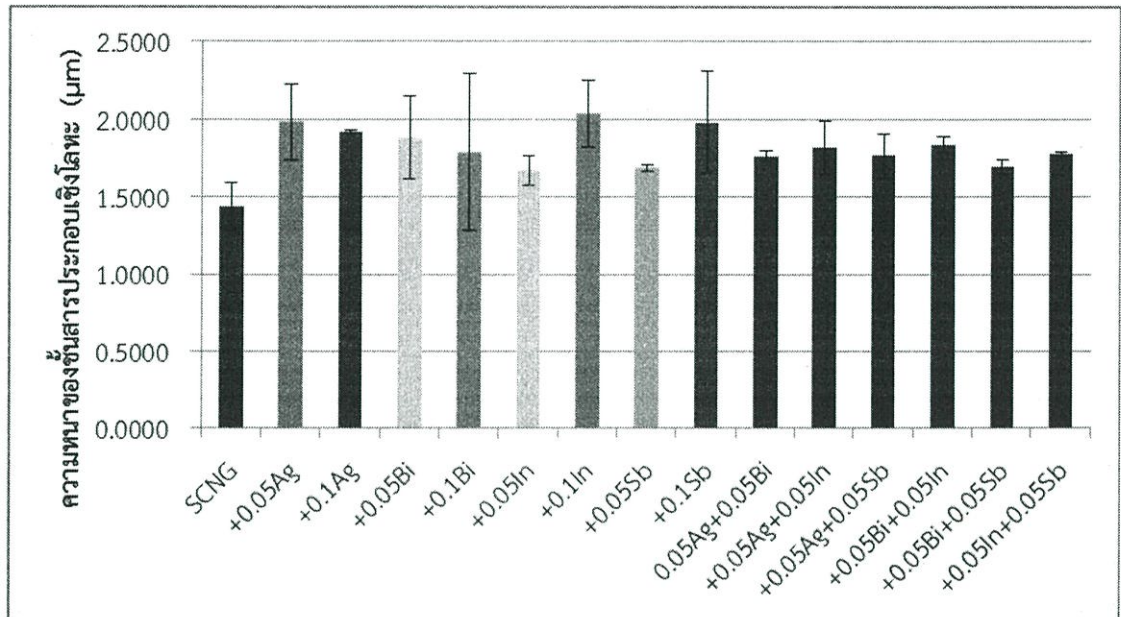
$$K = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (4.3)$$

- เมื่อ  $D_0$  คือ ค่าคงที่ของแต่ละปฏิกิริยา  
 $R$  คือ ค่าคงที่ของแก๊ส (1.987 cal/mol · k)  
 $T$  คือ อุณหภูมิสัมบูรณ์ (K)  
 $Q$  คือ พลังงานกระตุ้น หรือ พลังงานก่อกัมมันต์ ( $E_a$ ) (cal/mol)

#### 4.5.3 การเปรียบเทียบผลความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

จากการวัดความหนาเฉลี่ยของชั้นรอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นทองบริสุทธิ์ โดยใช้โปรแกรม Image-pro express ได้ผลดังรูปที่ 4.42 พบว่าความหนาของชั้นรอยต่อซึ่งเกิดเป็นสารประกอบเชิงโลหะชนิด  $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$  มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจากโลหะบัดกรีพื้นฐานชนิด Sn-0.6Cu-

0.05Ni-Ge ซึ่งสารประกอบเชิงโลหะชนิด (Cu,Ni)<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> มีคุณสมบัติที่แข็งและเปราะกว่าโลหะพื้น Sn และ Cu และความหนาที่เพิ่มขึ้นของชั้นรอยต่อไม่เป็นผลดีต่อรอยต่อในการบัดกรี เนื่องจากทำให้อายุการใช้งานของรอยต่อนั้นสั้นกว่าโลหะบัดกรี

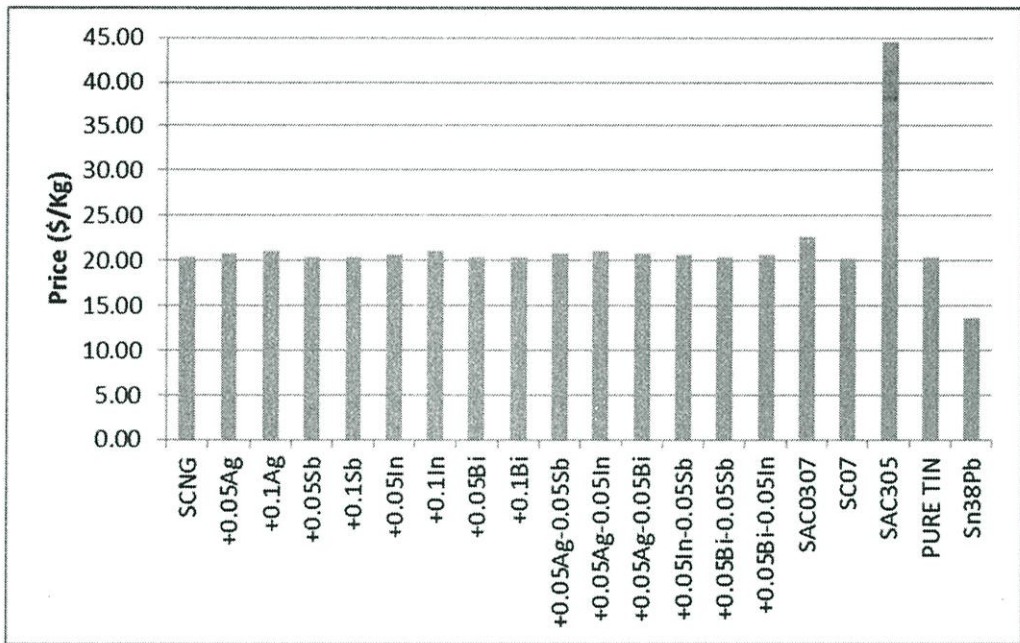


รูปที่ 4.42 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเฉลี่ยเมื่อเติมธาตุความเข้มข้นต่างๆ

สำหรับความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเฉลี่ยจากการทดลองเมื่อนำมาวาดกราฟตามรูปที่ 4.42 พบว่าเมื่อเติมธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ปริมาณธาตุละ 0.1wt.% และ 0.05wt.% สังเกตว่าชั้นงานมีแนวโน้มสูงขึ้น เช่นเดียวกับกับการเติมธาตุสองชนิดร่วมกัน เมื่อวิเคราะห์ด้วยวิธี Tukey Method พบว่าเมื่อเติมธาตุสองชนิดร่วมกัน ลงในโลหะบัดกรี SCNG ในปริมาณธาตุละ 0.05 wt.% ลงในโลหะบัดกรียังไม่พบความแตกต่างของความหนาของชั้นสารประกอบ Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> อย่างมีนัยสำคัญที่  $\alpha = 0.05$  หรือสรุปว่าการเติมธาตุเจือปริมาณเล็กน้อย (<0.01wt.%) ไม่มีผลต่อความหนาของชั้นรอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดงบริสุทธิ์สำหรับวิธีการทดลองนี้

#### 4.6 ราคาของวัตถุดิบ

เมื่อพิจารณาราคาของวัตถุดิบที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากการเติมธาตุแต่ละส่วนผสมเมื่อเปรียบเทียบกับราคาของโลหะบัดกรีชนิดต่างที่ได้จากการคำนวณราคาของสัดส่วนของธาตุแต่ละชนิด (10 ธันวาคม 2557) ได้ตามรูปที่ 4.43 พบว่า การเติม 0.1 wt.% Ag และ 0.1 wt.% In ทำให้ราคาของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น 3.97% และ 3.46% ส่วนการเติม 0.1 wt.% Bi และ 0.1 wt.% Sb ราคาใกล้เคียงกับโลหะบัดกรีพื้น เนื่องจากราคาของธาตุ Bi และ Sb มีราคาต่ำกว่าโลหะดิบซึ่งเป็นส่วนผสมหลักของโลหะบัดกรีพื้น



รูปที่ 4.43 ราคาต้นทุนของโลหะบัดกรีชนิดต่างที่ใช้ในการทดลอง

#### 4.7 การจัดลำดับ

ผลการทดลองสามารถนำมาวิเคราะห์ทางสถิติโดยใช้ ANOVA เพื่อหาความแตกต่างของค่าเฉลี่ย (Mean) โดยวิเคราะห์ความแตกต่างดังกล่าวโดยใช้ค่า ความแปรปรวน (Variance) โดยกำหนดค่า  $\alpha = 0.05$  ถ้าการทดสอบได้มีค่า P-value มากกว่า 0.05 แสดงว่าค่าเฉลี่ยของแต่ละการทดลองอย่างน้อย 1 คู่ที่ไม่เท่ากัน และผลการทดสอบคุณสมบัติเปียก คุณสมบัติต้านทานแรงดึง ความหนาของชั้นสารประกอบ ทางสถิติได้ค่า P-value ตามตารางที่ 4.5 ดังนั้นจึงสรุปว่าผลการเติมธาตุต่างๆ ส่งผลให้ อัตราส่วนการแผ่กระจาย ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด เปลี่ยนแปลงอย่างมีนัยสำคัญ ดังนั้นจึงเหลือคุณสมบัติที่สามารถนำมาจัดอันดับได้แก่ อัตราส่วนการแผ่กระจาย ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด และ คุณสมบัติทางอุณหภูมิจึงผลการจัดลำดับของแต่ละคุณสมบัติได้ตามตารางที่ 4.6 สรุปว่าการจัดลำดับคุณสมบัติโดยรวมที่มีค่าที่ดีที่สุดคือ การเติม 0.1 wt.%Bi โดยผลการจัดอันดับโดยละเอียดของแต่ละการทดสอบ อยู่ในภาคผนวกที่ ฅ.1

ตารางที่ 4.5 ผลการจัดลำดับคุณสมบัติโดยรวมของโลหะบัดกรี

Rank	Solder
1	+0.1Bi
2	+0.1Ag
3	+0.05Ag-0.05In
4	+0.05Ag-0.05Bi
5	+0.05In
6	SCNG
7	+0.1In
8	+0.05Sb
9	+0.05Bi
9	+0.05Ag-0.05Sb
9	+0.05Bi-0.05Sb
12	+0.05Bi-0.05In
13	+0.05Ag
14	+0.1Sb
15	+0.05In-0.05Sb

## สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

### 5.1 สรุปผลการทดลอง

จากการทดลองศึกษาอิทธิพลการเติมธาตุ เงิน (Ag), บิสมัท (Bi), อินเดียม (In) และ พลวง (Sb) ต่อโครงสร้างจุลภาค จุดหลอมเหลว การต้านทานแรงดึง คุณสมบัติการแผ่กระจาย และ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะบนแผ่นทองแดงของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge ในปริมาณ 0.05 wt.% และ 0.1 wt.% โดยเติมธาตุอย่างละชนิด และสองชนิดร่วมกัน สามารถสรุปได้ว่า

1. ในการศึกษาโครงสร้างของโลหะบัดกรีได้ทำการศึกษารูปร่างและขนาดของ โครงสร้างจุลภาคของเกรน พบว่าการเติม Ag ในปริมาณ 0.05 wt.% และ 0.1 wt.% ทำให้ขนาดของเฟส  $\beta$ -Sn มีขนาดใหญ่ขึ้น และ รูปร่างของเฟส  $\beta$ -Sn เปลี่ยนไป ส่วนการเติมธาตุ Bi, In และ Sb ยังคงมีรูปร่างเฟสคงเดิมและมีขนาดเล็กลง ส่วนการเติมธาตุสองชนิดร่วมกัน สังเกตได้ว่า ขนาด Primary  $\beta$  phase เปลี่ยนขนาดใกล้เคียงกัน และโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Ag หรือ Sb จะมีพื้นที่บริเวณ Eutectic กว้างมากขึ้น

2. ผลการวิเคราะห์สารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นด้วย EDX พบว่าองค์ประกอบของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นประกอบด้วยองค์ประกอบหลัก 3 ชนิดได้แก่ Ni, Cu และ Sn และเมื่อเติมธาตุ Ag, Bi, In และ Sb ทำให้มีขนาดของสารประกอบเชิงโลหะเล็กลง และพบการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอภายในเนื้อโลหะ ยกเว้นการเติม Sb ทำให้สารประกอบเชิงโลหะเกาะกลุ่มกัน

3. ผลการวิเคราะห์คุณสมบัติด้านอุณหภูมิดีได้แก่ จุดหลอมเหลวพบว่าเมื่อเติมธาตุ Ag, Bi และ In ส่งผลให้อุณหภูมิโซลิดัสมีแนวโน้มลดลงอย่างชัดเจน แต่ในทางกลับกันเมื่อเติม Sb พบว่าทั้งอุณหภูมิโซลิดัสไม่ค่อยเปลี่ยนแปลงส่วนลิกวิดัสเพิ่มสูงขึ้นเล็กน้อย ส่วนการเติมธาตุสองชนิด ส่วนช่วงการหลอมเหลวพบว่าการเติมธาตุต่างๆเพิ่มลงไปทำให้ช่วงการหลอมเหลวกว้างมากขึ้น

4. ผลการวิเคราะห์คุณสมบัติทางกล พบว่าการเติมธาตุเงิน Ag, Bi และ In ในปริมาณ 0.05 wt.% และ 0.1 wt.% จะส่งผลให้ค่าต้านทานแรงดึงสูงสุด และค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวลดลง แต่การเติมธาตุ Sb ทำให้ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดสูงขึ้นแต่ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวลดลง แต่ถ้าเปรียบเทียบค่าเฉลี่ยของทั้งสองค่าของโลหะบัดกรีพื้นฐานที่ได้รับการเติมธาตุต่างปริมาณ 0.05 และ 0.1 wt.% และเติมธาตุ 2 ชนิดร่วมกันธาตุละ 0.05 wt.% ด้วยวิธี ANOVA พบว่า ยังไม่พบความแตกต่างของค่าเฉลี่ยอย่างมีนัยสำคัญที่  $\alpha = 0.05$

5. ผลการวิเคราะห์คุณสมบัติการเปื่อยด้วยวิธีการทดสอบการแผ่กระจายพบว่า การเติม Ag, Bi และ In เพิ่มขึ้นทำให้ค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายเพิ่มขึ้น แต่ในกรณีการเติม Sb สูงขึ้นทำให้อัตราการแผ่กระจายมีแนวโน้มลดลง ส่วนการเติมธาตุ Ag, Sb, In และ Bi สองชนิดร่วมกัน พบว่ามีแนวโน้มทำให้อัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น

6. ผลการวิเคราะห์ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดงพบว่า เป็นสารประกอบ (Cu, Ni)<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> ที่องค์ประกอบต่างๆ พบว่าการเติม Ag, Bi, In และ

Sb ทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเพิ่มมากขึ้นเช่นเดียวกับการเติมธาตุสองเหล่านี้สองชนิดร่วมกัน

7. เมื่อพิจารณาคุณสมบัติโดยรวมของการเติมธาตุ Ag, Sb, In และ Bi ปริมาณ 0.05 wt.% และ 0.1%wt พบว่าคุณสมบัติทางกล ทางอุณหภูมิจุดหลอมและคุณสมบัติเปียก ไม่ต่างจากโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge มากนัก การเติมธาตุที่ให้ผลการทดสอบอยู่ในช่วงปานกลางจนถึงดี คือการเติมธาตุ Bi ที่สัดส่วน 0.1 wt.% และการเติม Ag 0.1 wt.% ที่ให้ทั้งค่าการแผ่กระจายดีขึ้น อุณหภูมิจุดหลอมเหลวลดลง ส่วนค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด เปอร์เซ็นต์การยืดและความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะใกล้เคียงกับค่าโลหะบัดกรีตั้งต้น ทั้งนี้อาจจะต้องพิจารณาถึงความเหมาะสมในเรื่องของราคาและคุณสมบัติที่ต้องการ เมื่อจัดลำดับคุณสมบัติต่างๆแล้วพบว่า การเติม 0.1 wt.%Bi ให้ค่าที่ดีที่สุด มากกว่าโลหะบัดกรี SCNG

## 5.2 ข้อเสนอแนะและแนวทางการศึกษาในอนาคต

1. การทดลองนี้ทำให้ทราบแนวโน้มของธาตุต่างๆที่มีอิทธิพลต่อโลหะบัดกรีแล้ว หากต้องการศึกษาเพิ่มเติม อาจจะเพิ่มระดับของธาตุที่เจือของส่วนผสมที่สนใจเพื่อให้ เห็นแนวโน้มอย่างชัดเจนมากขึ้น

2. ควรมีการศึกษาความสามารถของรอยต่อบนแผ่นโลหะที่สนใจ เช่น ทดสอบความถี่ การคืบ ทดสอบการดึง ทดสอบแรงเฉือน การนำไฟฟ้า ของรอยต่อ หรือทดสอบกับสภาวะการใช้งานจริง เพื่อให้ง่ายต่อการพิจารณาการเลือกใช้

3. ควรมีการศึกษาอิทธิพลเนื่องจากอัตราการเย็นตัวที่เหมาะสมสำหรับการนำไปใช้งานสำหรับโลหะบัดกรีต่อคุณสมบัติด้านต่างๆของโลหะบัดกรี

## เอกสารอ้างอิง

- [1] RoHSGuide.com “Other RoHS Green Initiatives Worldwide” [Online]. Available : <http://www.rohsguide.com/rohs-future.htm>. 2014
- [2] “ระเบียบว่าด้วยการจำกัดการใช้สารอันตรายในผลิตภัณฑ์ไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์” [Online]. Available : <http://www.barascientific.com/article/RoHS/eng.php>.
- [3] Sung, K.K. 2004. “Bi-Sn, Sn-Sb, Sn-Cu, Sn-Zn and Sn-In Solder-Based Systems and Their Properties.” Puttlitz, K.J. and Stalter, K.A. **Handbook of Lead-Free Solder Technology for Microelectronic Assemblies**. CRC Press.
- [4] Chew, K. and Kho, V. “Comparative Wetting Ability of Lead-Free Alloys” [Online]. Available <http://www.asahisolder.com/Publication/Comparative.pdf>. 2003.
- [5] ฉวีวรรณ ลีสุวรรณ์ “การศึกษาอิทธิพลของการเติมอินเดียมต่อสมบัติและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu” วิทยานิพนธ์วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ บัณฑิตวิทยาลัย, สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง. 2551.
- [6] Wang, C.H. and Shen, H.T. 2010. “Effects of Ni Addition on the Interfacial Reactions Between Sn-Cu Solders and Ni Substrate.” *Intermetallics*. 18 : 616-622.
- [7] Mizuta, S. “High Reliability Lead-free Solder SN100C(Sn-0.7Cu-0.05Ni+Ge)” [Online]. Available : [http://www.nihonsuperior.co.jp/english/tech/pdf/paper\\_HighReliabilityLead-freeSolderSN100C\\_071023.pdf](http://www.nihonsuperior.co.jp/english/tech/pdf/paper_HighReliabilityLead-freeSolderSN100C_071023.pdf). 2017.
- [8] Chada, S., Laub, W., Fournelle, R.A. and Shangguan, D. “Copper substrate dissolution in eutectic Sn-Ag Solder and its Effect on Microstructure” *Journal of Electronic Materials*. 19(10) : 1214-1221.
- [9] Sweatman, K. 2005. “Another chance for Tin-Copper as a Lead-free Solder” *Apex Special Issue*. 1-4.
- [10] K.P. Gupta, K.P. 1990. “Phase Diagrams of Ternary Nickel Alloys.” Indian Institute of Metals Press.
- [11] Yen, Y.W., Chiang, Y.C., Jao, C.C., Liaw, D.W., Lo, S.C. and Lee, C. 2011. “Interfacial Reactions and Mechanical Properties Between Sn-4.0Ag-0.5Cu and Sn-4.0Ag-0.5Cu-0.05Ni-0.01Ge Lead-Free Solders with the Au/Ni/Cu substrate.” *Journal of Alloys and Compounds*. 509(13) : 4595-4602.
- [12] Kattner, U.R. 2000. “Phase diagrams for lead-free solder alloys.” *JOM*. 54(12) : 45-51.
- [13] Huh, S.H., Kim, K.S. and Sugauma, K. 2001. “Effect of Ag addition on Microstructural and Mechanical Properties of Sn-Cu Eutectic Solder.” *Materials Transactions*. 42(5) : 739-744.

## เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [14] Liu, Y., Sun, F.L., Zhang, H.W. and Wang, Y. 2011. "Influence of Ag, Cu and Additive Bi Elements on the Thermal Property of Low-Ag SAC Solder Alloys." 72-75. In International Forum on Strategic Technology (IFOST) 6th. Heilongjiang : Harbin.
- [15] Lia, G.Y., Chen, B.L., Shi, X.Q., Stephen C.K. Wong and Wang, Z.F. 2006. "Effects of Sb Addition on Tensile Strength of Sn-3.5Ag-0.7Cu Solder Alloy and Joint." *The International Conference on Materials for Advanced Technologies Symposium H: Silicon Microelectronics : Processing to Packaging*. 504 (1-2) : 421-425.
- [16] Utracore.co.th "Product - ULTRACORE GROUPS" [Online]. Available : <http://www.ultracore.co.th/utc/mainpro.html>. 2014.
- [17] Nimmo, K. "European and International Roadmaps for Lead-free Technology" [Online]. Available : [http://www.ami.ac.uk/courses/ami4982\\_lfi/u02/resources/IPC\\_Brussels\\_2003\\_02\\_KayNimmo.pdf](http://www.ami.ac.uk/courses/ami4982_lfi/u02/resources/IPC_Brussels_2003_02_KayNimmo.pdf). 2017.
- [18] Handwerker, C., Kattner, U. and Moon, K.W. "Chapter 2: Fundamental Properties of Pb-Free Solder Alloys." [Online]. Available : [http://www.springer.com/cda/content/document/cda\\_downloaddocument/9780387324661-c1.pdf?SGWID=0-0-45-397903-p173660374](http://www.springer.com/cda/content/document/cda_downloaddocument/9780387324661-c1.pdf?SGWID=0-0-45-397903-p173660374). 2017.
- [19] Nimmo, K., "EUROPEAN AND INTERNATIONAL ROADMAPS FOR LEAD-FREE TECHNOLOGY." Available : [www.lead-free.org](http://www.lead-free.org). 2014.
- [20] Prof. Stephen A. Nelson. "Crystallization in Ternary Systems." Available : <http://www.tulane.edu/~sanelson/eens212/ternaryphdiag.htm>. 2014.
- [21] Tetsuro, N. **Copper, nickel, tin alloy**. US Patent No. 6180055, 22 November 1994
- [22] Gupta, K.P. 2000. "An Expanded Cu-Ni-Sn System (Copper-Nickel-Tin)." *Journal of Phase Equilibria*. 21(5) : 479-484.
- [23] Schmetterer, C., Flandorfer, H., Luef, CH., Kodentsov, A. and Ipser, H. 2009. "Cu-Ni-Sn: A Key System for Lead-Free Soldering." *Journal of Electronic Materials*. 38(1) :11-24.
- [24] Ventura, T., Cho, Y., Kong, C. and Dahle, A. K. 2011. "Formation of Intermetallics in Sn-0.9Cu and Sn-0.7Cu-0.08Ni Solders" *Journal of Electronic Materials*. 40(6) : 1403-1408.
- [25] Ventura, T., Gourlay, C. M., Nogita, K., Nishimura, T., Rappaz, M. and Dahle A. K. 2008. "The Influence of 0-0.1 wt.% Ni on the Microstructure and Fluidity Length of Sn-0.7Cu-xNi." *Journal of Electronic Materials*. 37(1) : 32-39.

## เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [26] Korhonen, T.M., Su, P., Hong, S.J., Korhonen, M.A. and Li, C.Y. 2000. "Reactions of Lead-Free Solders with CuNi Metallizations." *Journal of Electronic Materials*. 20(10) : 1194-1199.
- [27] Evans, J.W. 2007. "A Guide to Lead-Free Solders : Physical Metallurgy and Reliability." London : Springer Press.
- [28] Thwaites, C.J. and Barry, B.T.K. 1975. "Engineering Design Guides 07 : Soldering." London : Oxford University Press.
- [29] Kim, K.S., Huh, S.H. and Sukanuma, K. 2002. "Effects of Cooling Speed on Microstructure and Tensile Properties of Sn-Ag-Cu Alloys." *Materials Science and Engineering A*. 333(1-2) : 106-114.
- [30] Matin, M.A., Vellinga and W.P., Geers, M.G.D. 2004 "Aspects of coarsening in eutectic Sn-Pb" *Acta Materialia*. 52 : 3475-3482.
- [31] Vanyman, S., Ghosh, G. and Fine, M. E., 1998. "Effects of Palladium and Solder Aging on Mechanical and Fatigue Properties on Tin-Lead Eutectic Solder." *Journal of Electronic Materials*. 27(11) : 1223-1228.
- [32] Askeland, D.R., Fulay, P.P. and Wright, W.J. 2011 "The Science and Engineering of Materials." 6th ed. Stamford, CT : Cengage Learning Press.
- [33] Yang, P.F., Lai, Y.S., Jian, S.R. and Chen, J. 2007. "Mechanical Properties of Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>, Cu<sub>3</sub>Sn, and Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> Intermetallic Compounds Measured by Nanoindentation." 1-5. in International Conference on Electronic Packaging Technology 8th. Shanghai.
- [34] Kumar, S. and Jung, J.P. 2013. "Mechanical and Electronic Properties of Ag<sub>3</sub>Sn Intermetallic Compound in Lead Free Solders Using ab initio Atomistic Calculation." *Materials Science and Engineering B*. 178 : 10-21.
- [35] Zhu, F., Zhang, H., Guan, R. and Liu, S. 2007. "The Effect of Temperature and Strain Rate on the Tensile Properties of a Sn<sub>99.3</sub>Cu<sub>0.7</sub>(Ni) Lead-Free Solder Alloy." *Microelectronic Engineering*. 84(1) : 144-150.
- [36] Liu, Y., Sun, F.L., Yan, T.L. and Hu, W.G. 2008. "Effects of Bi and Ni Addition on Wettability and Melting Point of Sn-0.3Ag-0.7Cu Low-Ag Pb-free Solder." 1-4. in International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging. Shanghai.
- [37] Kanlayasiri, K. 2008. "Effects of In Addition on Solidus and Liquidus Temperatures, Microhardness, and Wettability of Sn-0.3Ag-0.7Cu Solder Alloy." 1-7. in International Electronics Manufacturing Technology Conference 33rd. Penang.

## เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [38] Huang, M.L. and Wang, L. 2005. "Effects of Cu, Bi, and In on Microstructure and Tensile Properties of Sn-Ag-X(Cu, Bi, In) Solders." **Metallurgical and Materials Transactions A**. 36A() : 1439-1446.
- [39] El-Daly, A.A., Hammada, A.E., Fawzy, A. and Nasrallah, D. A. 2013. "Microstructure, Mechanical Properties, and Deformation Behavior of Sn-1.0Ag-0.5Cu Solder after Ni and Sb Additions" **Materials and Design**. 43 : 40-49.
- [40] Lee, H.T., Chen, M.H., Jao, H.M. and Hsu, C.J. 2004. "Effect of Adding Sb on Microstructure and Adhesive Strength of Sn-Ag Solder Joints." **Journal of Electronic Materials**. 33(9) : 1048-1054.
- [41] Reid, M., Punch, J., Collins, M. and Ryan, C. 2008. "Effect of Ag Content on the Microstructure of Sn-Ag-Cu Based Solder Alloys." **Soldering & Surface Mount Technology**. 20(4) : 3-8.
- [42] Ju, G.K., Bi, W., Lin, F., Han, Y. and Wei, X. 2012. "The Comparative Study on Interfacial IMCs Growth of Three Cu/SnAgCu/Cu Solder Joints with Bi and Cr Additions During Thermal Aging." 194 - 199. in International Conference on Electronic Packaging Technology and High Density Packaging (ICEPT-HDP) 13th. Guilin.
- [43] Rizvi, M.J., Bailey, C., Chan, Y.C. and Lu, H. 2007. "Effect of adding 0.3 wt% Ni into the Sn-0.7 wt% Cu Solder Part I. Wetting behavior on Cu and Ni substrates." **Journal of Alloys and Compounds**. 438 (2007) : 116-121.
- [44] Tai, F., Guo, F., Xia, Z. D., Lei, Y. P., Yan, Y. F., Liu, J. P. and Shi, Y. W. 2005. "Processing and Creep Properties of Sn-Cu Composite Solders with Small Amounts of Nanosized Ag Reinforcement Additions." **Journal of Electronic Materials**. 34(11) : 1357-1362.
- [45] Mudry, S. I., Sklyarchuk, V. M., Plevachuk, Yu. O. and Yakymovych, A. S. 2010. "Viscosity of Sb-Sn Melts." **Inorganic Materials**. 46(8) : 833-835.
- [46] Hammad, A.E. 2013. "Investigation of Microstructure and Mechanical Properties of Novel Sn-0.5Ag-0.7Cu Solders Containing Small Amount of Ni." **Materials and Design**. 50 : 108-116.
- [47] DFR Solutions. 2017. "Solder Phase Coarsening, Fundamentals, Preparation, Measurement and Prediction." [Online]. Available : <http://www.dfrsolutions.com/uploads/white-papers/Solder Phase Coarsening.pdf>.
- [48] Japanese Industrial Standard. JIS Z3198-3. "Test methods for Lead-free Solders Part 3 : Methods lead-free solders for spread test." Japanese Standards Association.

## เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [49] Rizvi, M.J., Bailey, C., Chan, Y.C., Islam, M.N. and Lu, H. 2007. "Effect of adding 0.3 wt% Ni into the Sn-0.7 wt% Cu Solder Part II. Growth of Intermetallic Layer with Cu During Wetting and Aging." *Journal of Alloys and Compounds*. 438 (2007) : 122-128.
- [50] Guorlay, C.M., Read, J., Nogita, K. and Dahle, A.K. 2008. "The Maximum Fluidity Length of Solidifying Sn-Cu-Ag-Ni Solder Alloys." *Journal of Electronic Materials*. 37(1) : 51-60.
- [51] Lee, K.O., Morris Jr. J.W. and Hua, F. 2012. "Martensitic Transformation in Sn-Rich SnIn Solder Joints." *Journal of Electronic Materials*. 41(2) : 336-351.
- [52] Lee, Y.H. 2008. "Microstructure and Mechanical Properties of Sn-Ag-xNi Composite Solder" 175 - 178. in *Electronic Materials and Packaging*. Taipei.
- [53] Satyanarayan and Prabhu, K.N. 2011. "Reactive Wetting, Evolution of Interfacial and Bulk IMCs and Their Effect on Mechanical Properties of Eutectic Sn-Cu Solder Alloy." *Advances in Colloid and Interface Science*. 166 : 87-118.
- [54] El-Daly, A.A. and Hammad, A.E. 2011. "Development of High Strength Sn-0.7Cu Solders with the Addition of Small Amount of Ag and In." *Journal of Alloys and Compounds*. 509(34) : 8554-8560.
- [55] Cheng, F., Gao, F., Zhang, J., Jin, W., Xiao, X. 2011. "Tensile Properties and Wettability of SAC0307 and SAC105 Low Ag Lead-Free Solder Alloys." *Journal of Materials Science*. 46(10) : 3424-3429.
- [56] Chung, C.M. and Lin, K.L. 2003. "Effect of Microelements Addition on the Interfacial Reaction between Sn-Ag-Cu Solders and the Cu Substrate." *Journal of Electronic Materials*. 32(12) : 1427-1431.
- [57] Pandher, R. and Lawlor, T., "Effect of Silver in Common Lead-Free Alloys." [Online]. Available : [http://alpha.alent.com/~media/Files/CooksonElectronics/Effect\\_of\\_silver\\_in\\_common\\_leadfree\\_alloypaperEng042309.pdf](http://alpha.alent.com/~media/Files/CooksonElectronics/Effect_of_silver_in_common_leadfree_alloypaperEng042309.pdf). 2014.
- [58] Liu, Y., Sun F. and Liu X. 2010. "Improving Sn-0.3Ag-0.7Cu Low-Ag Lead-free Solder Performance by Adding Bi Element" 343 - 346. in *Strategic Technology (IFOST)*. Ulsan
- [59] Chin C. Lee, Pin J. Wang, and Jong S. Kim. 2007. "Are Intermetallics in Solder Joints Really Brittle?" 648-653. in *Electronic Components and Technology Conference 57th*. Nevada : Reno
- [60] Alex, C.K. So and Yan C. Chan. 1996. "Reliability Studies of Surface Mount Solder Joints-Effect of Cu-Sn Intermetallic." *IEEE Transaction. on Components Packaging and Manufacturing Technology-Part B*. 19(3) : 661-668

- [61] Shoji, Y., Uchida, S. and Ariga, T. 1981. "Dissolution of Copper Cylinder in Molten Tin under Dynamic Conditions." *Welding Research Supplement*. 01 : S19.

ภาคผนวก

ภาคผนวก ก.

บทความทางวิชาการที่ได้รับตีพิมพ์

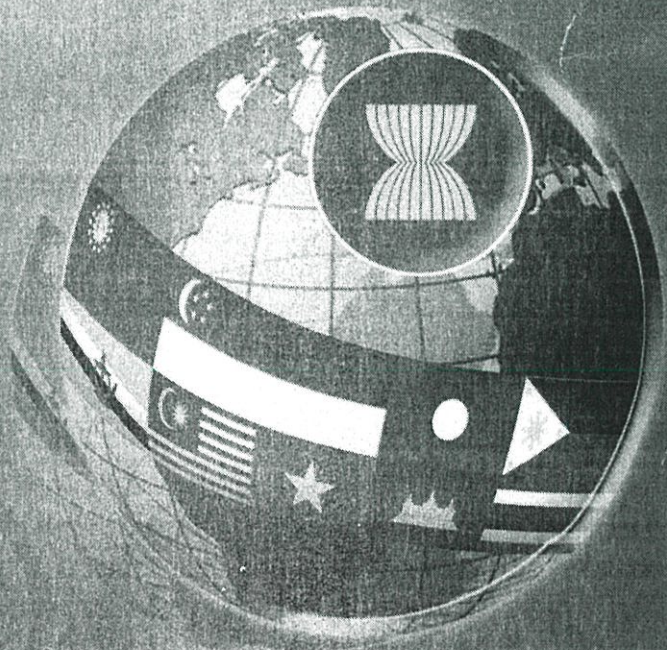
**Industrial Challenges in the ASEAN Economic Community**



# IE Network Conference 2012

การประชุมวิชาการรายงานวิศวกรรมอุตสาหกรรม  
ประจำปี 2555

เอกสารรวมบทคัดย่อ  
(Abstract Summary)



17 - 19 ตุลาคม 2555

โรงแรมมาราดิน สะอ้ง อำเภอชะอำ จังหวัดเพชรบุรี



การประชุมวิชาการเชิงนิเวศกรรมอุตสาหกรรม ประจำปี พ.ศ. 2555  
17-19 ตุลาคม 2555 ธานี เพชรบุรี

**การศึกษาอิทธิพลของธาตุ In, Bi, Sb และ Ag ต่อสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรี  
ชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge**

**An Investigation on Influence of In, Bi, Sb and Ag Addition on Physical  
Properties of Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge**

รชต คงชยาสุขวัฒน์<sup>1\*</sup> กัลยา ฝาโพน<sup>2</sup> กวรรณชัย กัลยาศิริ<sup>3</sup>

<sup>1,3</sup>สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
กรุงเทพมหานคร 10520

<sup>2</sup>บริษัท อุลตราคอร์ จำกัด 1417 หมู่ 4 ซ.ศรีบุญเรือง 1 ก.เทพารักษ์ ด.เทพารักษ์ อ.เมือง จ.สมุทรปราการ 10270  
E-mail: rachata.ko@gmail.com\*

Rachata Kongchayasukawat<sup>1\*</sup> Kanlaya Phapho<sup>2</sup> Kannachai Kantlayasin<sup>3</sup>

<sup>1,3</sup>Department of Industrial Engineering, Faculty of Engineering, King Mongkut's Institute of Technology  
Ladkrabang, Bangkok 10520

<sup>2</sup>Ultracore Co., Ltd. 1417 Moo 4, Soi Sriboonruang 1, Teprarak Rd., Tambol Teprarak, Amphur Muang,  
Samutprakarn, 10270

E-mail: rachata.ko@gmail.com\*

**บทคัดย่อ**

งานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาแนวทางในการปรับปรุงความสามารถในการบัดกรีของโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge (SCNG) ที่ใช้สำหรับการบัดกรีแบบคลื่น (Wave Soldering) ซึ่งพิจารณาความสามารถในการบัดกรีจากอัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดง โดยได้ทำการเติมธาตุ Ag, Sb, In และ Bi ปริมาณ 0.05 wt% และ 0.1 wt% ลงในโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge ที่มีค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายอยู่ที่ 74.40% และพบว่า การเติม Ag ปริมาณ 0.1 wt% มีผลให้ค่าเฉลี่ยของอัตราการแผ่กระจายเพิ่มขึ้นเป็น 75.19% ซึ่งมีค่าเท่ากับกับการเติม In หรือ Bi ปริมาณ 0.1 wt% อย่างมีนัยสำคัญที่  $\alpha = 0.1$  แต่การเติม Sb ปริมาณ 0.1 wt% ทำให้อัตราการแผ่กระจายลดลงเหลือ 73.69% ส่วนในการเติมธาตุสองชนิดร่วมกัน พบว่าการเติม Ag ร่วมกับ In ในปริมาณอย่างละ 0.05 wt% ทำให้ค่าเฉลี่ยของอัตราการแผ่กระจายสูงขึ้นเป็น 75.23% อย่างมีนัยสำคัญที่  $\alpha = 0.1$  ซึ่งสูงกว่าการเติมธาตุคู่อื่นๆ  
คำหลัก โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว สมบัติทางกายภาพ Sn-Cu-Ni-Ge ธาตุเจือ

## การศึกษาอิทธิพลของธาตุ In, Bi, Sb และ Ag ต่อสมบัติทางกายภาพของโลหะ บัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge

### An Investigation on Influence of In, Bi, Sb and Ag Addition on Physical Properties of Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge

รชต คงชยาสุขวัฒน์<sup>1\*</sup> กัลยา ฝ่าโพน<sup>2</sup> กรรณชัย กัลยาศิริ<sup>3</sup>

<sup>1,3</sup> สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
กรุงเทพมหานคร 10520

<sup>2</sup> บริษัท อุลตราคอร์ จำกัด 1417 หมู่ 4 ซ.ศรีบุญเรือง 1 ถ.เทพารักษ์ ต.เทพารักษ์ อ.เมือง จ.สมุทรปราการ 10270  
E-mail: rachata.ko@gmail.com\*

Rachata Kongchayasukawat<sup>1\*</sup> Kanlaya Phapho<sup>2</sup> Kannachai Kanlayasiri<sup>3</sup>

<sup>1,3</sup> Department of Industrial Engineering, Faculty of Engineering, King Mongkut's Institute of Technology  
Ladkrabang, Bangkok 10520

<sup>2</sup> Ultracore Co., Ltd. 1417 Moo 4, Soi Sriboonruang 1, Teprarak Rd., Tambol Teprarak, Amphur Muang,  
Samutprakarn, 10270

E-mail: rachata.ko@gmail.com\*

#### บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาแนวทางในการปรับปรุงความสามารถในการบัดกรีของโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge (SCNG) ที่ใช้สำหรับการบัดกรีแบบคลื่น (Wave Soldering) ซึ่งพิจารณาความสามารถในการบัดกรีจากอัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดง โดยได้ทำการเติมธาตุ Ag, Sb, In และ Bi ปริมาณ 0.05 wt% และ 0.1 wt% ลงในโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge ที่มีค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายอยู่ที่ 74.40% และพบว่า การเติม Ag ปริมาณ 0.1 wt% มีผลให้ค่าเฉลี่ยของอัตราการแผ่กระจายเพิ่มขึ้นเป็น 75.19% ซึ่งมีค่าเท่ากับกับการเติม In หรือ Bi ปริมาณ 0.1 wt% อย่างมีนัยสำคัญที่  $\alpha = 0.1$  แต่การเติม Sb ปริมาณ 0.1 wt% ทำให้อัตราการแผ่กระจายลดลงเหลือ 73.69% ส่วนในกรณีเติมธาตุสองชนิดร่วมกัน พบว่าการเติม Ag ร่วมกับ In ในปริมาณอย่างละ 0.05 wt% ทำให้ค่าเฉลี่ยของอัตราการแผ่กระจายสูงขึ้นเป็น 75.23% อย่างมีนัยสำคัญที่  $\alpha = 0.1$  ซึ่งสูงกว่าการเติมธาตุคู่อื่นๆ คำหลัก โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว สมบัติทางกายภาพ Sn-Cu-Ni-Ge ธาตุเจือ

#### Abstract

This research aimed to improve solderability of Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge solder (SCNG) by adding either Ag, Sb, In or Bi or a combination of two of these four elements. The solderability was considered in terms of spreading rate of the solder on copper substrate. The addition of Ag, Sb, In and Bi by either 0.05 wt% or 0.1 wt% was performed in this experiment. The original solder had spreading rate of 74.40%. It was found that the addition of 0.1 wt% Ag increases the spreading rate to 75.19% that is equal to the spreading rate of adding 0.1 wt% of In and Bi while the addition of 0.1 wt% Sb decreased spreading rate down to 73.68%. In case of adding two elements together, the addition of Ag and In each of 0.05 wt% increased the spreading

rate to 75.23% which was the highest rate among the addition of the binary alloying elements.

**Keywords:** lead-free solder alloy, physical properties, Sn-Cu-Ni-Ge, alloying elements

## 1. บทนำ

ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์โลหะบัดกรีเป็นวัสดุที่สำคัญสำหรับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ แต่เนื่องจากโลหะบัดกรีแบบเดิมที่มีส่วนผสมของตะกั่ว (Pb-containing Solder) ถูกจำกัดการใช้ในหลายประเทศเช่น สหภาพยุโรป สหรัฐอเมริกา และญี่ปุ่น สาเหตุเนื่องมาจากปัญหาสิ่งแวดล้อมและข้อจำกัดเกี่ยวกับการใช้สารอันตราย หรือ Restriction of Hazardous Substances (RoHS) จึงต้องหาวัสดุที่นำมาใช้ทดแทน [1] เพื่อปรับปรุงคุณสมบัติต่าง ๆ ให้ดีกว่าหรือเทียบเท่าโลหะบัดกรีแบบเก่าที่มีส่วนผสมของสารตะกั่วที่ถูกใช้ในการผลิตมาเป็นเวลานาน จำเป็นต้องเลือกโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่สามารถใช้กับเครื่องจักรรุ่นเก่าได้ [2] โดยแนวทางการพัฒนาคือการเติมธาตุอื่น ๆ ทดแทนตะกั่ว แต่ยังคงเลือกใช้ดีบุกเป็นธาตุตั้งต้น และได้เคยมีการศึกษาโลหะบัดกรีที่ประกอบไปด้วยธาตุ 2 ชนิด ได้แก่ Sn-Bi, Sn-Sb, Sn-Cu, Sn-Zn และ Sn-In เป็นต้น แต่เนื่องจากปัญหาทางด้านอุณหภูมิที่จุดยูเทคติกต่างจากโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของสารตะกั่วซึ่งอยู่ที่  $183^{\circ}\text{C}$  ต่อมาจึงได้พัฒนาโลหะบัดกรีที่เป็นส่วนผสมของธาตุ 3 ชนิดเช่น Sn-Bi-Ag, Sn-Bi-Cu, Sn-Ag-Cu และ Sn-Ag-Sb [3-5] ซึ่งโลหะบัดกรีที่นิยมใช้กันมากได้แก่ Sn-Ag-Cu ซึ่งเป็นโลหะบัดกรีที่มีความแข็งแรงสูง และมีความสามารถในการบัดกรีที่ดีซึ่งใช้ในการบัดกรีแบบคลื่น (Wave Soldering) แต่เนื่องจากโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Ag พบการแตกร้าวของโลหะบัดกรีเมื่อได้รับความเค้นอย่างต่อเนื่อง [6] และผิวรอยบัดกรีขุ่นมัวอีกทั้งผลกระทบต่อด้านราคาของ Ag ที่มีแนวโน้มสูงขึ้นอย่างต่อเนื่องซึ่งสวนทางกับราคาอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ที่มีราคาถูกลงและมีการแข่งขันเรื่องราคาสูง ทำให้มีความจำเป็นที่จะต้องหาวัสดุทดแทน จึงได้มีการพัฒนาโลหะบัดกรี Sn-Cu แต่เนื่องจากปัญหาทางด้านจุดหลอมเหลวสูงกว่าและยังเกิดปัญหาจากลายทองแดงบนแผ่นอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์สามารถละลายลงไปพร้อมกับโลหะบัดกรี ดังนั้นจึงมีการเติมธาตุ Ni [7] ลงไปช่วยลดการละลายของทองแดงและยังมีการพัฒนาโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu-Ni โดยการเติม Ge ลง

ไปเพื่อช่วยลดการเกิดขี้ตะกั่ว (Dross) [8] ซึ่งจำเป็นอย่างมากในการช่วยลดปริมาณขี้ตะกั่วในอ่างโลหะบัดกรีขณะทำการบัดกรีแบบคลื่นและยังช่วยให้ความสามารถในการบัดกรีดีขึ้น จึงได้เริ่มมีการพัฒนาโลหะบัดกรีชนิด Sn-Cu-Ni-Ge แต่ยังมีข้อเสียเรื่องอุณหภูมิหลอมเหลวสูง ความสามารถในการบัดกรีต่ำเมื่อเทียบกับโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของตะกั่ว เคยมีการนำธาตุได้แก่ In, Bi, Sb และ Ag เติมเข้าไปเพื่อแก้ไขปัญหานั้น [9-11] จึงเป็นจุดประสงค์ของการศึกษาในบทความนี้เพื่อตรวจสอบคุณสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรี Sn-Cu-Ni-Ge เมื่อเติมธาตุ Ag, Sb, In และ Bi ในปริมาณ 0.05wt% และ 0.1wt% อีกทั้งการเติมธาตุสองชนิดพร้อมกันชนิดละ 0.05wt% แล้วศึกษาความสามารถในการบัดกรีบนแผ่นทองแดงเปรียบเทียบกับการแผ่กระจายกับโลหะบัดกรี SAC0307, SAC305 และ SC07 เพื่อใช้เป็นแนวทางในการพัฒนาโลหะบัดกรีชนิดใหม่ต่อไป

## 2. ขั้นตอนการทดลอง

การผสมโลหะบัดกรีพื้นฐานที่มีส่วนผสมหลัก 4 ชนิดของ Sn-Cu-Ni-Ge ถูกผสมจากแท่งโลหะดีบุกความบริสุทธิ์ 99.9 เปอร์เซ็นต์ แท่งสารประกอบดีบุก-ทองแดง 15 เปอร์เซ็นต์ แท่งสารประกอบดีบุก-นิกเกิล 2 เปอร์เซ็นต์ และก้อนเจอเมเนียม 99.9 เปอร์เซ็นต์ ลงในเบ้าหลอมที่อุณหภูมิ 300 องศาเซลเซียสใช้ระยะเวลา 30 นาทีแล้วจึงเทใส่แม่พิมพ์แล้วนำไปตรวจสอบด้วยเครื่อง Optical emission spectroscopy เพื่อตรวจสอบปริมาณธาตุต่างๆในชิ้นงานให้มีส่วนผสมตามที่กำหนด Sn-0.6Cu-0.05Ni-0.005Ge จากนั้นจึงนำไปผสมธาตุ Ag, Sb, In และ Bi ตามการทดลองเพื่อนำไปทดสอบต่อไป

### 2.1 การทดสอบการแผ่กระจาย (Spread test)

วิธีการทดสอบการแผ่กระจายเป็นวิธีที่ใช้สำหรับการประมาณค่าความสามารถในการเชื่อมประสาน (wettability) อีกวิธีหนึ่ง โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วจะถูกหล่อลงในเบ้าหลอมเป็นแผ่นวงกลมเส้นผ่านศูนย์กลางขนาด 6.55 มิลลิเมตรหนา 1.6 มิลลิเมตร โดยวัสดุฐานที่ใช้

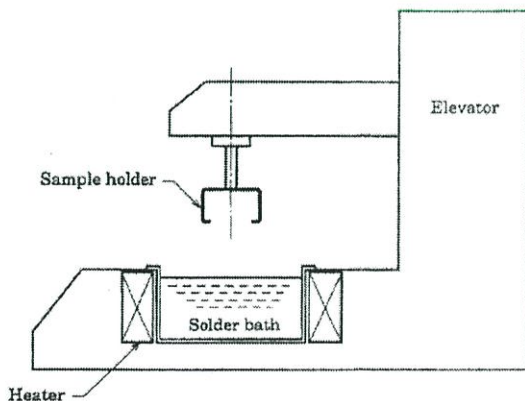
ทดสอบคือแผ่นทองแดงขนาด 30×30 ตารางมิลลิเมตร ที่ผ่านอบที่อุณหภูมิ 100 °C ระยะเวลา 2 นาที ติดตั้งแผ่นทองแดงบนแท่นจุ่มตามรูปที่ 1 วางแผ่นโลหะบัดกรีไว้สารตะกั่วบนแผ่นทองแดง โดยใช้ฟลักซ์ชนิด RMA PF25C โดยมีค่าฮาไลด์ (Halide) 0.05% ของบริษัทอุลตราคอร์ (Ultracore Co.,Ltd) ลงบนแผ่นทองแดงปริมาณ 0.02 มิลลิกรัม เลื่อนตัวยึดลงมาจากสัมผัสกับผิวอ่างโลหะบัดกรี หลอมเหลวที่อุณหภูมิ 260 °C โดยค้างอยู่ที่ตำแหน่งนั้น ระยะเวลา 10 วินาทีที่เริ่มนับจากเมื่อโลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดงเริ่มหลอมเหลว จากนั้นยกชิ้นงานทดสอบขึ้นจากอ่างโลหะบัดกรีแล้วปล่อยให้เย็นที่อุณหภูมิห้อง แล้วจึงนำไปล้างฟลักซ์ด้วยเอทานอล ลักษณะของชิ้นงานที่จะนำมาทำการวัดควรจะมีลักษณะเป็นวงกลม และการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีต้องไม่ใกล้เคียงกับฟลักซ์มากเกินไป เพราะจะทำให้การแผ่กระจายไม่เป็นไปอย่างอิสระ ซึ่งผลที่ได้จะนำมาคำนวณจากสมการที่ 1 เพื่อหาอัตราการแผ่กระจาย

$$S_r = \frac{D-H}{D} \times 100 \quad (1)$$

โดยที่  $S_r$  คืออัตราการแผ่กระจาย  $H$  คือความสูงของโลหะบัดกรีที่แผ่กระจาย  $D$  คือเส้นผ่านศูนย์กลางเมื่อโลหะบัดกรีที่ถูกทดสอบเป็นวงกลมเมื่อ

$$D = 1.24V^{1/3} \quad (2)$$

โดยที่  $V$  คือน้ำหนัก/ความหนาแน่นของตัวอย่างโลหะบัดกรีที่ใช้ทดสอบ



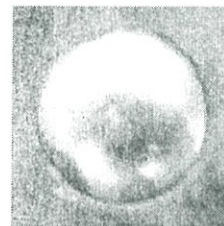
รูปที่ 1 โครงสร้างเครื่องทดสอบการกระจายตัว



รูปที่ 2 ก) ชิ้นงานก่อนผ่านกระบวนการทดสอบการแผ่กระจาย และ ข) ชิ้นงานหลังจากผ่านกระบวนการทดสอบการแผ่กระจาย

ตารางที่ 1 แสดงค่าอัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี

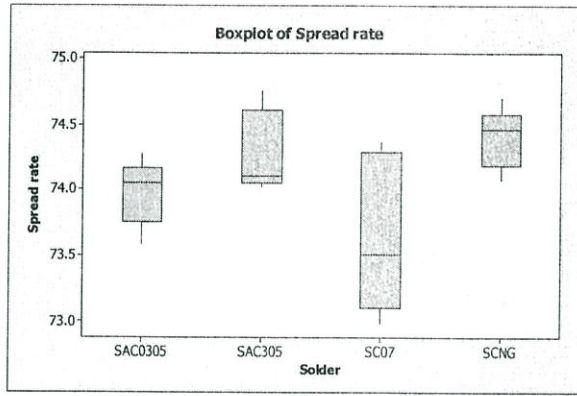
การทดลอง	โลหะบัดกรี	อัตราแผ่กระจาย (%)
1	Sn-0.6Cu-0.05Ni-0.005Ge (SCNG)	74.40
2	SCNG+0.05Ag	74.83
3	SCNG+0.1Ag	75.19
4	SCNG+0.05Sb	74.11
5	SCNG+0.1Sb	73.69
6	SCNG+0.05In	74.94
7	SCNG+0.1In	75.18
8	SCNG+0.05Bi	74.86
9	SCNG+0.1Bi	75.10
10	SCNG+0.05Ag-0.05Sb	74.80
11	SCNG+0.05Ag-0.05In	75.23
12	SCNG+0.05Ag-0.05Bi	74.93
13	SCNG+0.05Sb-0.05In	74.71
14	SCNG+0.05Sb-0.05Bi	74.61
15	SCNG+0.05In-0.05Bi	74.92
16	SAC0307	73.98
17	SC07	73.75
18	SAC305	74.29



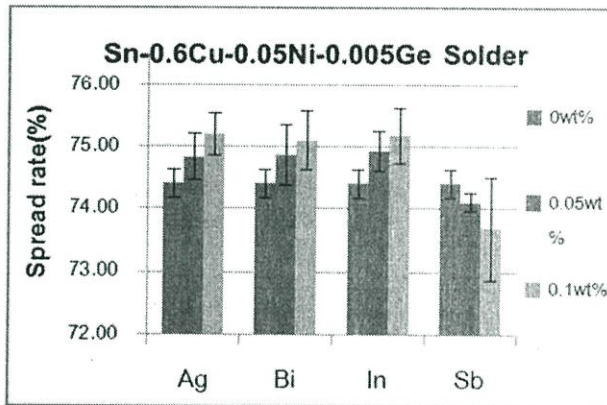
รูปที่ 3 ลักษณะการแผ่กระจายของชิ้นงานทดสอบ

### 3. ผลการทดลองและอภิปราย

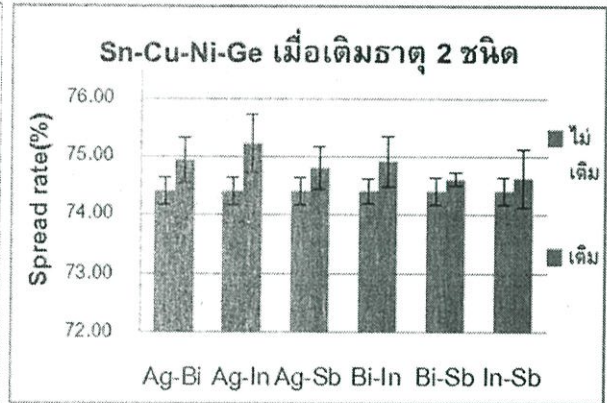
จากการทดลองวัดค่าอัตราการแผ่กระจายจากการเติมธาตุ 1 ชนิดลงในโลหะบัดกรีพื้นฐาน ปริมาณ 0.05wt% และ 0.1wt% โดยการทำการทดลองซ้ำ 5 ครั้ง เพื่อนำมาหา ค่าเฉลี่ยได้ผลดังตารางที่ 1 โดยตัวอย่างลักษณะการแผ่กระจายตามรูปที่ 3 และลักษณะของผิวชิ้นงานเมื่อสังเกตด้วยตาเปล่าพบว่าลักษณะการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดงมีลักษณะเป็นวงกลมโดยจะสามารถสังเกตได้ว่าผิวของโลหะบัดกรีมีส่วนผสมของ Ag มีผิวที่ขุ่นมัวกว่าเนื่องจาก เกิดสารประกอบของดีบุกและเงินมีผิวที่หยาบกว่าและการเติม Ag ทำให้ความเหนียวลดลงซึ่งเป็นสาเหตุที่ทำให้เกิดรอยแตกเมื่อได้รับความล้าเนื่องจากอุณหภูมิเป็นระยะ



ก)



ข)



ค)

รูปที่ 4 ก) อัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี ข) เมื่อเติมธาตุ 1 ชนิดลงในโลหะบัดกรีพื้นฐาน ค) เมื่อเติมธาตุ 2 ชนิดพร้อมกันลงในโลหะบัดกรีพื้นฐาน

เวลานาน [6] เมื่อนำค่าที่ได้มาสร้างกราฟตามรูปที่ 4ก) เพื่อเปรียบเทียบค่าอัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี SAC0307, SAC305 และ SC07 กับโลหะบัดกรีพื้นฐาน SCNG เมื่อวิเคราะห์ด้วยวิธี Tukey Method พบว่าโลหะบัดกรี SCNG มีค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายบนแผ่นทองแดงอยู่ที่ 74.40% เท่ากับ SAC305 อย่างมีนัยสำคัญที่  $\alpha = 0.1$  และมีค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายมากกว่าโลหะบัดกรีชนิด SC07 และ SAC0305 ซึ่งมีอัตราการแผ่กระจายอยู่ที่ 73.75% และ 74.09% ตามลำดับ

เมื่อเปรียบเทียบการเติมธาตุ Ag, Sb, In และ Bi เพียงอย่างละ 1 ชนิด ได้ค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายตามรูปที่ 4ข) พบว่าการเติม Ag, Bi และ In เพิ่มขึ้นทำให้ค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายเพิ่มขึ้น ในกรณีการเติม Ag ปริมาณ 0.1wt% พบว่ามีผลทำให้ค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายเพิ่มขึ้นเป็น 75.19% ซึ่งให้ผลเช่นเดียวกับการเติม In และ Bi ปริมาณ 0.1wt% อย่างมีนัยสำคัญที่  $\alpha = 0.1$  แต่ในกรณีการเติม Sb สูงขึ้นทำให้อัตราการแผ่กระจายมีแนวโน้มลดลง จากการทดลองเติม 0.1wt%Sb

อัตราการแผ่กระจายลดลงเหลือ 73.69%

ส่วนการเปรียบเทียบอัตราการแผ่กระจายเมื่อทดลองการเติมธาตุ Ag, Sb, In และ Bi สองชนิดร่วมกัน ปริมาณอย่างละ 0.05wt% เมื่อพิจารณาจากรูปที่ 4ค) พบว่ามีแนวโน้มทำให้อัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งการเติม Ag ร่วมกับ In ทำให้ค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายสูงขึ้นเป็น 75.23% อย่างมีนัยสำคัญที่  $\alpha = 0.1$

#### 4. สรุป

โลหะบัดกรีที่ใช้ในการวิจัยนี้คือ Sn-0.6Cu-0.05Ni-0.005Ge (SCNG) ซึ่งมักจะถูกนำไปใช้สำหรับการบัดกรีแบบคลื่น โดยนำมาเปรียบเทียบการแผ่กระจายกับโลหะบัดกรี SAC0307, SAC305 และ SC07 อีกทั้งยังเปรียบเทียบอัตราการแผ่กระจายเมื่อเติมธาตุ Ag, Sb, In และ Bi ปริมาณ 0.05wt% และ 0.1wt% จำนวนหนึ่งชนิดและจำนวนสองชนิดพร้อมกันที่อุณหภูมิ 260 °C จากการทดลองสามารถสรุปได้ดังต่อไปนี้

- 1.) อัตราการแพร่กระจายของโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge มีค่าเฉลี่ยสูงกว่าโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu ซึ่งหมายความว่า การเติม Ni เพียง 0.05wt% และ Ge ปริมาณ 0.005wt% มีผลทำให้อัตราการแพร่กระจายเพิ่มขึ้น เทียบเท่ากับโลหะบัดกรี SAC305 ซึ่งมีราคาสูงกว่า
- 2.) การเติมธาตุ Ag, Sb, In และ Bi เพียงหนึ่งชนิดลงในโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge ปริมาณเล็กน้อยก็สามารถเปลี่ยนแปลงสามารถในการบัดกรี โดยพบว่าการเติม Ag, In, และ Bi เพิ่มขึ้นในปริมาณที่เท่ากันมีผลทำให้อัตราการแพร่กระจายเพิ่มขึ้นใกล้เคียงกัน แต่ในทางกลับกันการเติมธาตุ Sb สูงขึ้นยิ่งส่งผลให้อัตราการแพร่กระจายลดลงมากขึ้น สาเหตุที่อาจจะมาจากความหนืดที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากจุดหลอมเหลวที่สูงขึ้น [Sn-Sb Phase diagram] เมื่อโลหะบัดกรีเติม
- 3.) การเติมธาตุ Ag, Sb, In และ Bi สองชนิดร่วมกันในโลหะบัดกรี Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge พบว่าค่าเฉลี่ยอัตราการแพร่กระจายเพิ่มขึ้น โดยเฉพาะการเติมธาตุ Ag ร่วมกับ In ทำให้ค่าอัตราการแพร่กระจายเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนมากที่สุด
- 4.) จากการทดลองหาค่าอัตราการแพร่กระจายของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge พบว่าส่วนผสมที่เหมาะสมสำหรับการนำไปพัฒนาเพื่อใช้สำหรับการบัดกรีแบบคลื่น ได้แก่ การเติม Ag, In และ Bi ที่ปริมาณธาตุละ 0.1wt% และการเติมธาตุ Ag ร่วมกับ In ธาตุละ 0.05wt% โดยจะต้องพิจารณาคูณสมบัติด้านอื่นๆ เพื่อช่วยในการตัดสินใจต่อไป

#### กิตติกรรมประกาศ

ขอขอบคุณ บริษัท อุลตราคอร์ จำกัด เป็นอย่างสูงที่ช่วยให้คำแนะนำ สนับสนุนเครื่องมือ อุปกรณ์ และวัสดุที่ใช้ในงานวิจัย

#### เอกสารอ้างอิง

- [1] TMEC. 2007. สารสำคัญของระเบียบ WEEE & RoSH.
- [2] Sung, K.K. 2004. Bi-Sn, Sn-Sb, Sn-Cu, Sn-Zn and Sn-In Solder-Based Systems and Their Properties, IBM Corporation, Yorktown Heights,

New York, U.S.A.

- [3] Kaihwa, C., Vincent, K. and Jennie, S.H. 2003. Comparative Wetting Ability of Lead-Free Alloys, Singapore Asahi Chemical & Solder Ind. Pte. Cleveland.
- [4] Mahmudi, R. and Mahin-Shirazi, S. 2011. Effect of Sb addition on the tensile deformation behavior of lead-free Sn-3.5Ag Solder alloy, Materials and Design, 32: 5027-5032.
- [5] จีวีวรรณ ลิมสุวรรณ. 2551. การศึกษาอิทธิพลของอินเดียมต่อคุณสมบัติและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu. วิทยานิพนธ์ วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง.
- [6] Santoshi, M. High Reliability Lead-free Solder SN100C (Sn-0.7Cu-0.005Ni+Ge), Overseas Business Development Dept., Nihon Superior Co.,Ltd.
- [7] Chada, S., Laub, W., Fournelle, R.A. and Shangguan, D. 2000. Copper substrate dissolution in eutectic Sn-Ag Solder and its Effect on Microstructure, J. Electronic Mater, 30: 45-52.
- [8] Yen, Y.W., Chiang, Y.C., C., Joe, C.C., Liaw, D.W., Lo, S.C. and Lee, C. 2011. Interfacial reaction and mechanical properties between Sn-4.0Ag-0.5Cu and Sn-4.0Ag-0.5Cu-0.005Ni-0.01Ge lead-free solder with the Au/Ni/Cu substrate, J. Alloy and compound, 509: 4595-4602
- [9] Pandher, R. and Lowlor, T. Effect of Silver in common lead-free Alloy, Cookson Electronics Assembly Materials, South Plainfield 109 Corporate Blvd., N.J.
- [10] Handwerker, C., Lafayette, W., Kattner, U. and Moon, K.W. Chapter 2: Fundamental Properties of Pb-Free Solder Alloys, Purdue University, West Lafayette, Indiana, U.S.A., National Institute of Standards and Technology (NIST), Gaithersburg, Maryland, U.S.A.

- [11] Yamashita et al. 2001. United States Patent, Patent No. US 6,179,935 B1, Fuji Electric Co., Ltd., Kanagawa, Japan.
- [12] Japanese Standards Association, 2003. Test methods for lead-free solder – Part 3 : Methods for spread test, JIS Z 3198-3

ภาคผนวก ข.

ปริมาณสัดส่วนของธาตุในโลหะบัดกรีที่ได้จากการตรวจสอบ OES

Program: Sn-15 NP303&T		12873/01		17/07/2012 10:53:20																	
Comment: Sn-Orientation				Elements: Concentration																	
Average (n=2)																					
Sample Name	SC07																				
Lot No.																					
Raw Mat																					
Quantity																					
x	99.3	Sn %	0.0348	Sb %	0.0033	Cu %	0.607	Bi %	0.0138	Zn %	0.0004	Fe %	0.0077	Al %	0.0006	As %	0.0104	Ag %	0.0119	Cd %	<0.0001
x	0.0020	Ni %		Au %	0.0001	In %	0.0028	P %	0.0004												

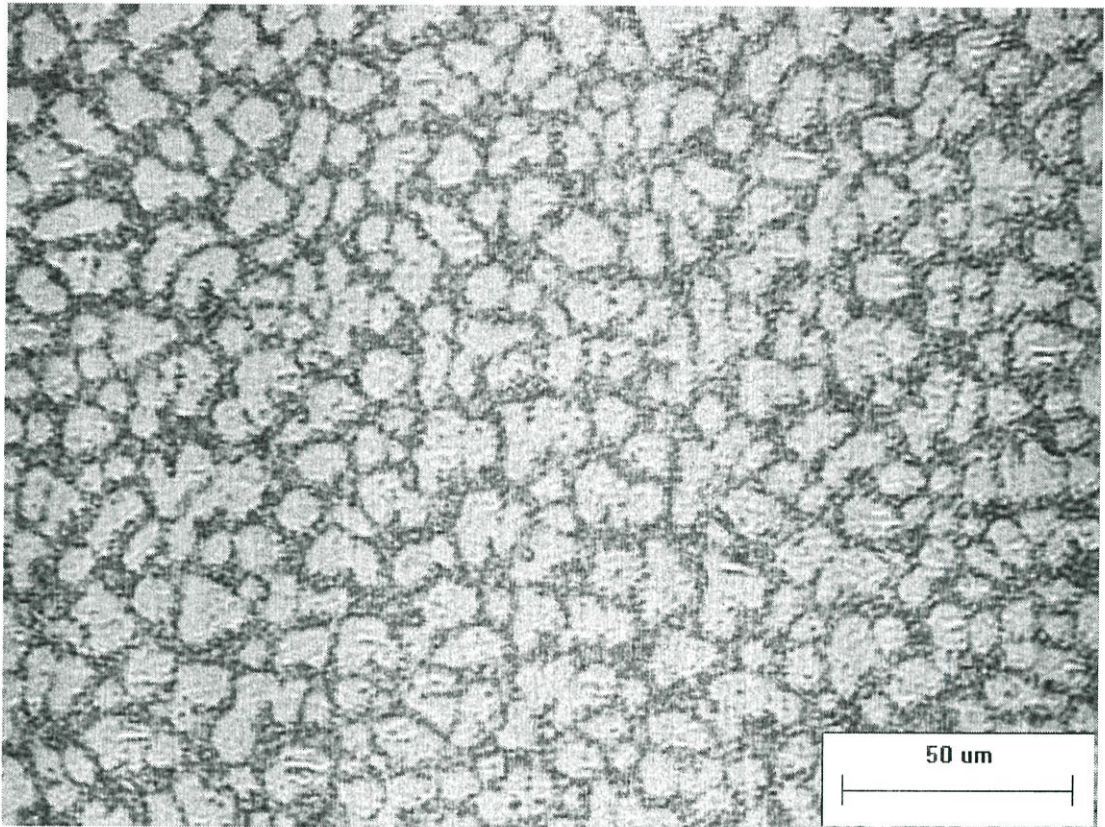
รูปที่ ข1 ตัวอย่างใบแสดงส่วนผสมของโลหะบัดกรี

ตารางที่ ข.1 แสดงส่วนผสมของโลหะบัดกรีที่ใช้ในการทดลอง

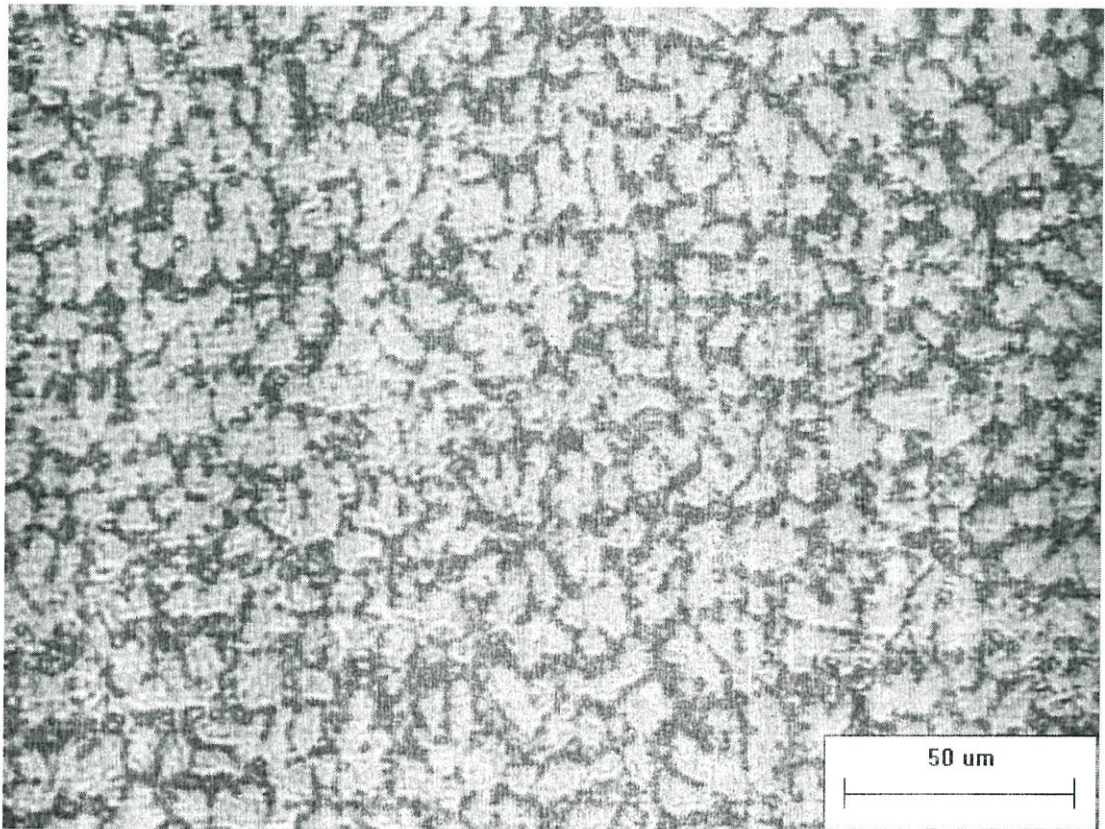
No.	Composite	% Composition, Tested(ทดสอบได้จริง)							
		Sn	Cu	Ni	Ge	Ag	Sb	In	Bi
1	SCNG	99.30	0.580	0.0534	0.0044	0.0010	0.0058	0.0036	0.0034
2	+0.05Ag	99.20	0.633	0.0469	0.0050	0.0586	0.0067	0.0042	0.0051
3	+0.1Ag	99.20	0.602	0.0474	0.0056	0.1093	0.0070	0.0042	0.0060
4	+0.05Bi	99.30	0.588	0.0543	0.0051	0.0010	0.0554	0.0043	0.0055
5	+0.1Bi	99.20	0.574	0.0498	0.0074	0.0010	0.1283	0.0040	0.0038
6	+0.05In	99.30	0.590	0.049	0.0058	0.0010	0.0056	0.0494	0.0027
7	+0.1In	99.20	0.628	0.0498	0.0105	0.0010	0.0039	0.0951	0.0011
8	+0.05Sb	99.20	0.659	0.0542	0.006	0.0010	0.0042	0.0027	0.0518
9	+0.1Sb	99.30	0.571	0.0422	0.0062	0.0010	0.0037	0.0025	0.0977
10	+0.05Ag-0.05Bi	99.20	0.569	0.0546	0.0055	0.0469	0.0532	0.0025	0.0013
11	+0.05Ag-0.05In	99.20	0.585	0.0538	0.0036	0.0474	0.0040	0.0525	0.0010
12	+0.05Ag-0.05Sb	99.20	0.618	0.0457	0.0034	0.0475	0.0043	0.0026	0.0520
13	+0.05Bi-0.05In	99.20	0.598	0.0557	0.004	0.0010	0.0496	0.0518	0.0024
14	+0.05Bi-0.05Sb	99.30	0.559	0.0541	0.0049	0.0010	0.0545	0.0025	0.0463
15	+0.05In-0.05Sb	99.20	0.587	0.0486	0.0054	0.0010	0.0039	0.0536	0.0528
16	SAC0307	99.00	0.6220	0.0006		0.3660	0.0057	0.0019	0.0139
17	SC07	99.30	0.6070	0.0020		0.0119	0.0033	0.0028	0.0138
18	SAC305	96.50	0.4920	0.0001		2.9800	0.0094	0.0012	0.0128

ภาคผนวก ค.

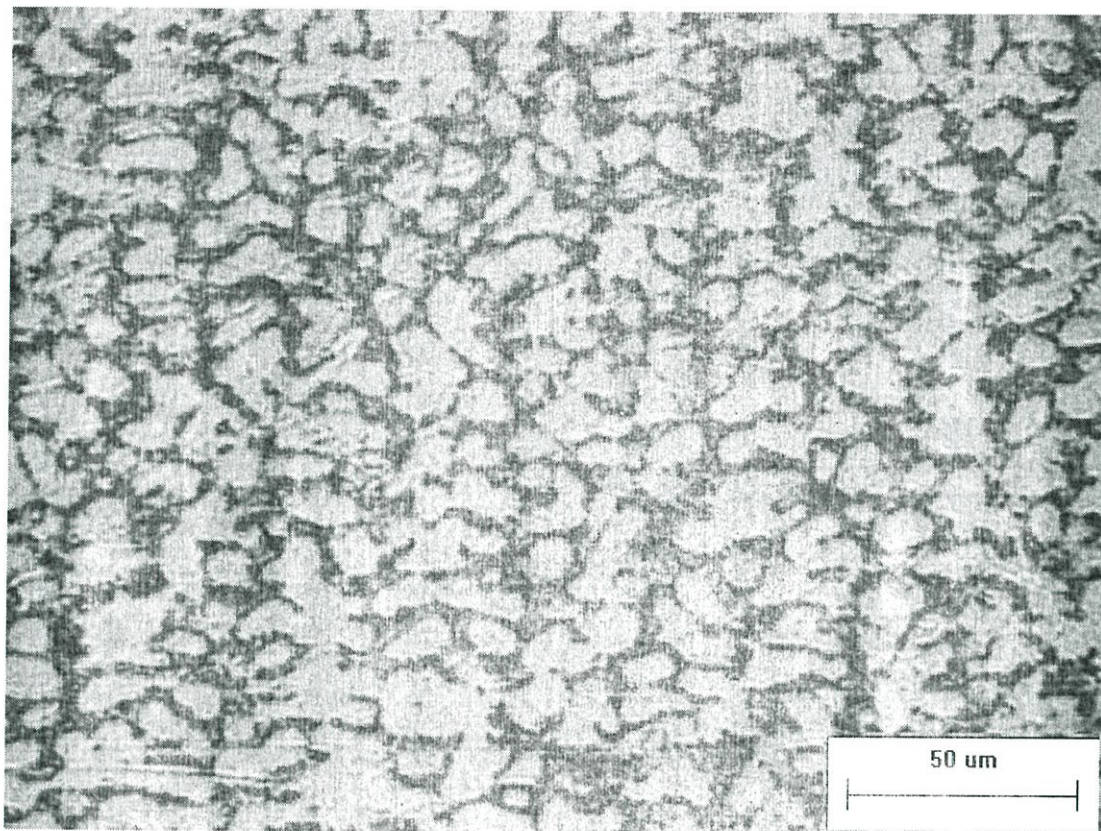
โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง และการวัดขนาดเกรน



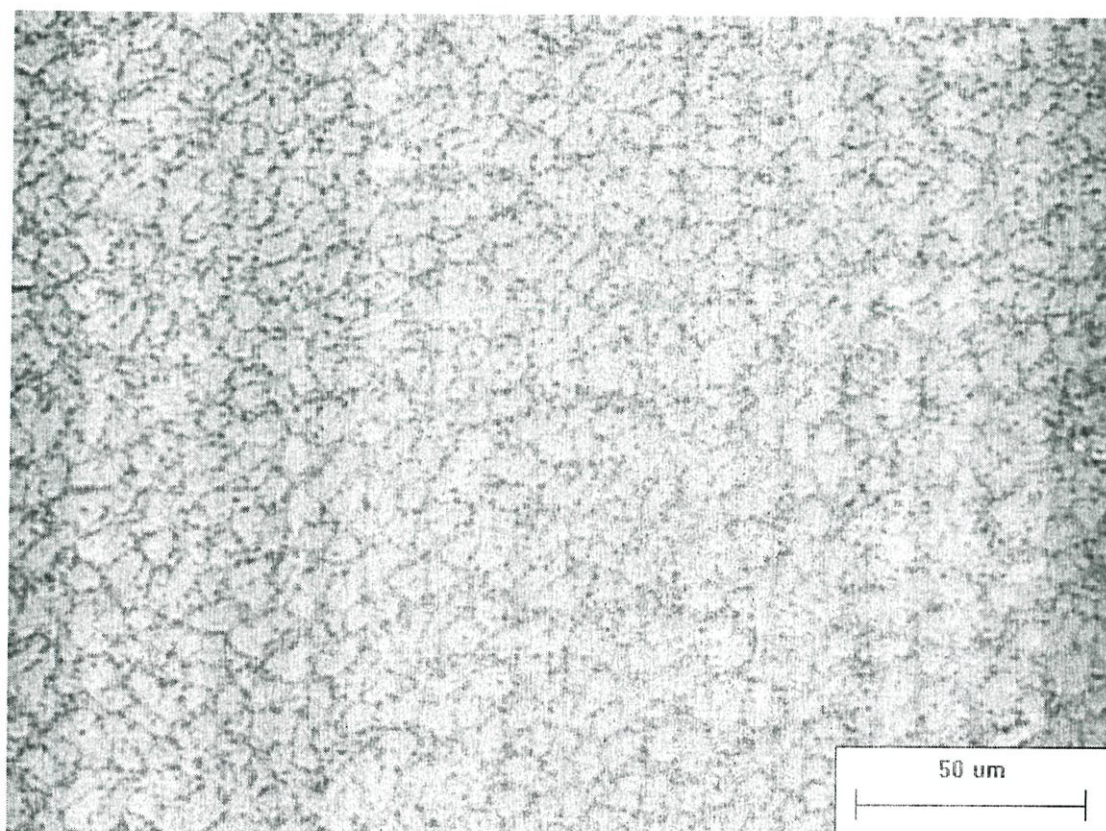
ภาพที่ ค.1 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG



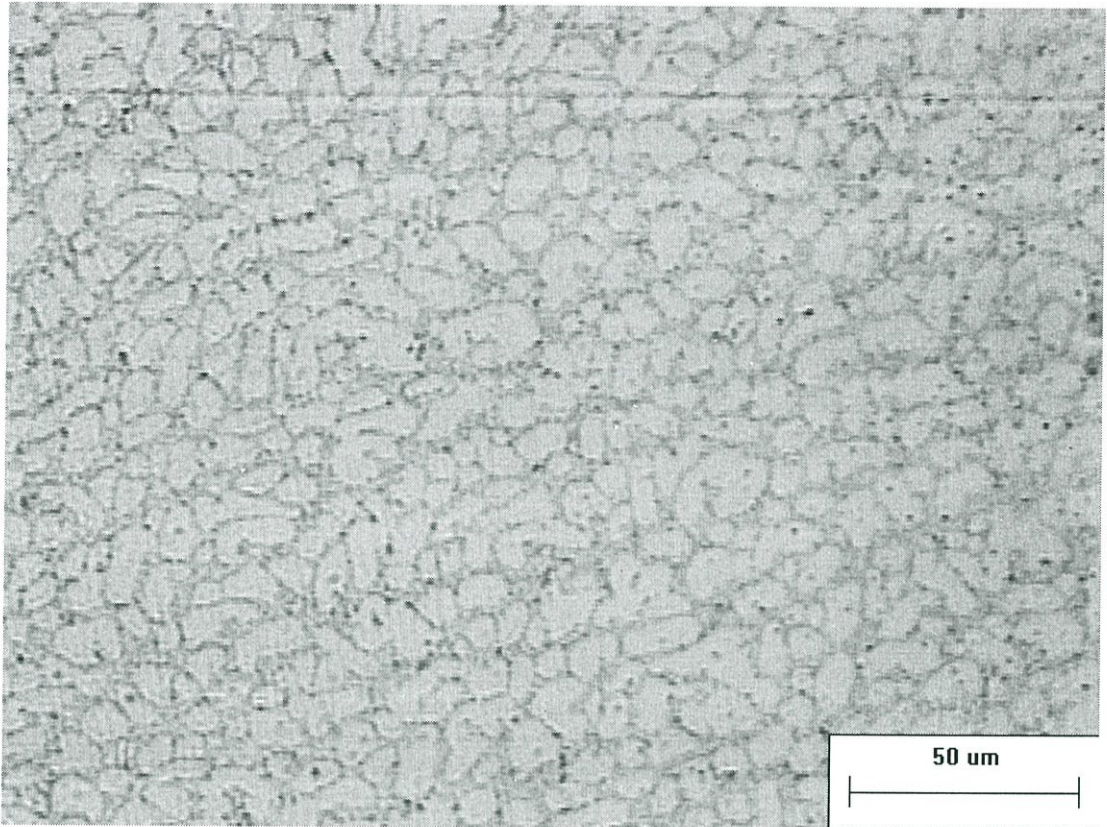
ภาพที่ ค.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag



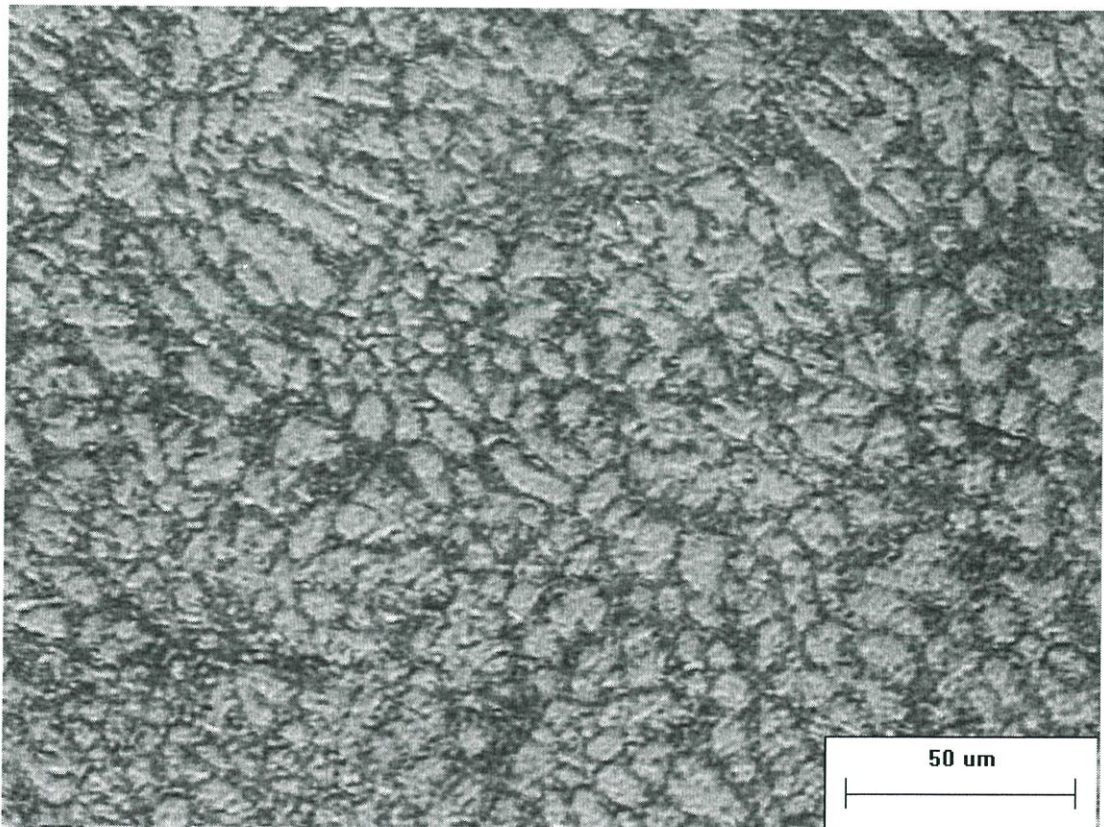
ภาพที่ ค.3 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Ag



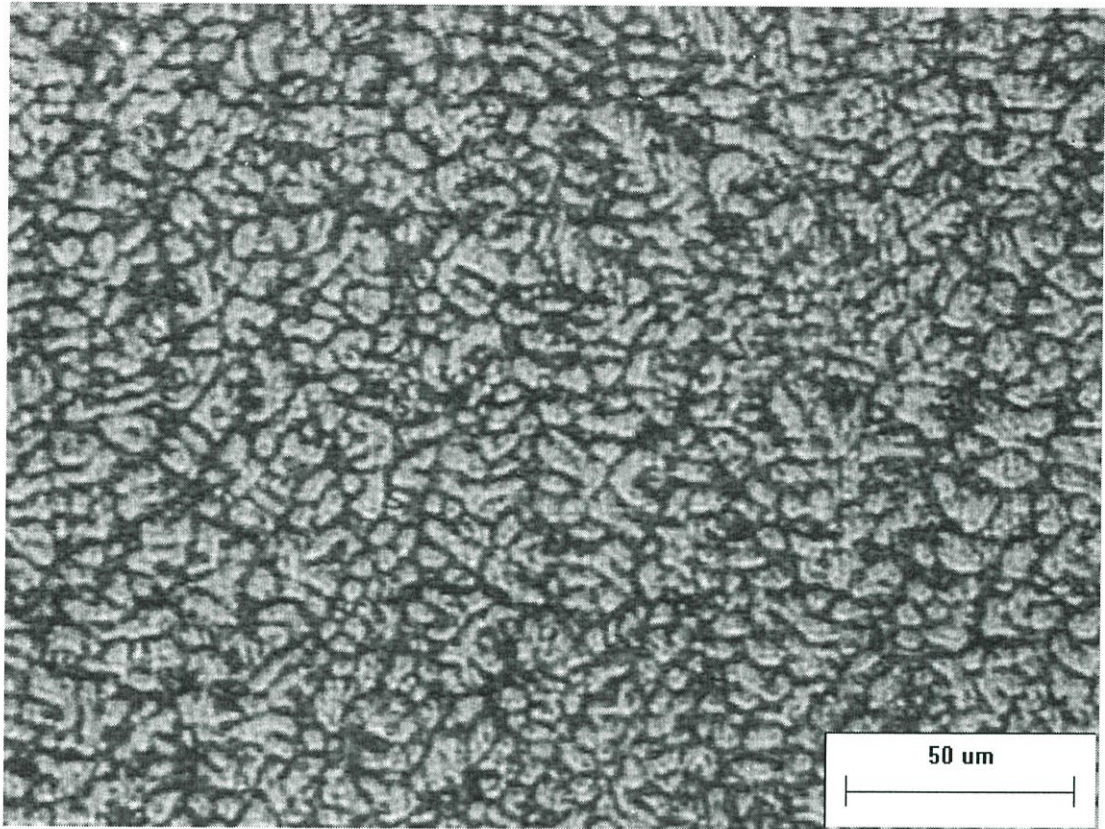
ภาพที่ ค.4 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi



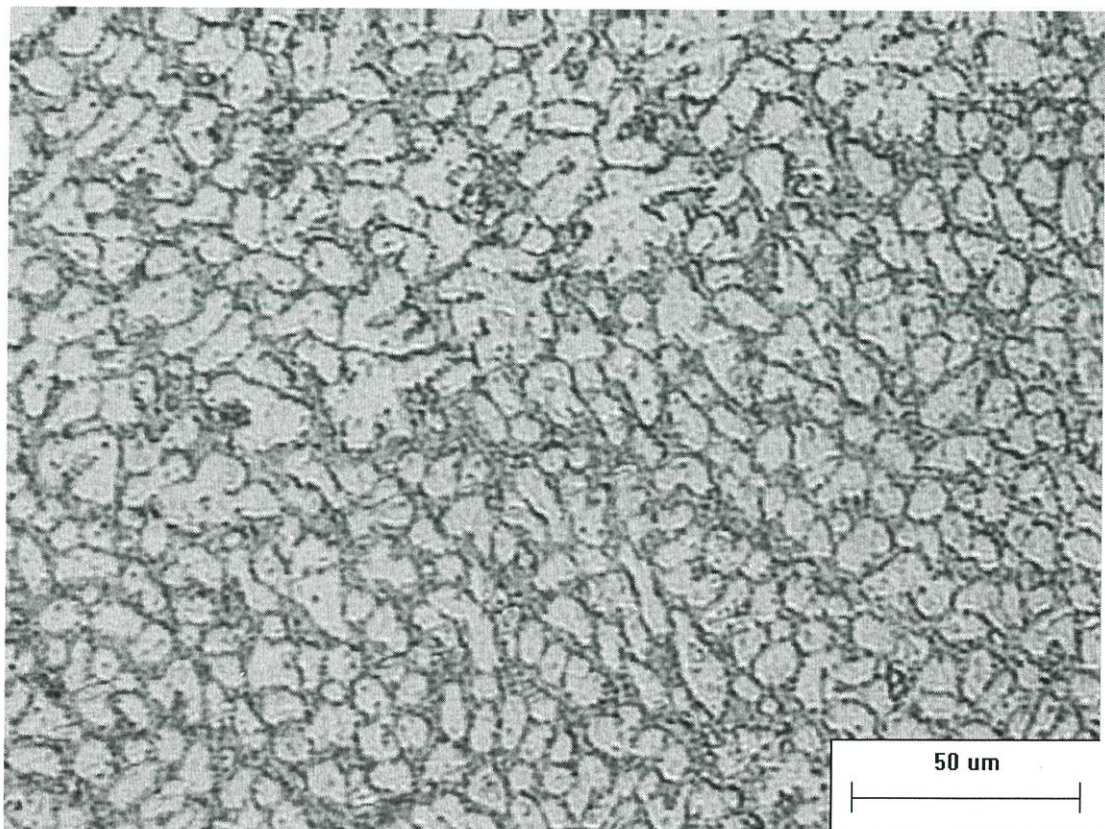
ภาพที่ ค.5 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Bi



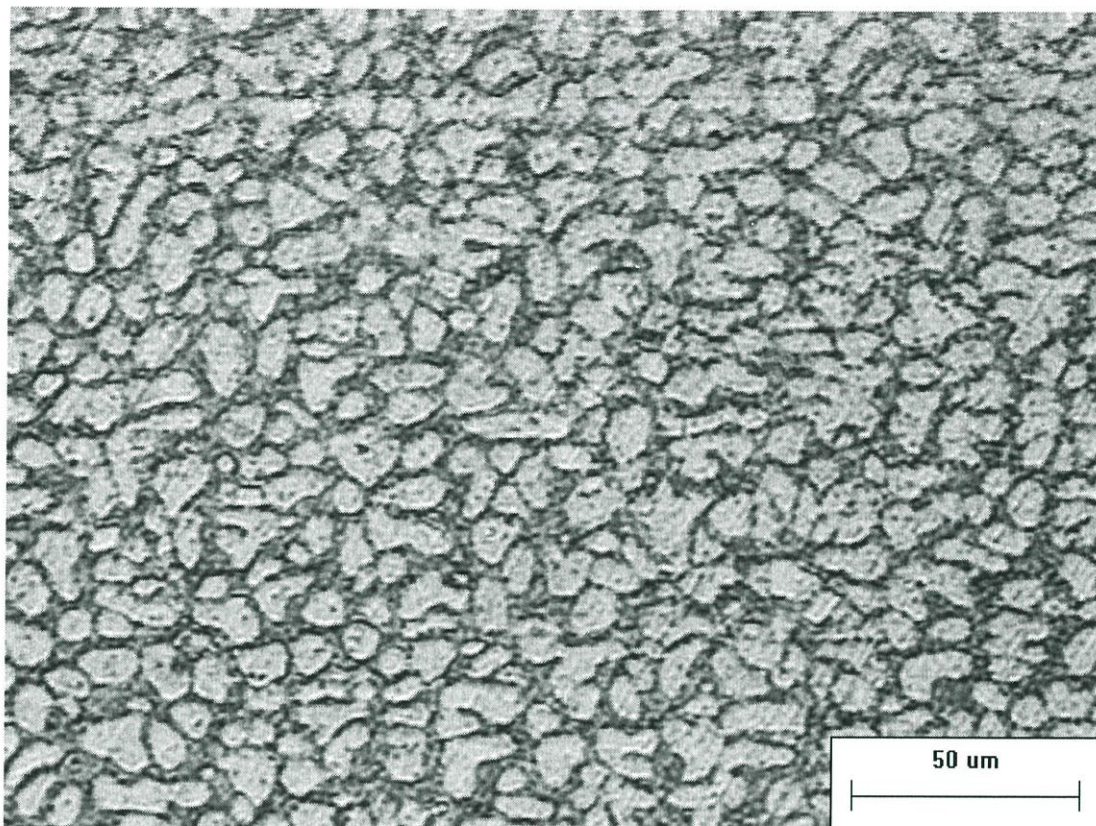
ภาพที่ ค.6 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05In



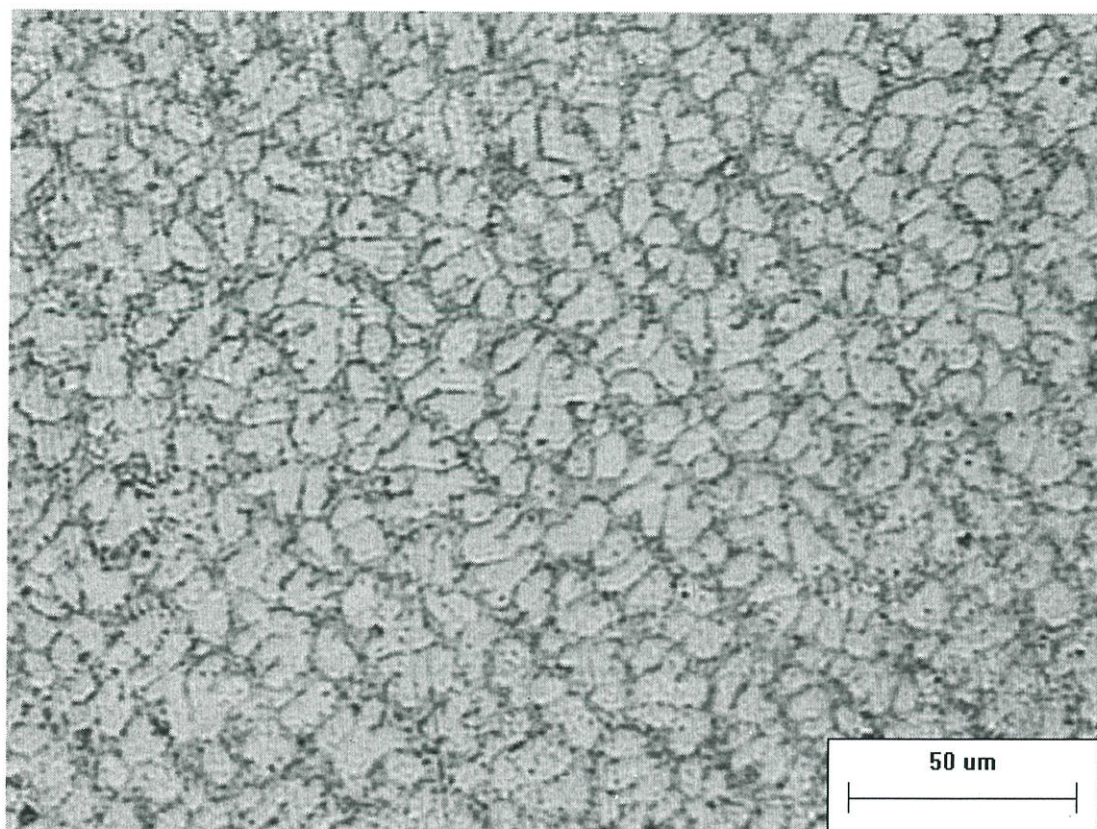
ภาพที่ ค.7 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.1In



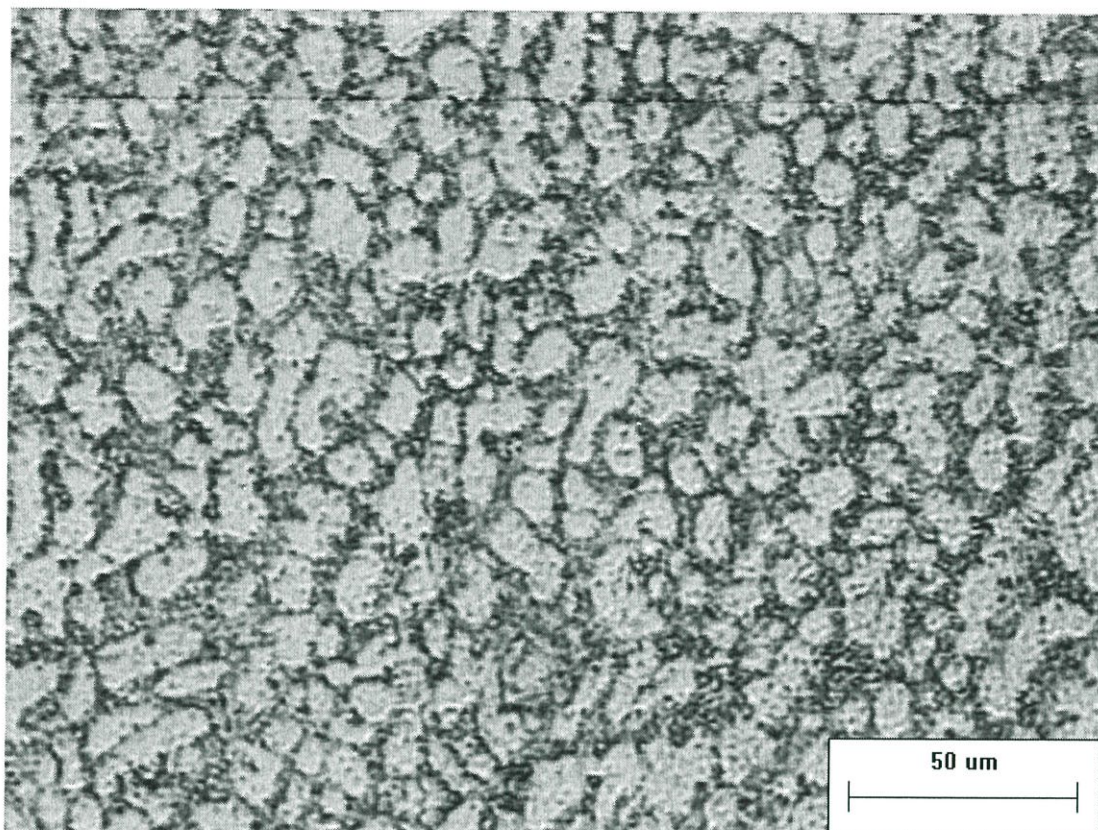
ภาพที่ ค.8 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Sb



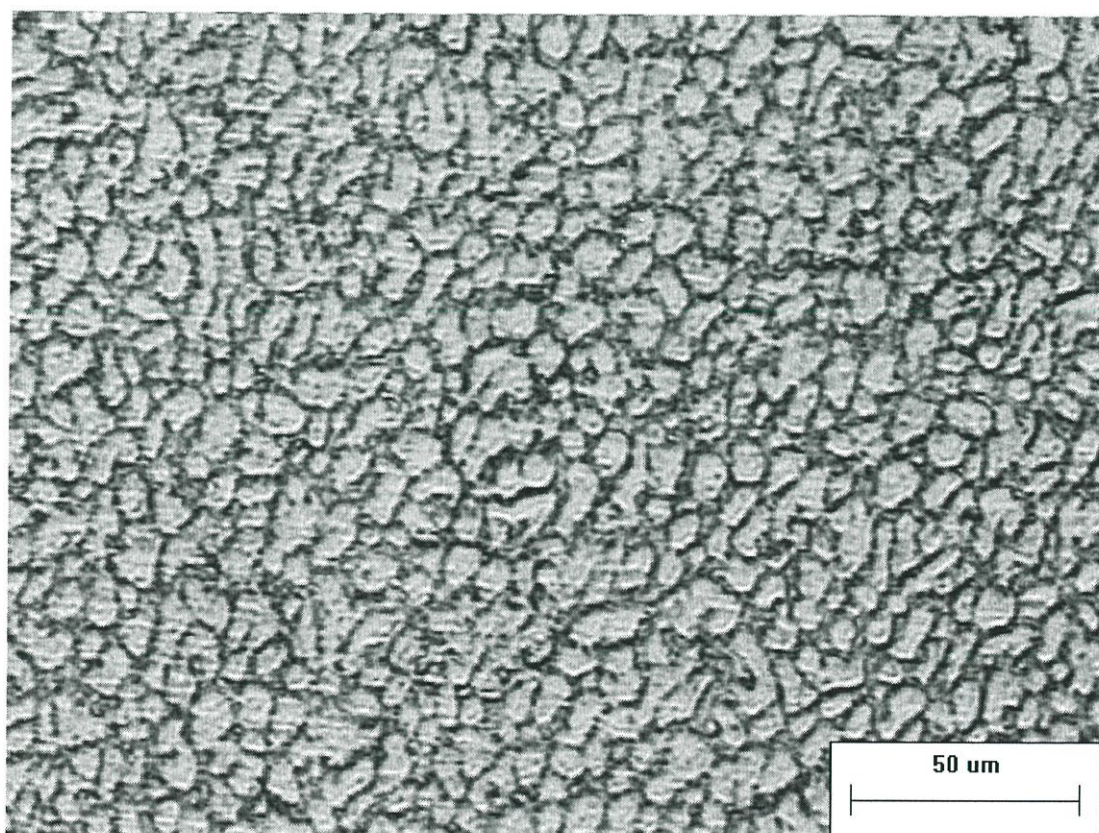
ภาพที่ ค.9 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Sb



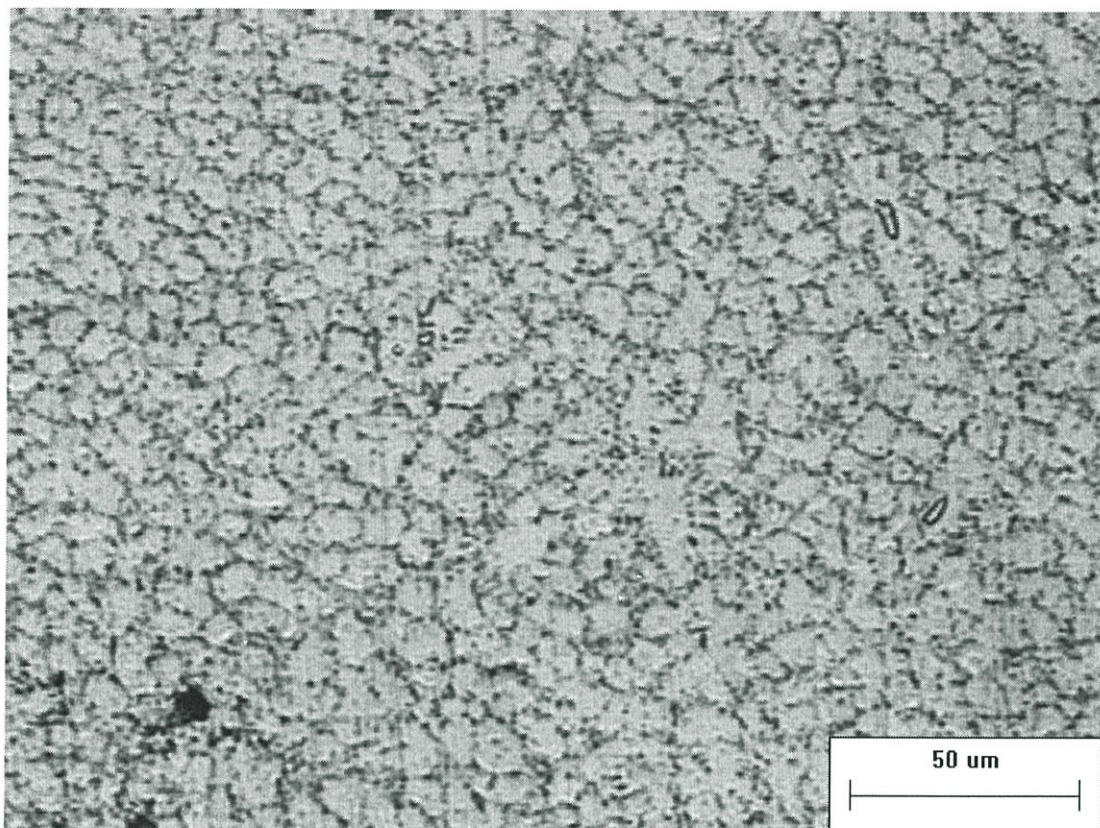
ภาพที่ ค.10 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05Bi



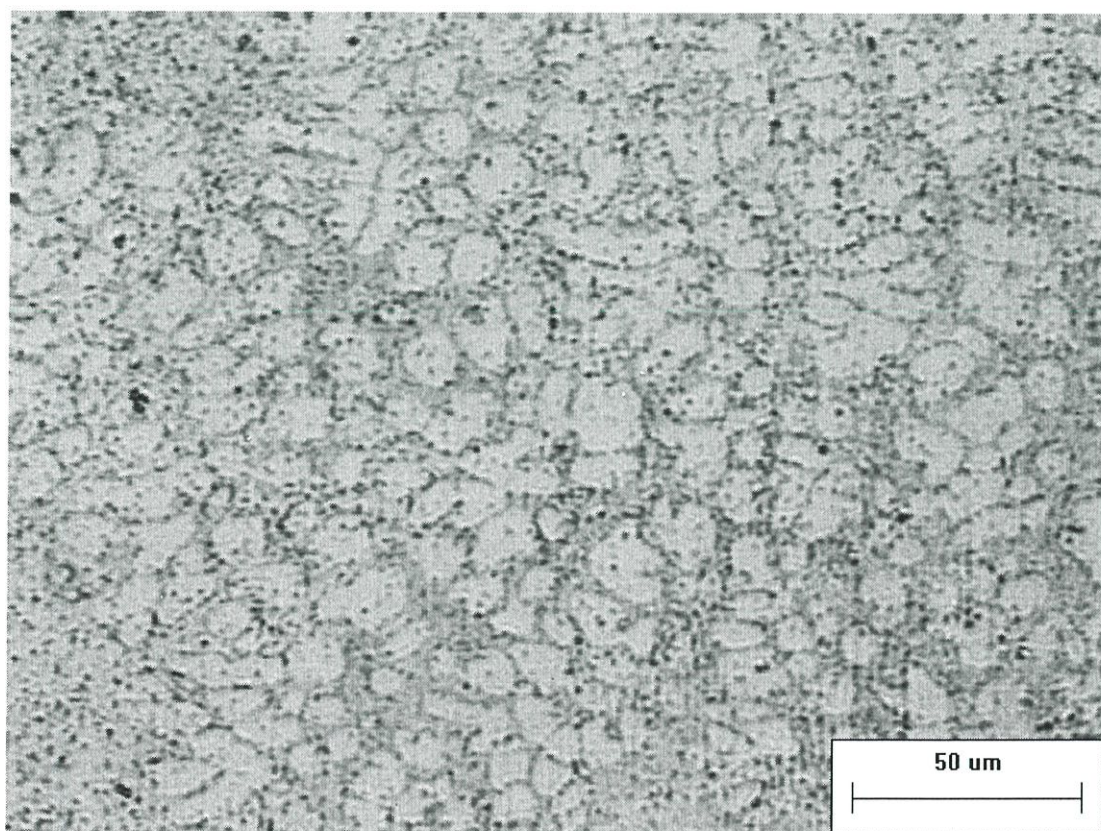
ภาพที่ ค.11 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05In



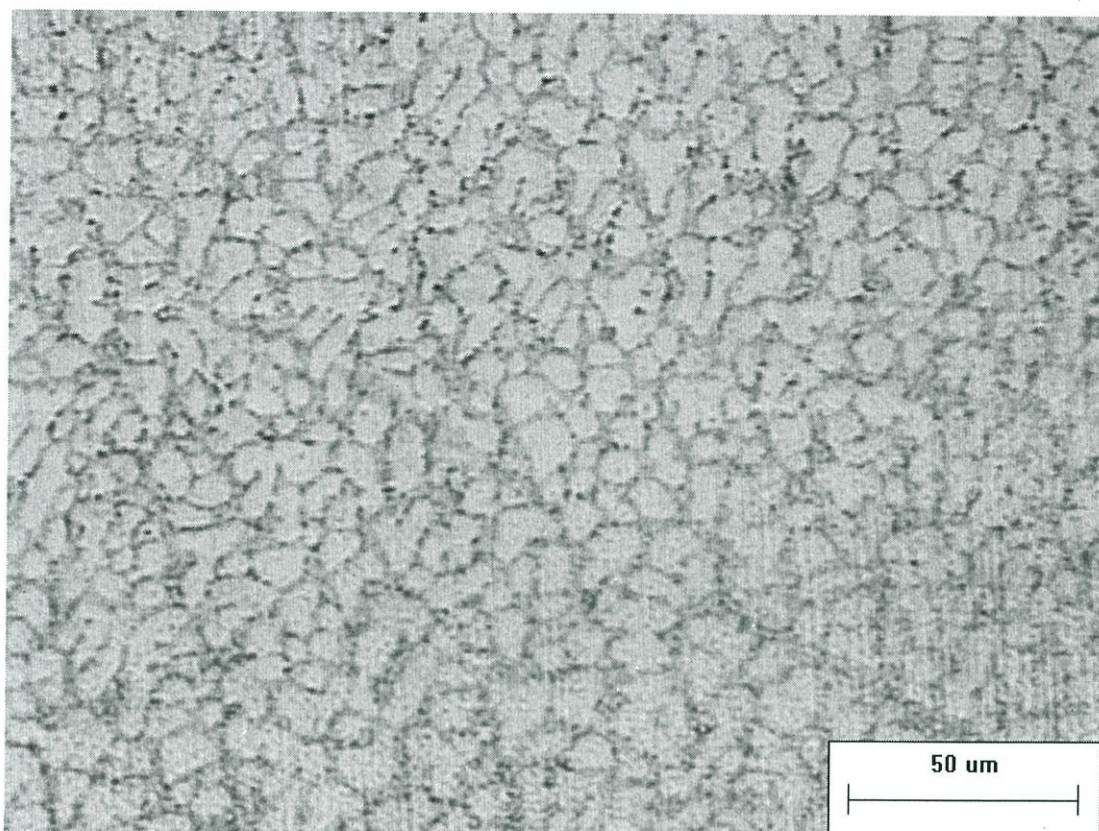
ภาพที่ ค.12 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05Sb



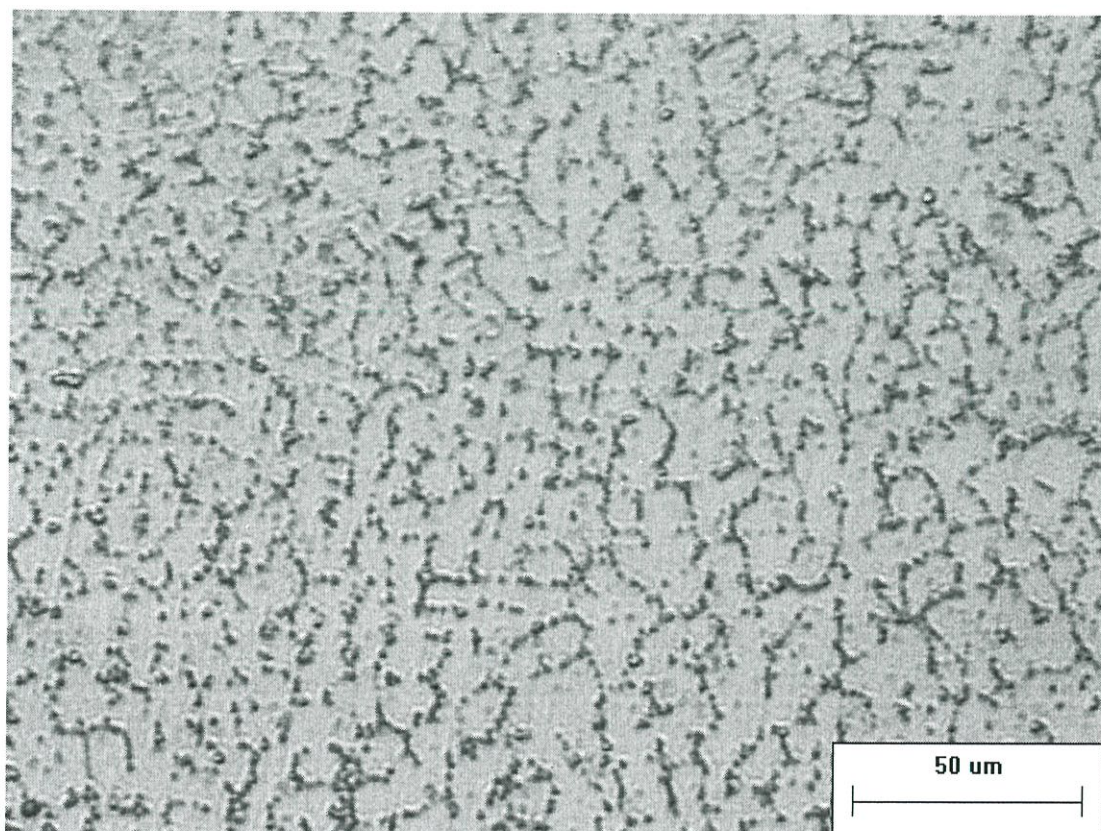
ภาพที่ ค.13 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi-0.05In



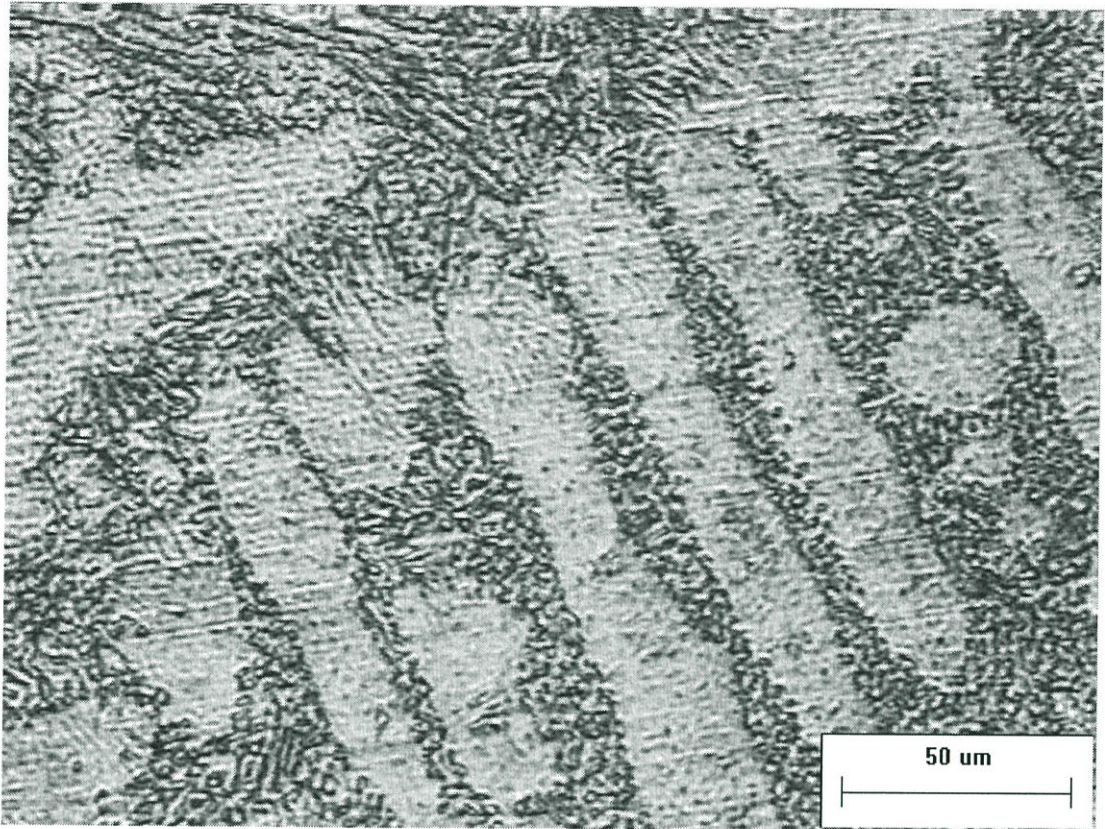
ภาพที่ ค.14 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi-0.05Sb



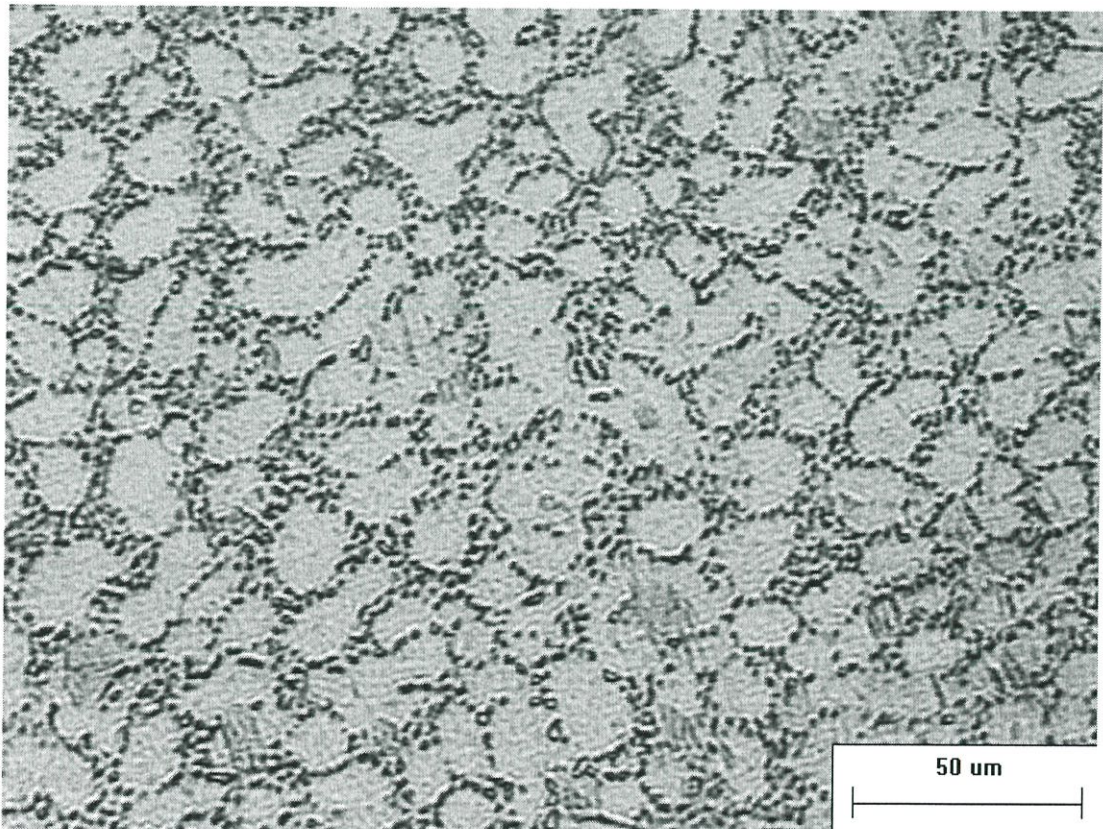
ภาพที่ ค.15 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05In-0.05Sb



ภาพที่ ค.16 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC0307



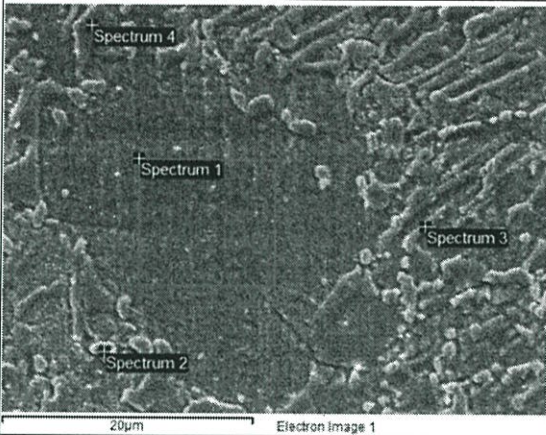
ภาพที่ ค.17 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC305



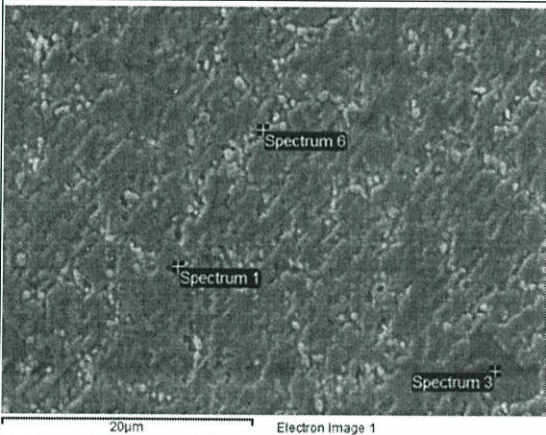
ภาพที่ ค.18 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SC07

### ภาคผนวก ง.

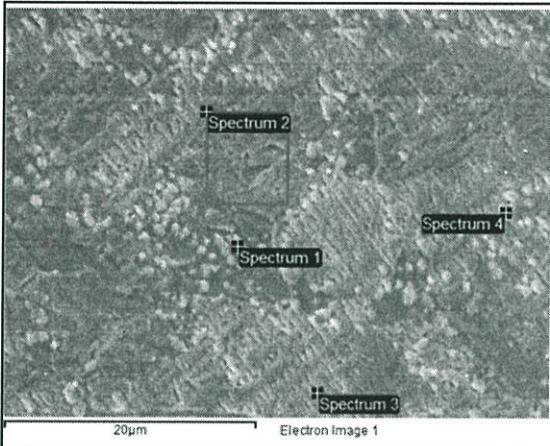
โครงสร้างจุลภาคจากการตรวจสอบ SEM และ EDX กำลังขยาย 3000 เท่า

Electron Image 1	Atomic%			Phase
	Sn	Cu	Ag	
				
Spectrum 1	99.81	-	0.19	Sn-rich
Spectrum 2	42.76	56.78	0.45	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 4	94.68	0.4	4.92	Sn+Ag <sub>3</sub> Sn

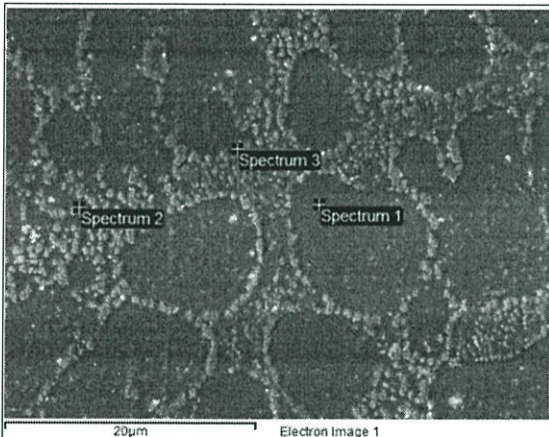
รูปที่ ง.1 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC305

Electron Image 1	Atomic%			Phase
	Sn	Cu	Ag	
				
Spectrum 1	88.85	8.35	2.80	Sn+Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 3	99.02	0.08	0.9	Sn-rich
Spectrum 6	88.19	1.71	10.09	Sn+Ag <sub>3</sub> Sn

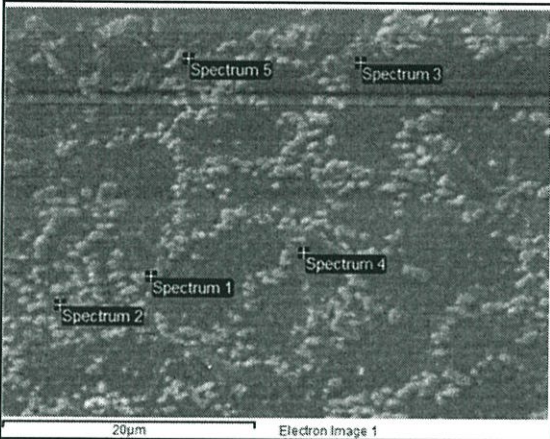
รูปที่ ง.2 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC307

Electron Image 1	Atomic%		Phase
	Sn	Cu	
			
Spectrum 1	73.33	26.67	Sn+Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 2	99.81	0.19	Sn-rich
Spectrum 3	100	-	Sn-rich
Spectrum 4	93.17	6.83	Sn+Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

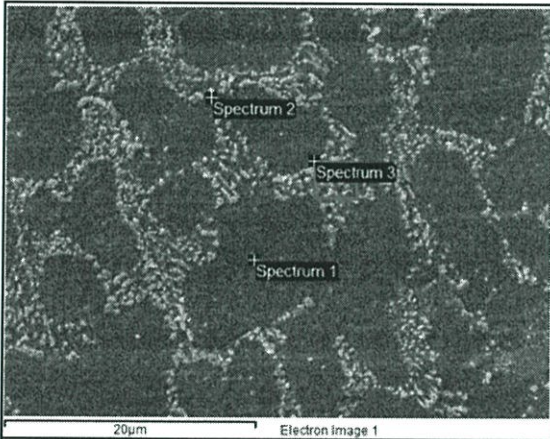
รูปที่ ง.3 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SC07

Electron Image 1	Atomic%				Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	
					
Spectrum 1	99.7	-	0.3	-	Sn-rich
Spectrum 2	85.1	14.16	0.59	0.12	Sn+(Ni,Cu) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 3	94.82	5.18	-	-	Sn+Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

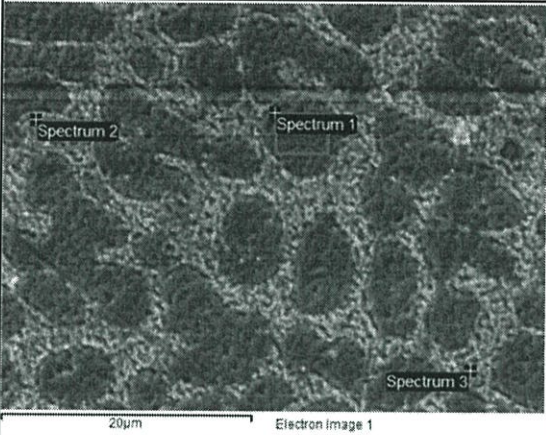
รูปที่ ง.4 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG

	Atomic%					Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	Ag	
						
1	95.97	3.23	0.42	0.25	0.13	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
2	96.14	3.16	0.39	0.3	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>6</sub>
3	99.89	-	-	0.03	0.08	Sn-rich
4	99.16	0.52	0.19	0.13	-	Sn-rich
5	84.26	14.86	0.88	-	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

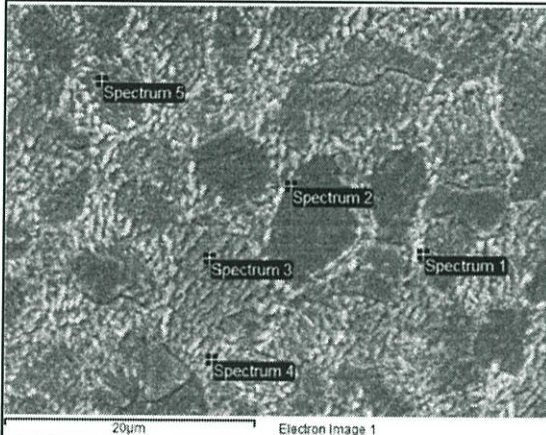
รูปที่ ง.5 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag

	Atomic%					Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	Ag	
						
Spectrum 1	100	-	0.3	-	-	Sn-rich
Spectrum 2	84.26	14.86	0.88	-	-	(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 3	93.24	6.53	-	0.23	-	Sn+Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

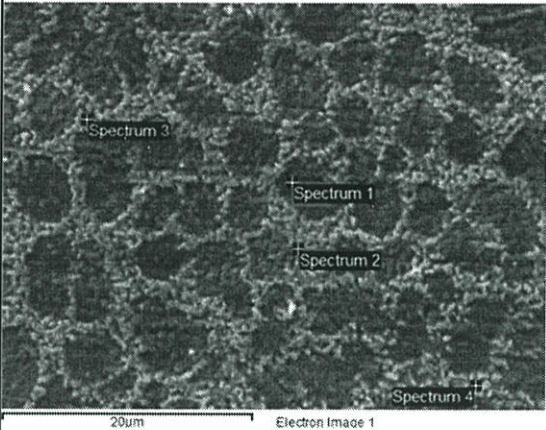
รูปที่ ง.6 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Ag

	Atomic%					Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	Bi	
						
Spectrum 1	99.7	-	-	0.22	0.02	Sn-rich
Spectrum 2	93.39	5.8	0.61	0.2	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 3	96.46	3.03	0.23	-	0.08	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

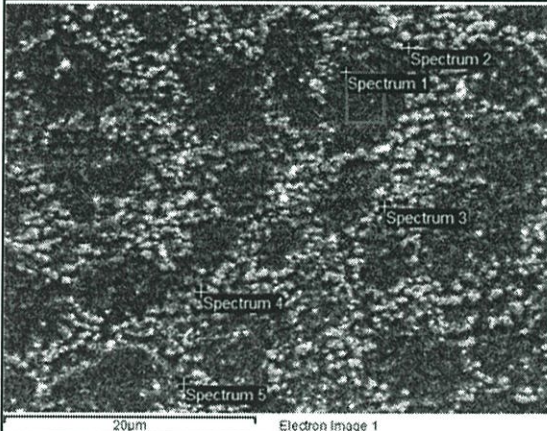
รูปที่ ง.7 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi

	Atomic%					Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	Bi	
						
Spectrum 1	99.2	0.39	0.42	-	-	Sn-rich
Spectrum 2	99.1	0.23	0.38	-	0.29	Sn-rich
Spectrum 3	96.93	-	0.4	0.17	0.15	Sn-rich
Spectrum 4	85.55	14.13	0.32	-	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 5	99.12	0.02	0.36	0.18	0.32	Sn-rich

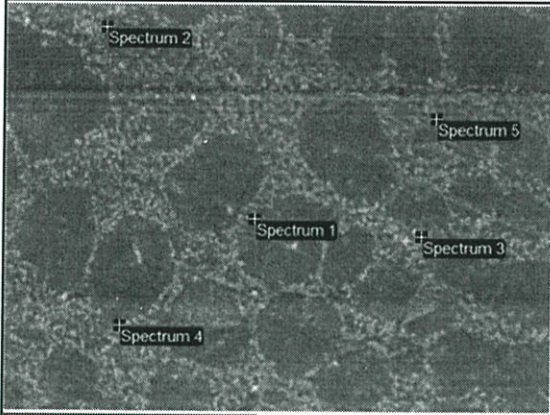
รูปที่ ง.8 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Bi

	Atomic%					Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	In	
						
Spectrum 1	92.92	-	0.08	-	-	Sn-rich
Spectrum 2	92.5	7.28	0.21	-	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 3	88.69	10.74	0.48	0.08	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>6</sub>
Spectrum 4	93.76	5.76	0.23	0.25	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>7</sub>

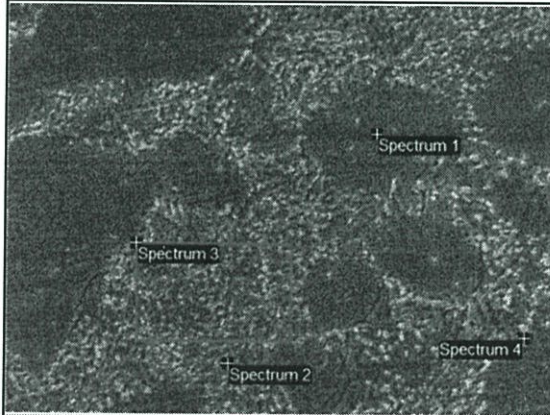
รูปที่ ง.9 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05In

	Atomic%					Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	In	
						
Spectrum 1	99.57	-	0.38	0.05	-	Sn-rich
Spectrum 2	98.81	0.68	0.14	0.37	-	Sn-rich
Spectrum 3	95.32	4.68	-	-	-	Sn+Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 4	93.38	6.62	-	-	-	Sn+Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 5	96.18	3.59	0.23	-	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

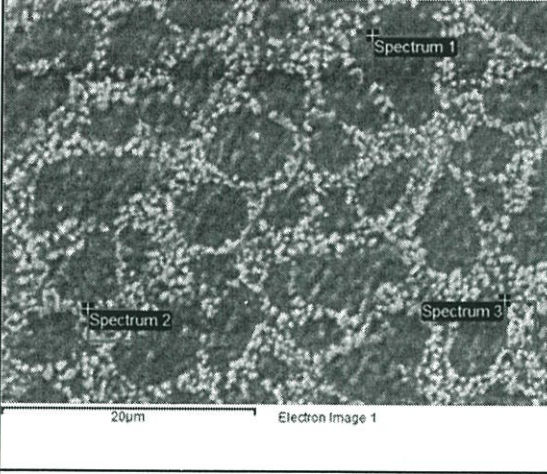
รูปที่ ง.10 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.1In

Electron Image 1	Atomic%					Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	Sb	
						
Spectrum 1	100	-	-	-	-	Sn-rich
Spectrum 2	95.58	3.68	0.49	0.11	0.14	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 3	99.75	-	0.12	0.02	0.12	Sn-rich
Spectrum 4	97.13	2.52	0.35	-	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 5	95.8	3.91	0.23	0.07	-	Sn-rich

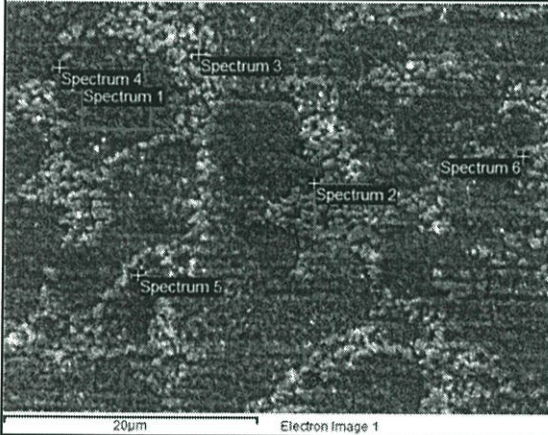
รูปที่ ง.11 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Sb

Electron Image 1	Atomic%					Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	Sb	
						
Spectrum 1	99	-	-	0.55	0.13	Sn-rich
Spectrum 2	94.91	4.72	0.37	-	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 3	96.83	2.49	0.49	-	0.19	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 4	87.66	12.09	0.25	-	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

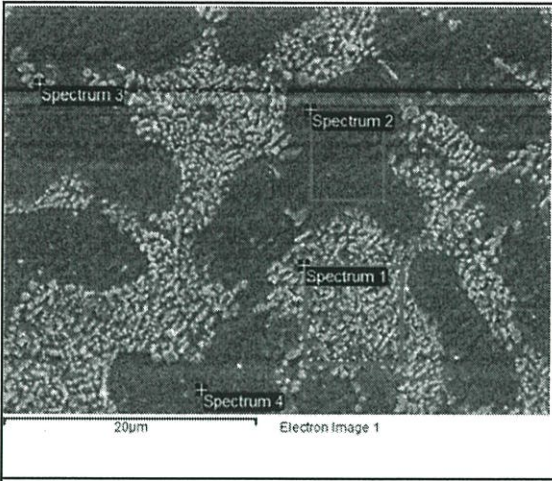
รูปที่ ง.12 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Sb

Electron Image 1	Atomic%						Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	Ag	Bi	
							
Spectrum 1	99.47	0.11	0.2	0.22	-	-	Sn-rich
Spectrum 2	92.53	6.56	0.51	0.23	0.11	0.06	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 3	94.35	5.28	0.21	-	0.08	0.08	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

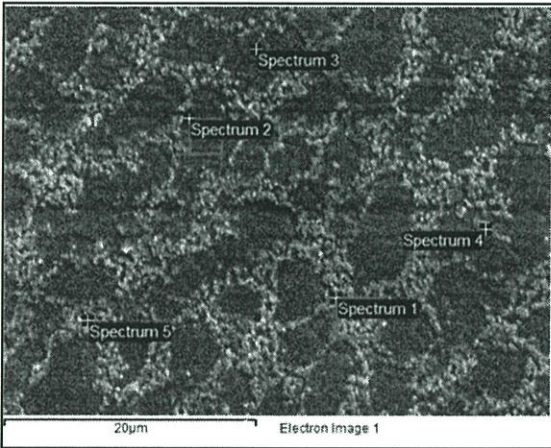
รูปที่ ง.13 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05Bi

Electron Image 1	Atomic%						Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	Ag	Sb	
							
Spectrum 1	99.71	0.29	-	-	-	-	Sn-rich
Spectrum 2	95.76	3.35	0.21	0.56	0.12	-	Sn+ (Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 3	97.55	1.88	0.41	-	0.15	-	Sn+ (Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 4	95.78	3.75	0.14	0.17	-	-	Sn+ (Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 5	96.03	3.38	0.21	0.38	-	-	Sn+ (Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

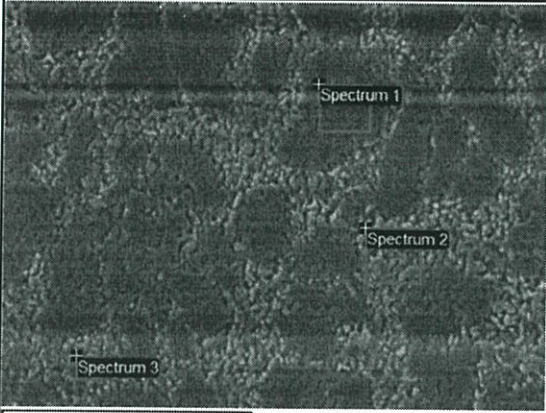
รูปที่ ง.14 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05In

Electron Image 1	Atomic%						Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	Ag	Sb	
							
Spectrum 1	95.40	4.37	-	0.23	-	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 2	99.38	-	-	-	0.12	0.50	Sn-rich
Spectrum 3	80.83	9.52	0.01	0.04	9.60	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 4	99.02	-	0.67	0.12	0.19	-	Sn-rich

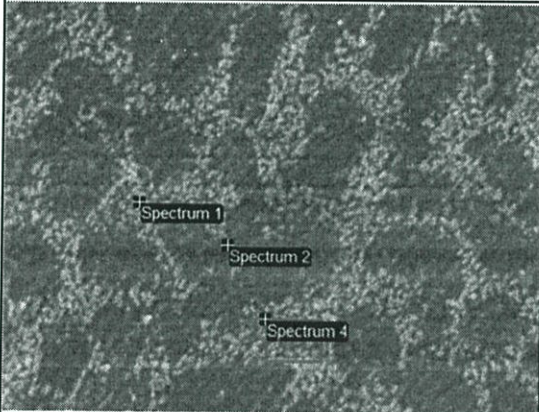
รูปที่ ง.15 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05Sb

Electron Image 1	Atomic%						Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	Bi	In	
							
Spectrum 1	94.75	4.95	0.11	0.03	0.16	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 2	99.87	0.13	-	-	-	-	Sn-rich
Spectrum 3	99.26	0.31	0.17	0.26	-	-	Sn-rich
Spectrum 4	93.61	6.06	0.13	0.13	0.08	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 5	89.24	10.37	0.20	0.17	0.02	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

รูปที่ ง.16 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi-0.05In

Electron Image 1	Atomic%						Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	Bi	Sb	
							
Spectrum 1	99.43	-	0.32	-	0.07	0.19	Sn-rich
Spectrum 2	93.49	5.87	0.27	0.11	0.02	0.23	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 3	95.2	4.75	0.05	-	-	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

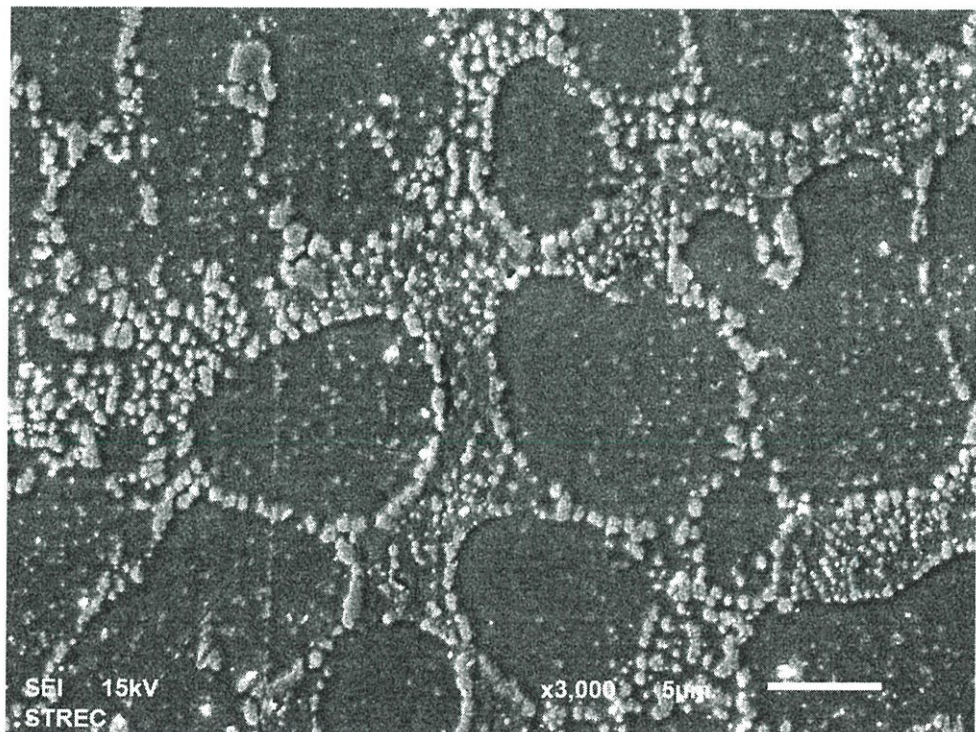
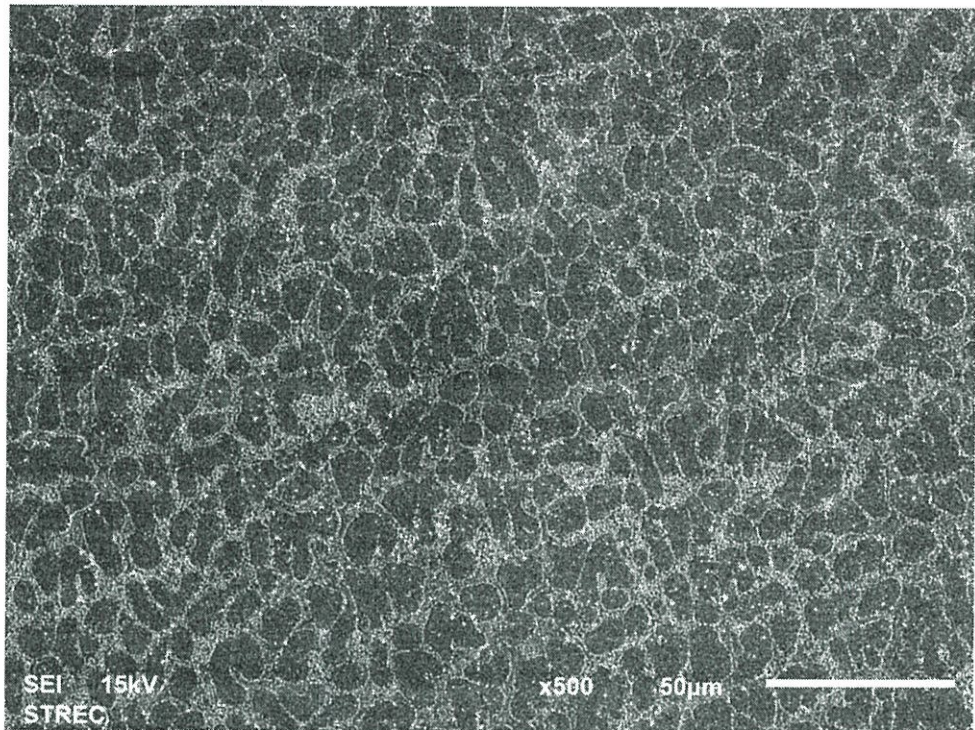
รูปที่ ง.17 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi-0.05Sb

Electron Image 1	Atomic%						Phase
	Sn	Cu	Ni	Ge	In	Sb	
							
Spectrum 1	94.54	5.01	0.12	0.33	-	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
Spectrum 2	99.8	0.2	-	-	-	-	Sn-rich
Spectrum 4	95.89	3.35	0.72	0.04	-	-	Sn+(Cu,Ni) <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

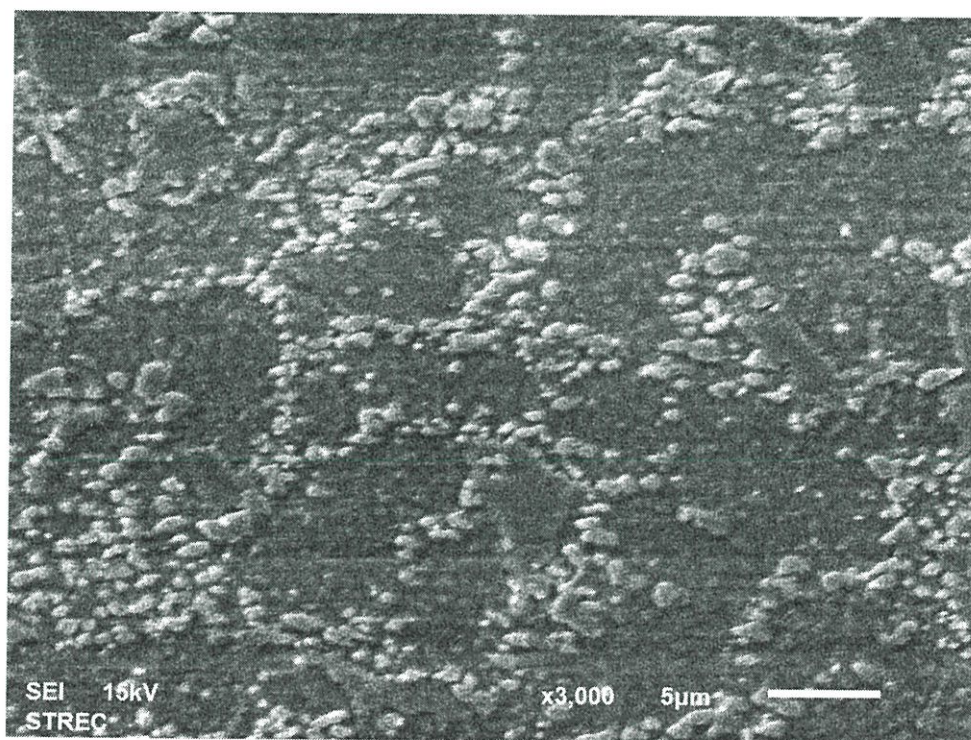
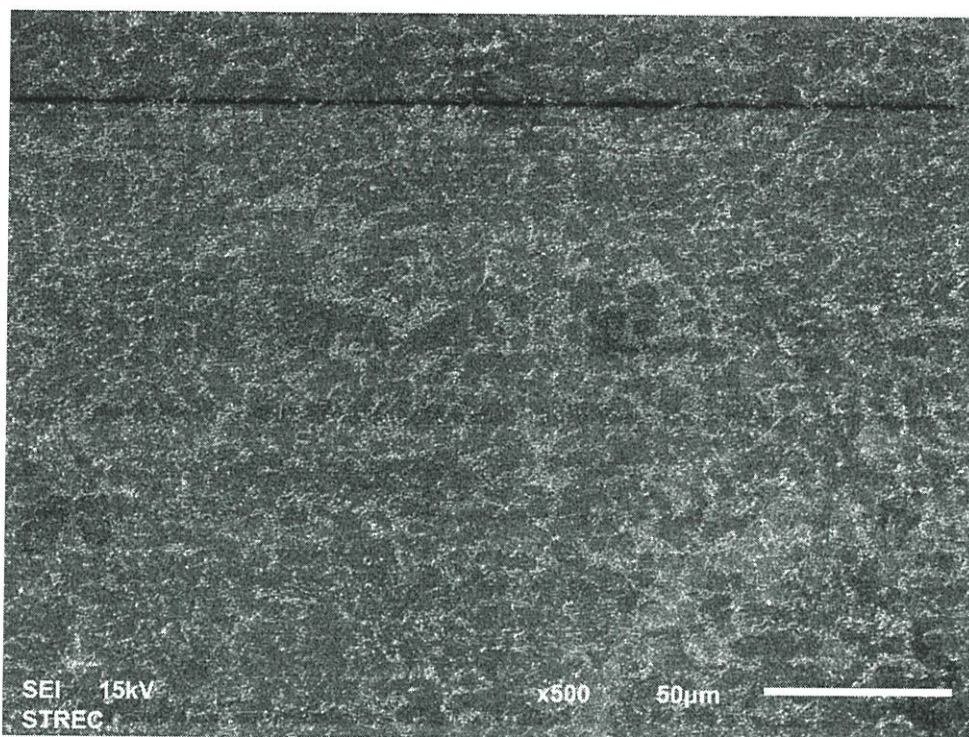
รูปที่ ง.18 ผลวิเคราะห์ EDX ของโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05In-0.05Sb

ภาคผนวก จ.

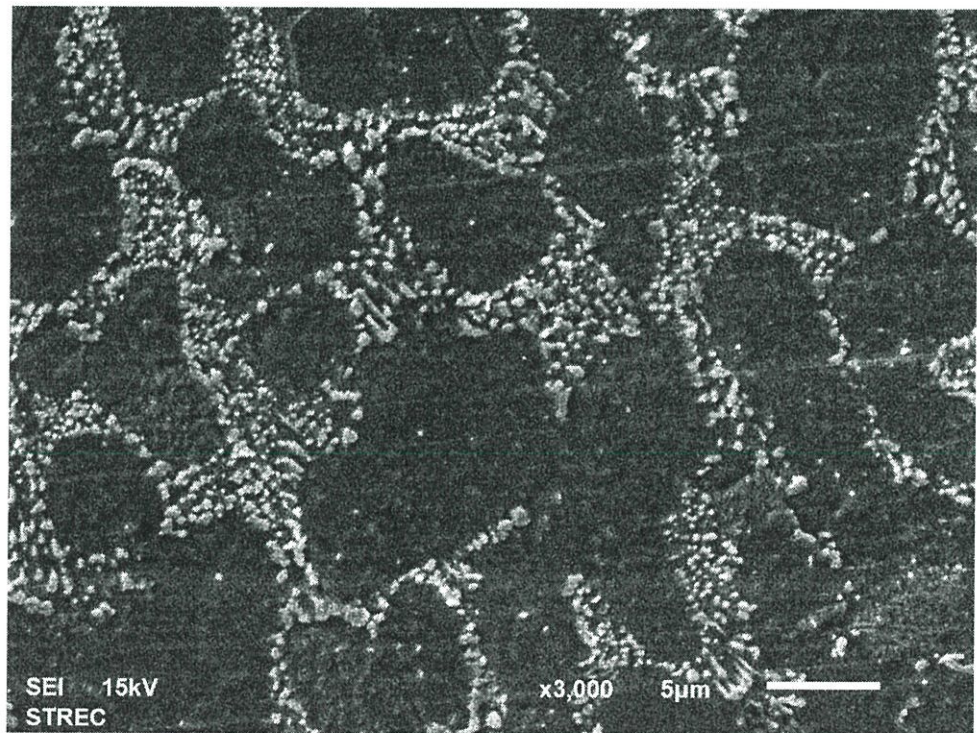
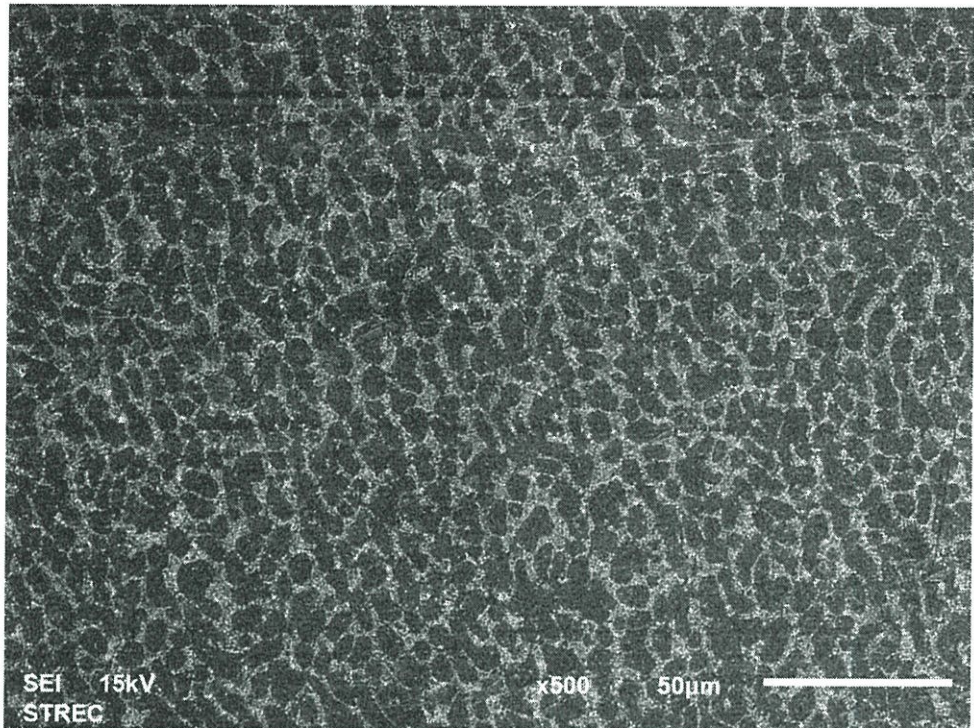
โครงสร้างจุลภาคจาก SEM กำลังขยาย 500 และ 3000 เท่า



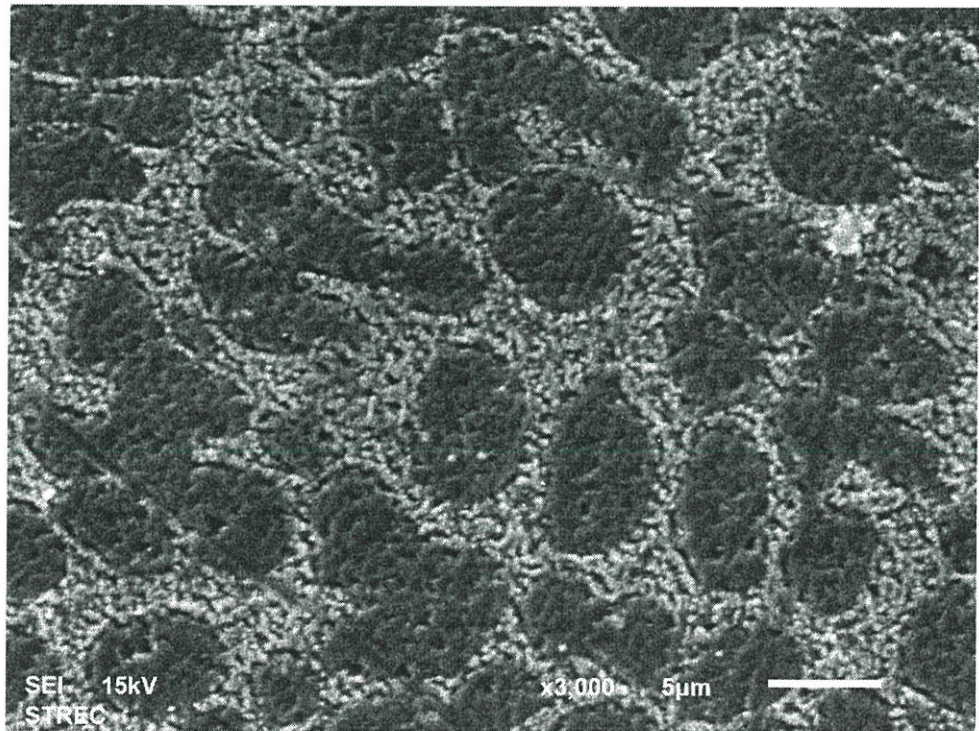
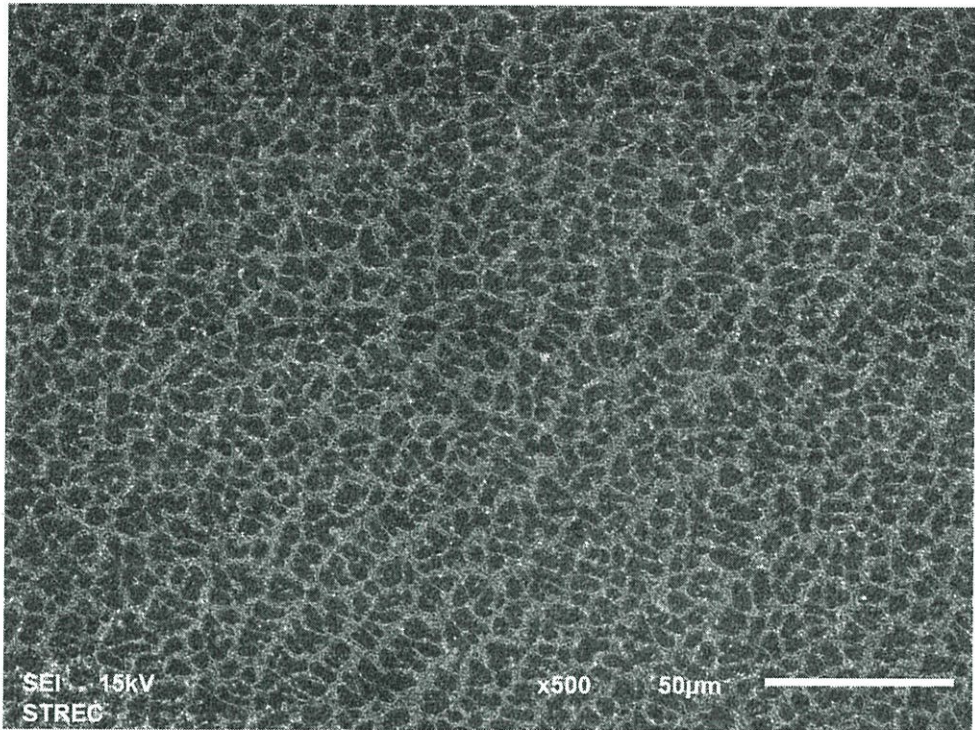
ภาพที่ จ.1 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG



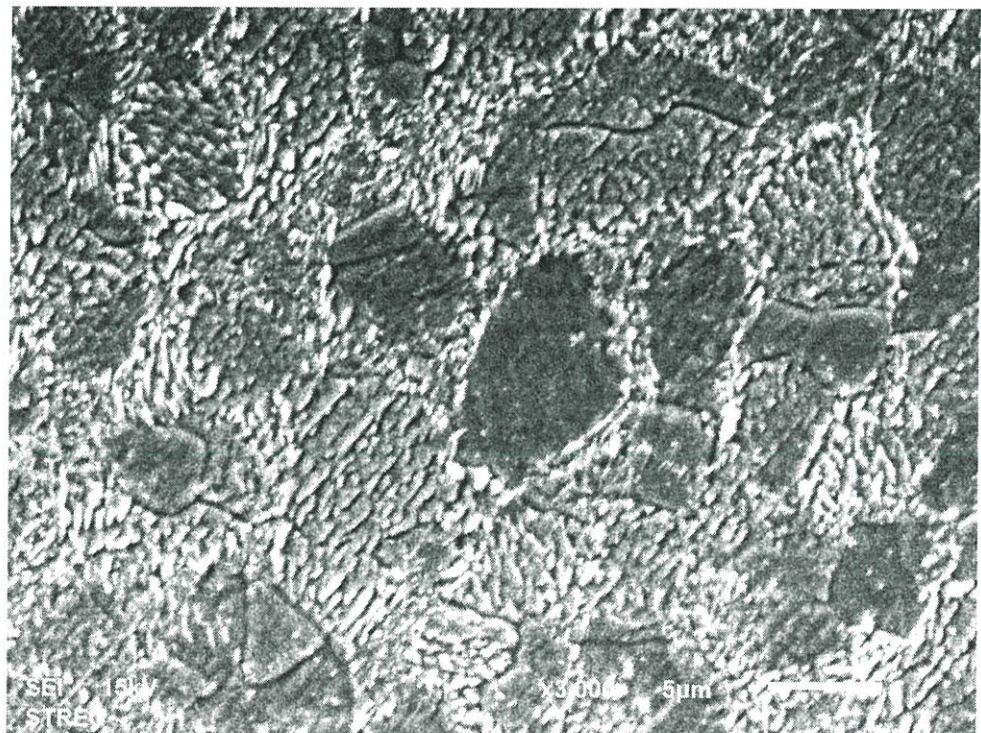
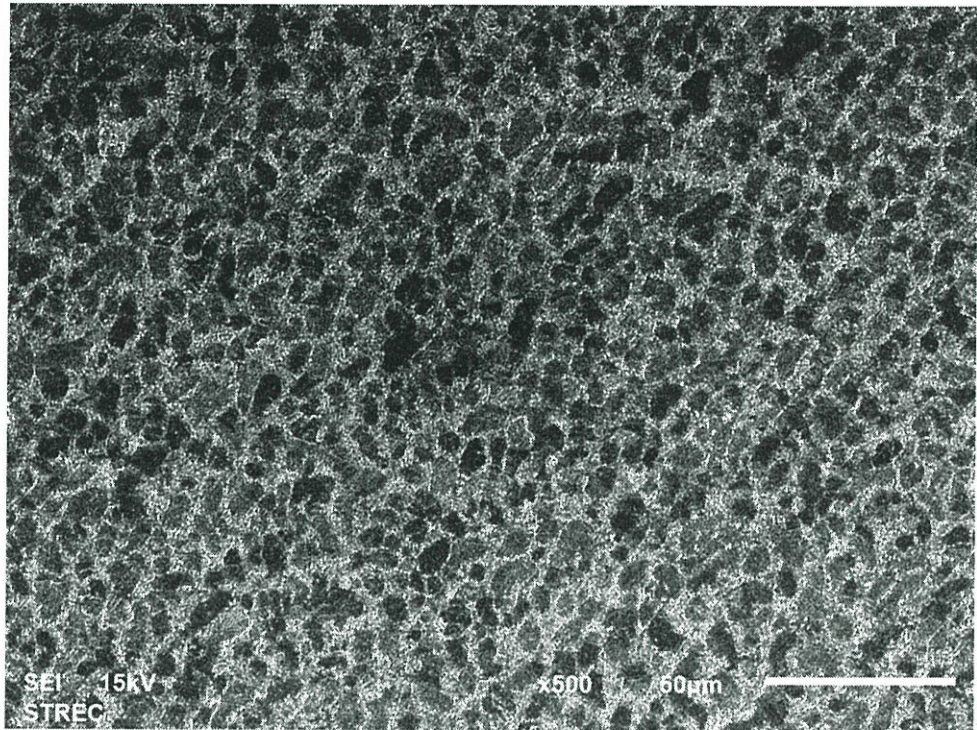
ภาพที่ จ.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag



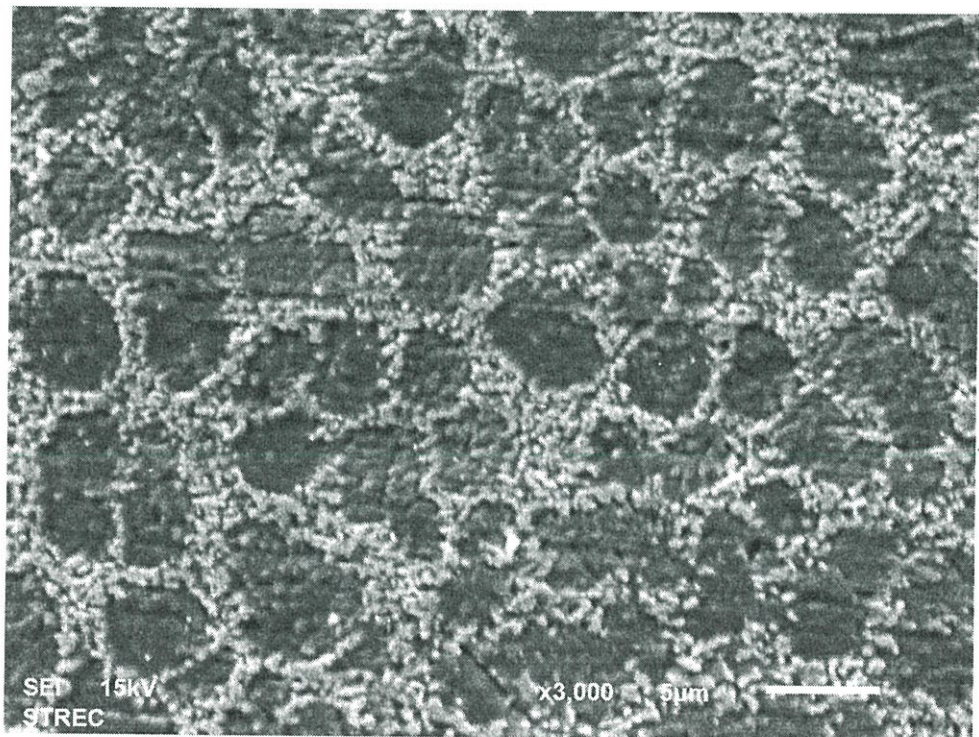
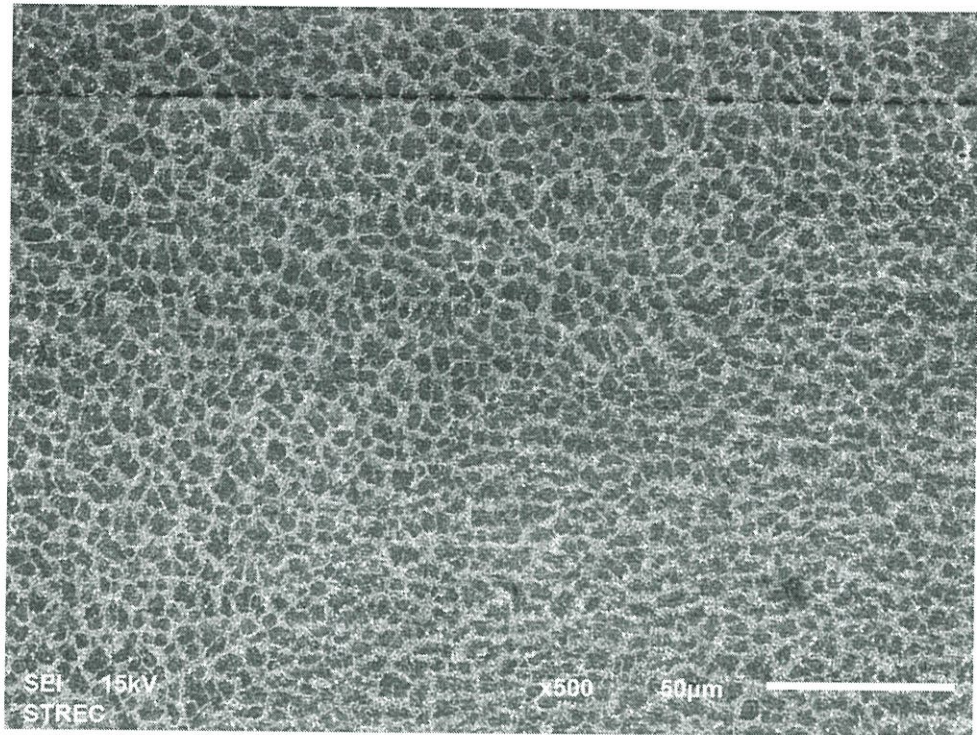
ภาพที่ จ.3 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Ag



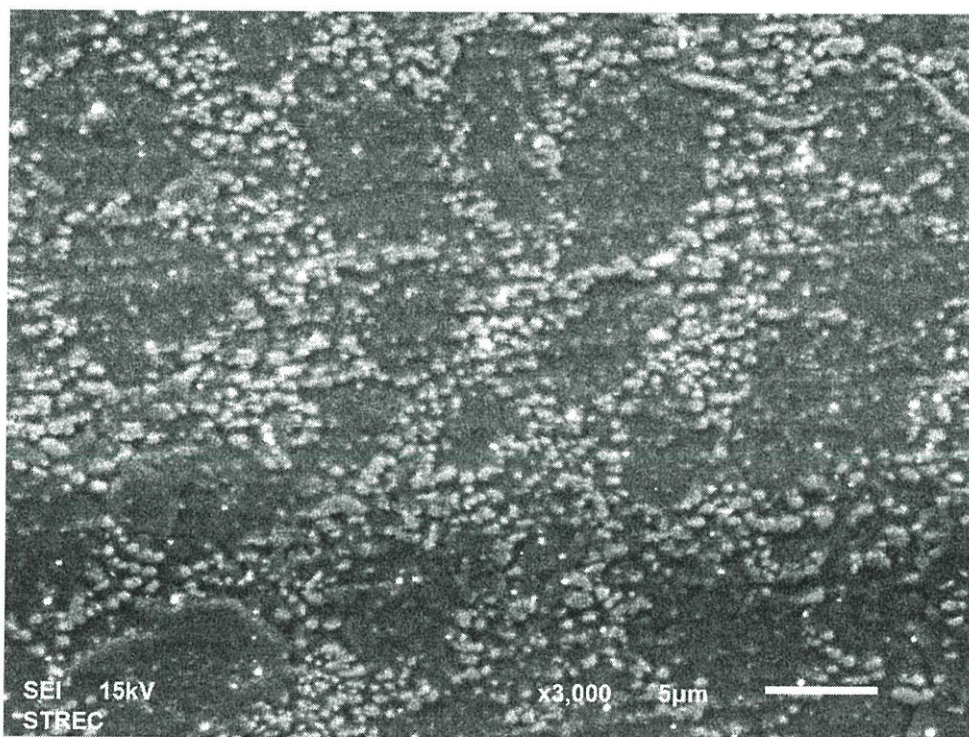
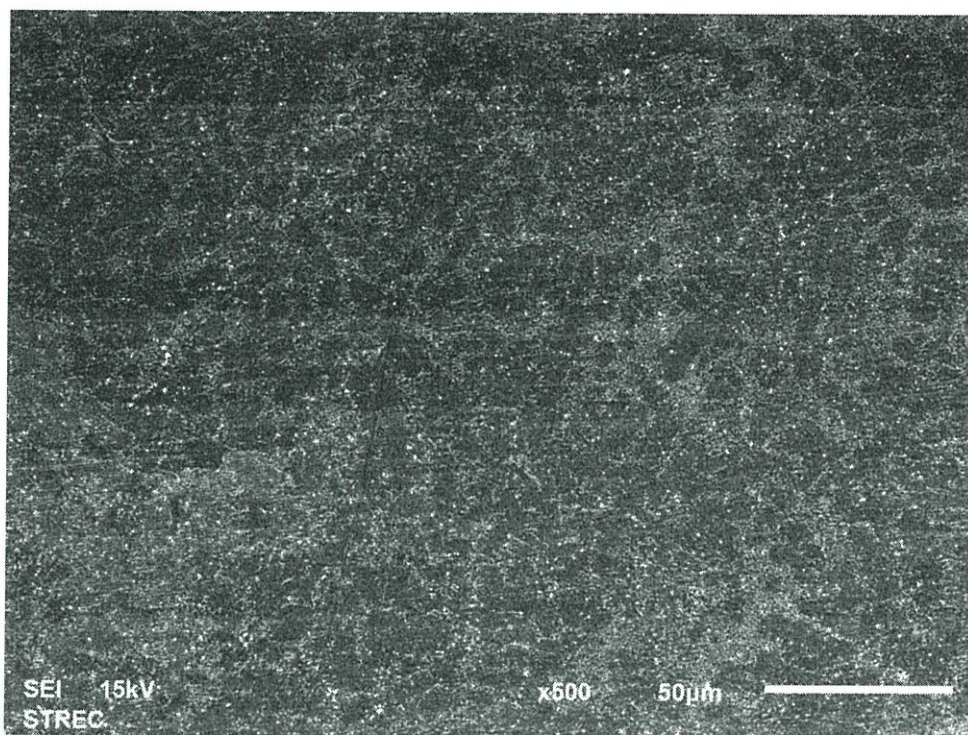
ภาพที่ จ.4 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi



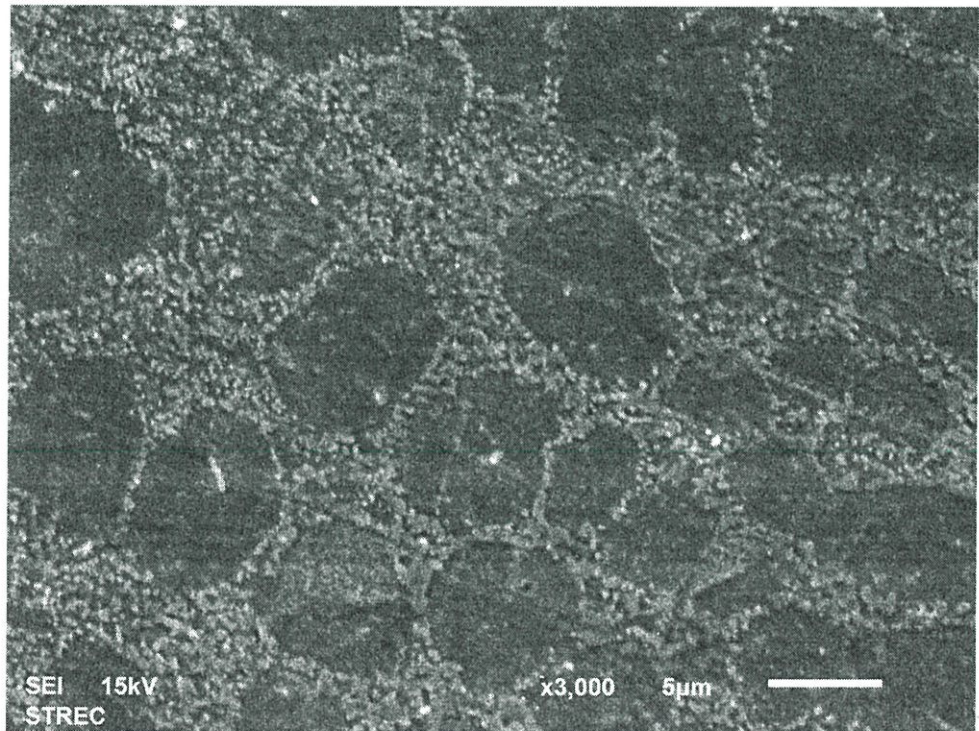
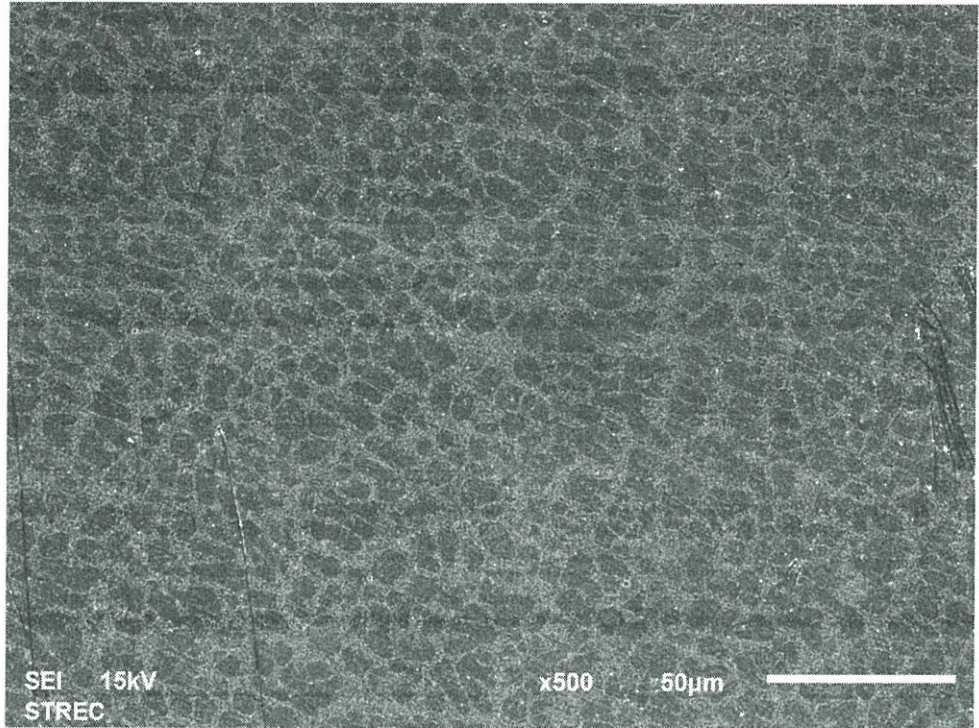
ภาพที่ จ.5 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Bi



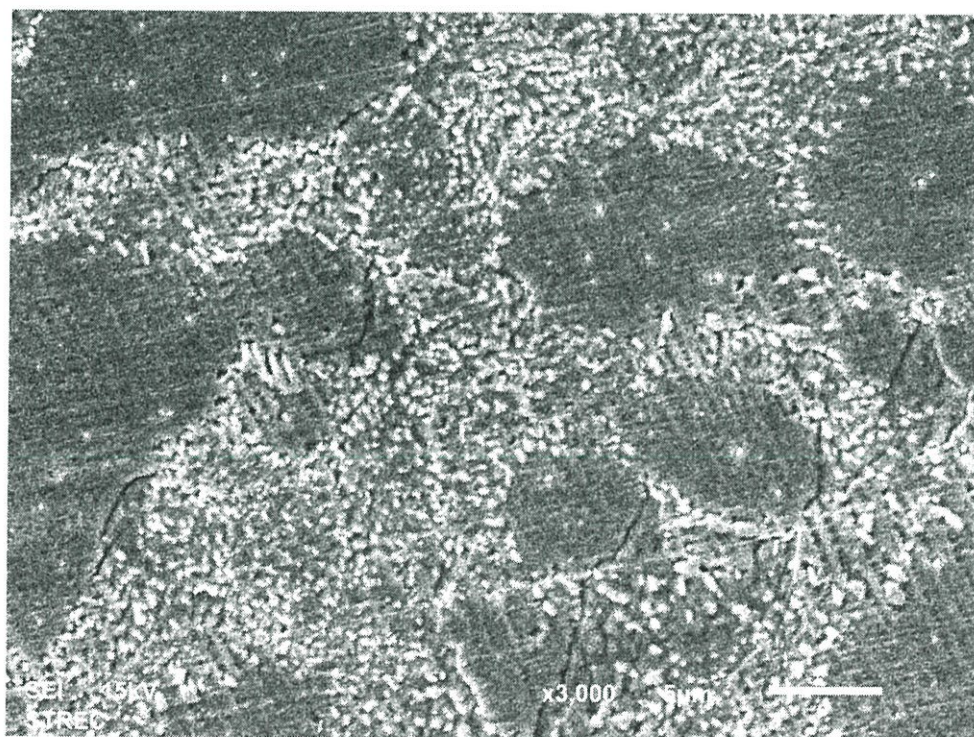
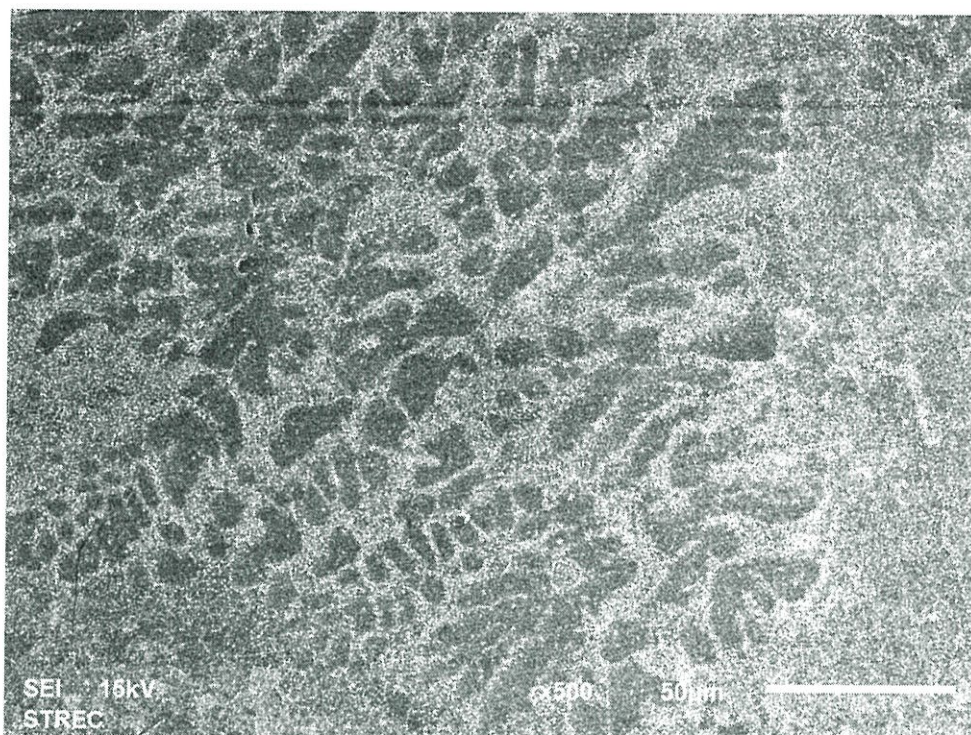
ภาพที่ จ.6 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05In



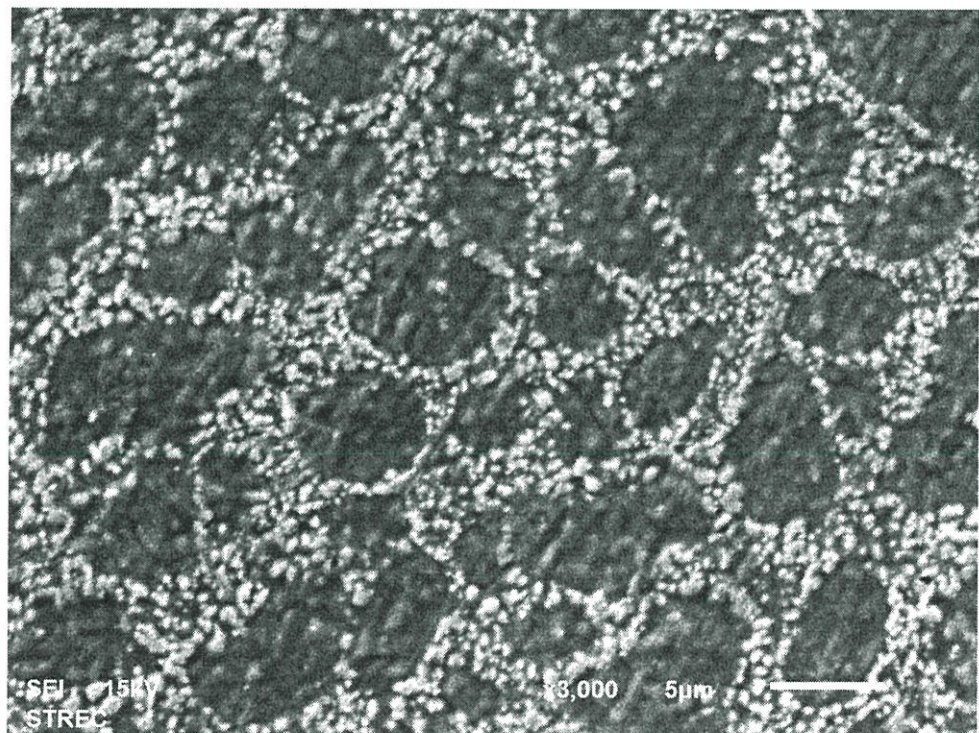
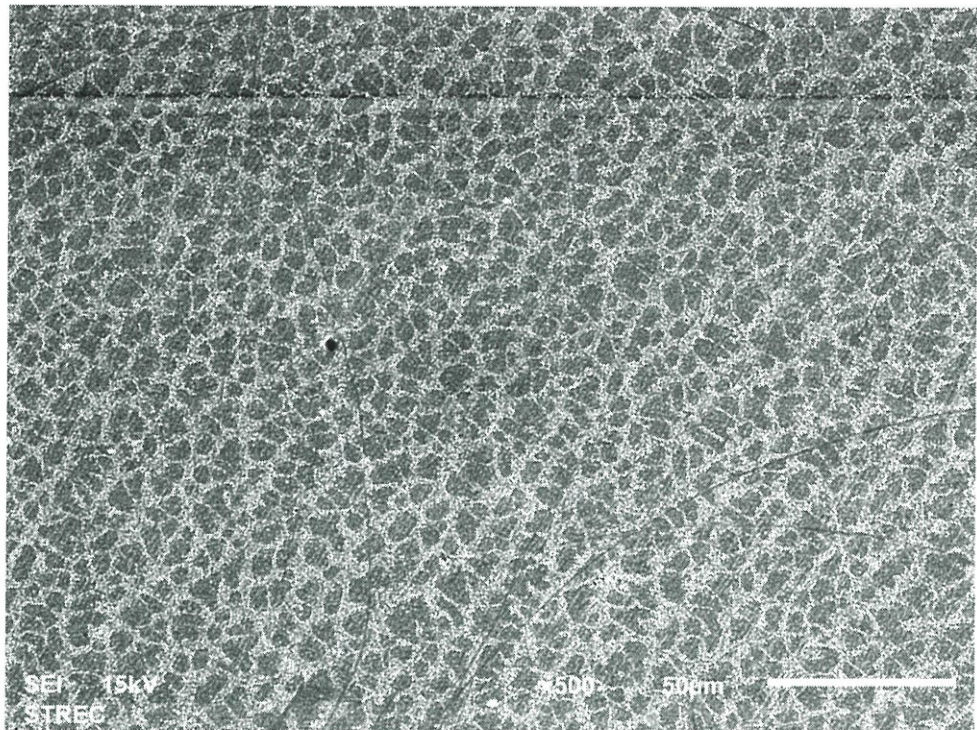
ภาพที่ จ.7 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.1In



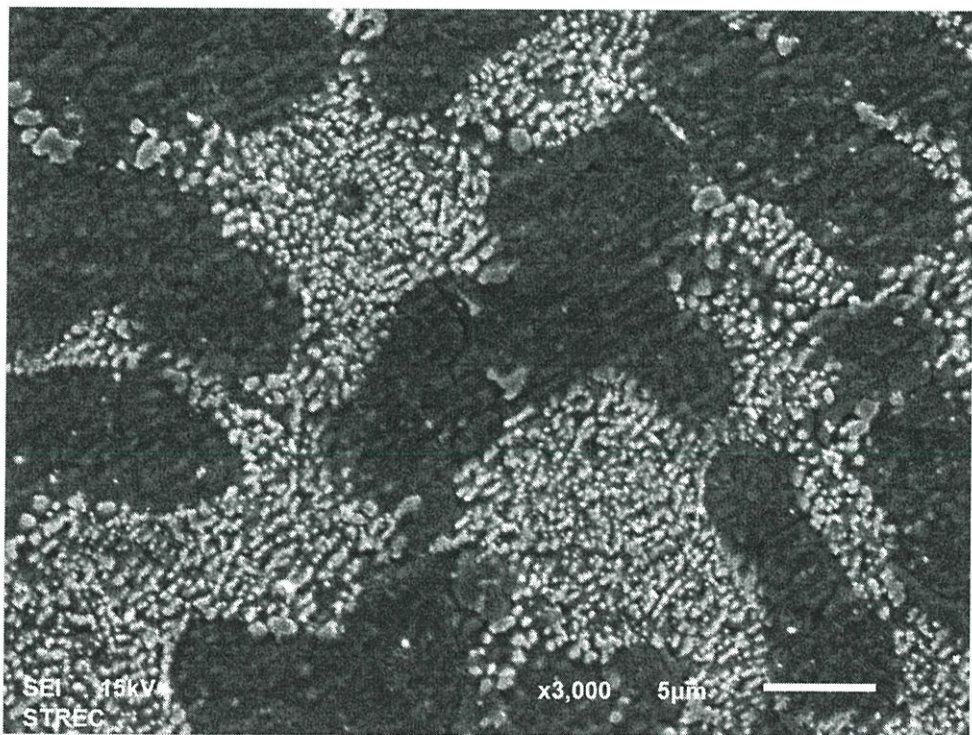
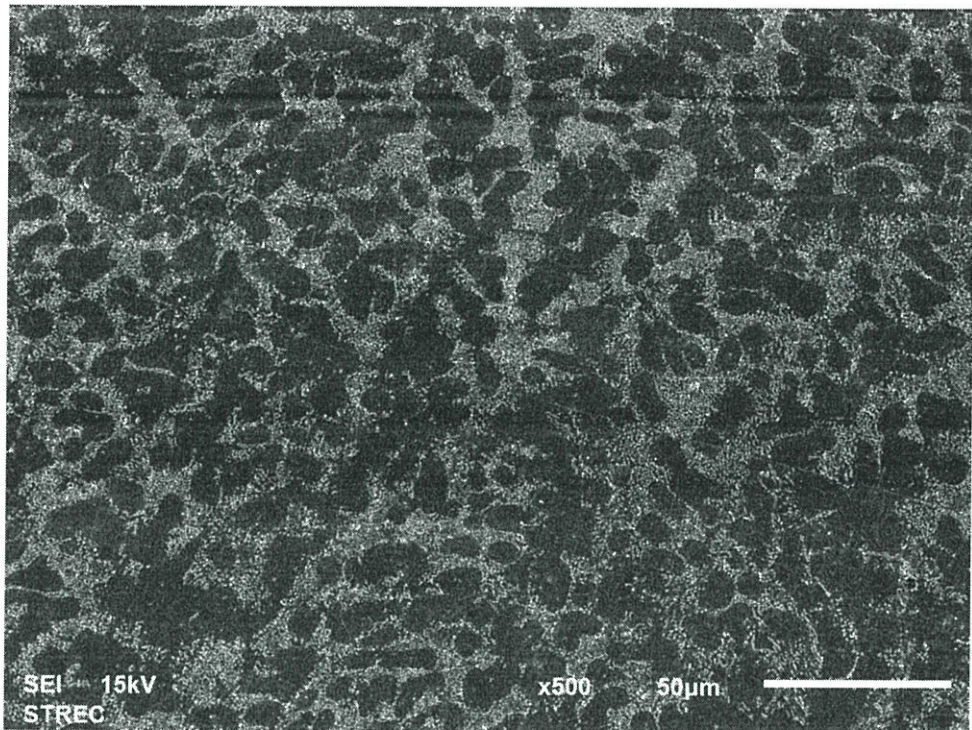
ภาพที่ จ.8 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Sb



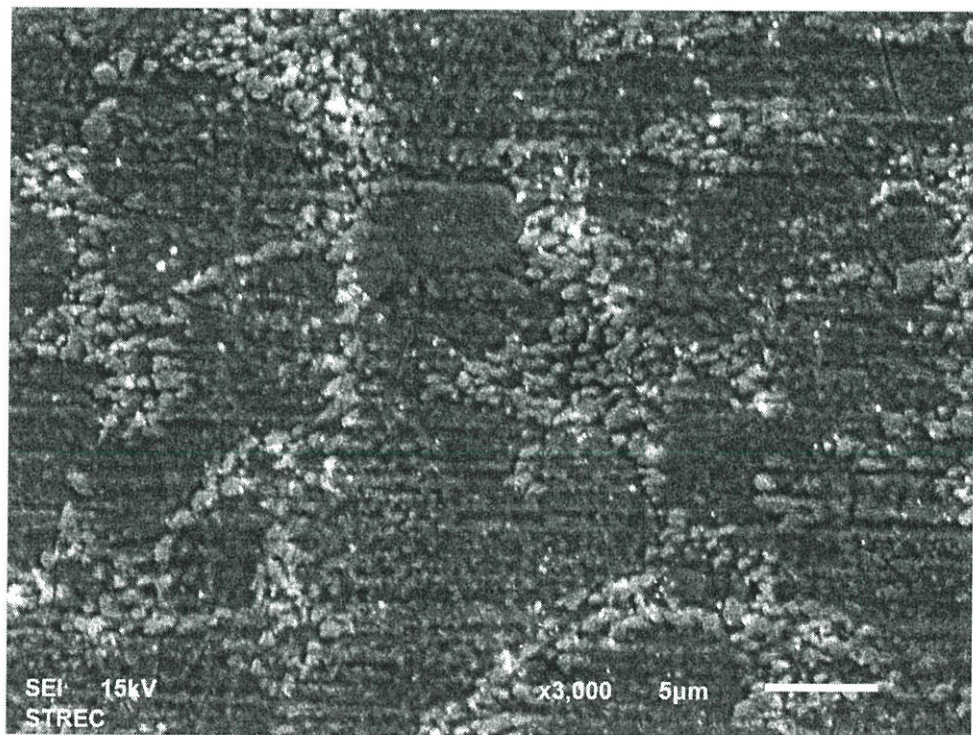
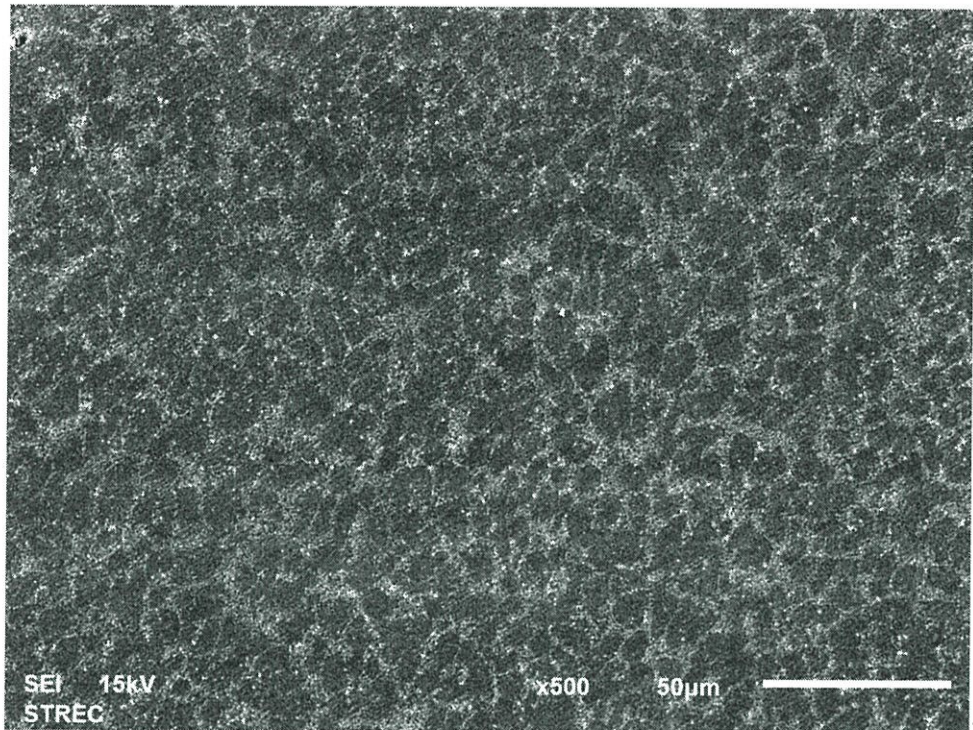
ภาพที่ จ.9 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Sb



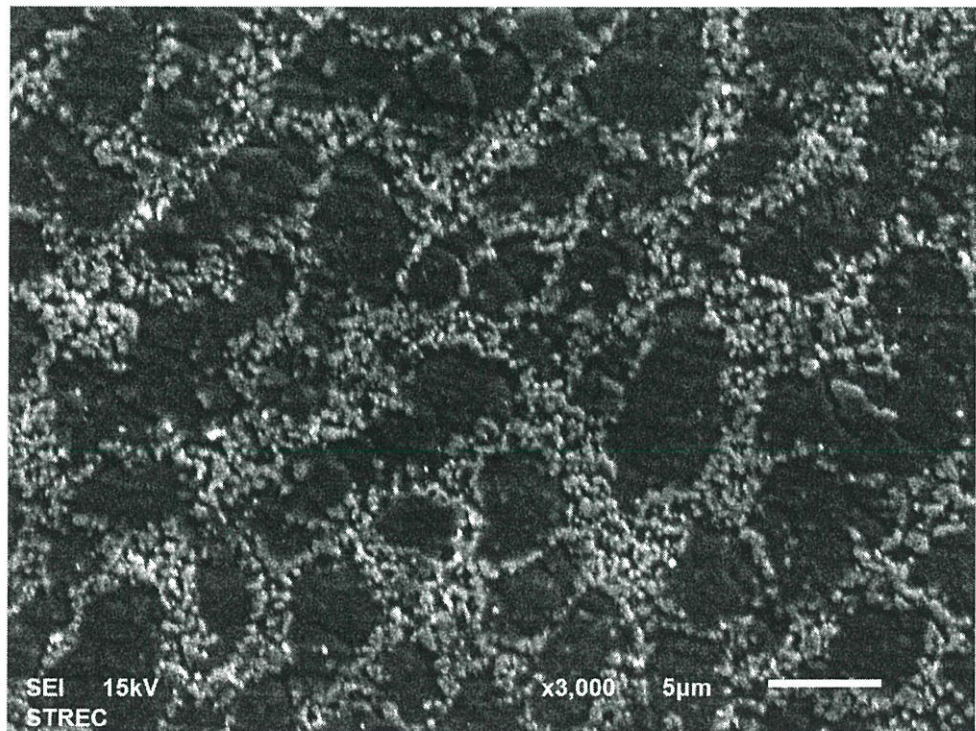
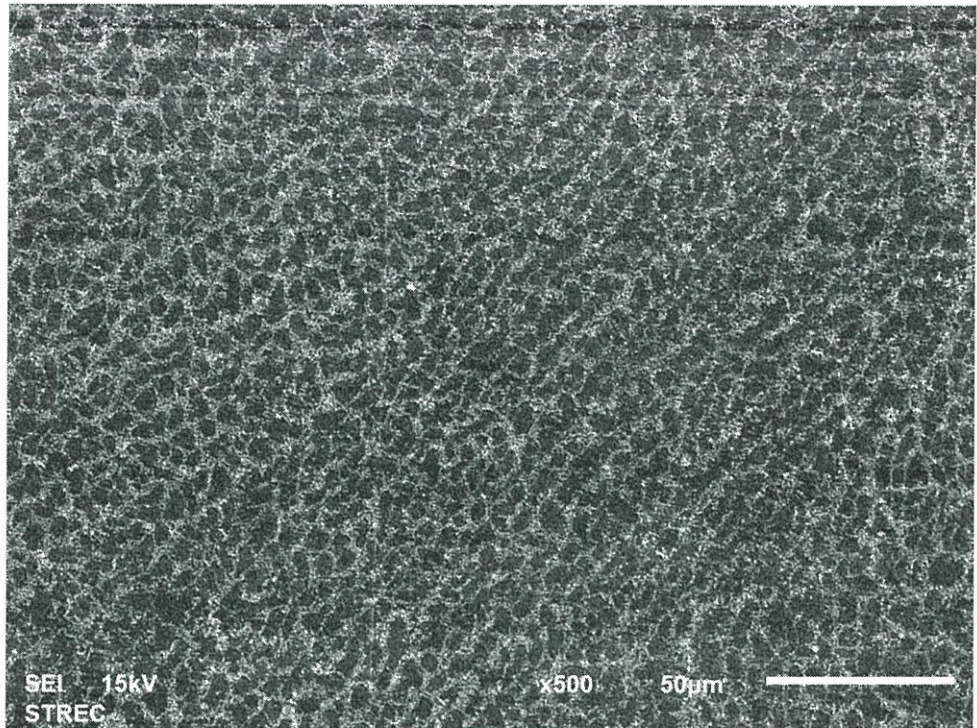
ภาพที่ จ.10 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05Bi



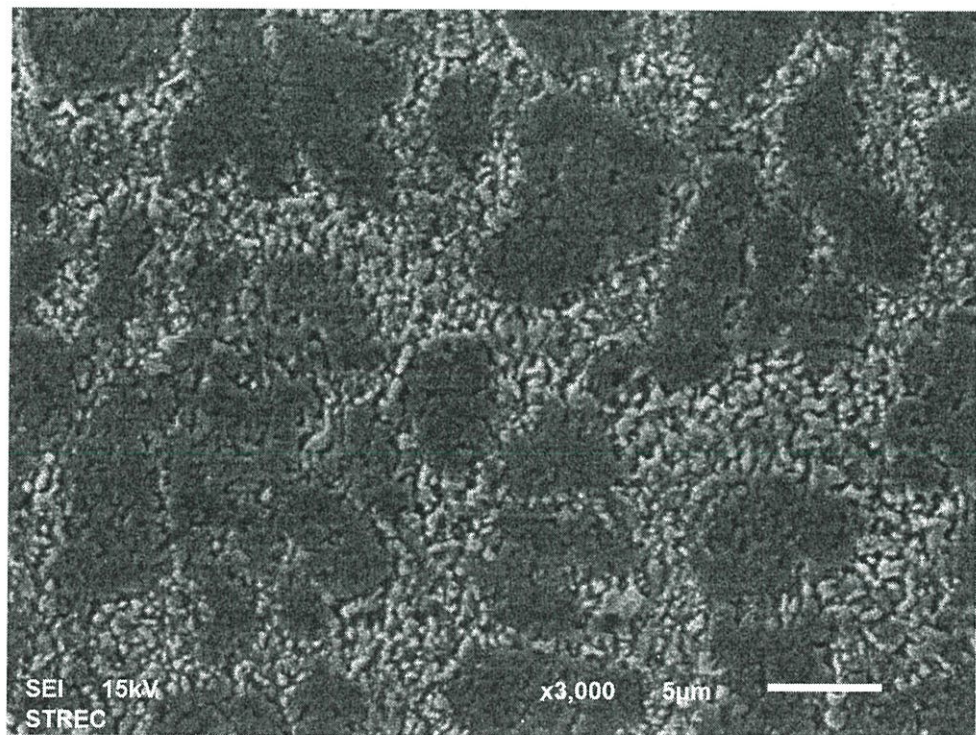
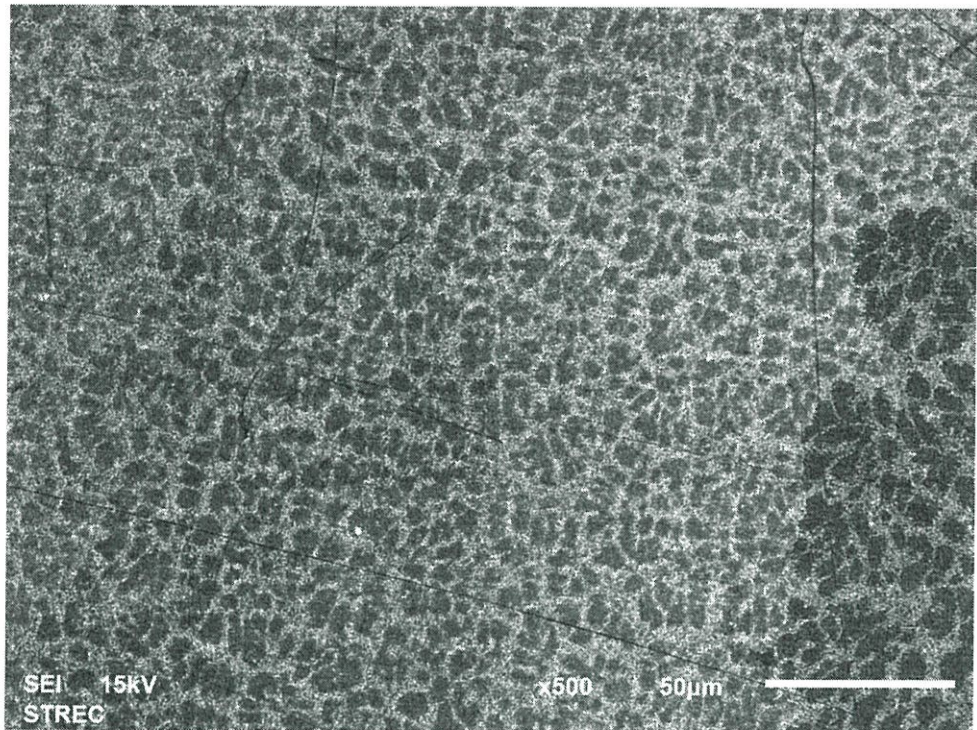
ภาพที่ จ.11 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05In



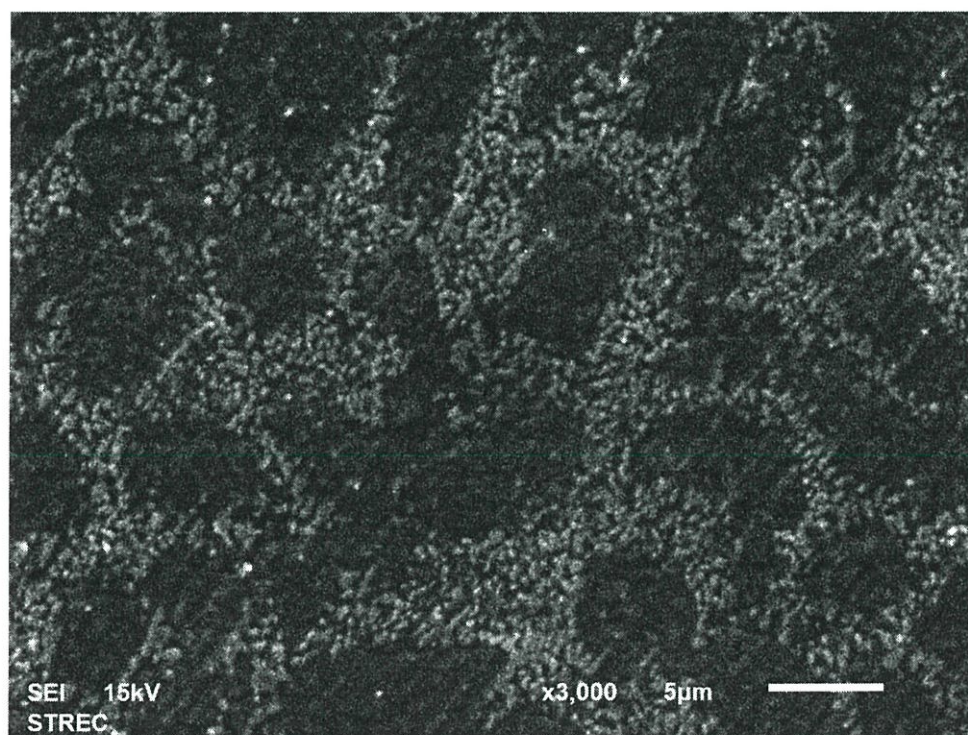
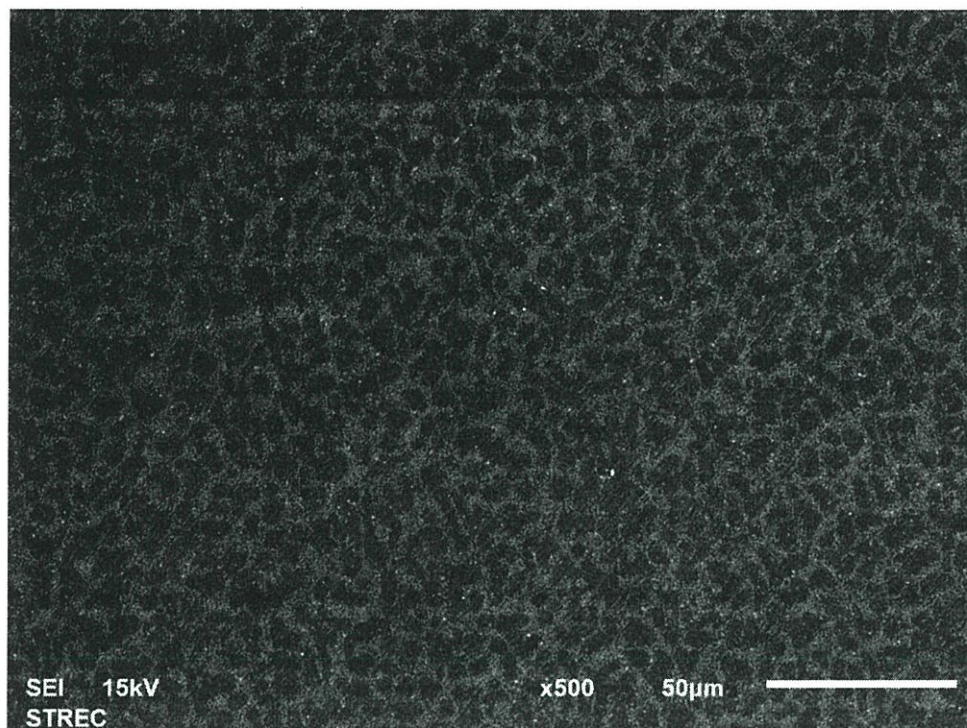
ภาพที่ จ.12 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05Sb



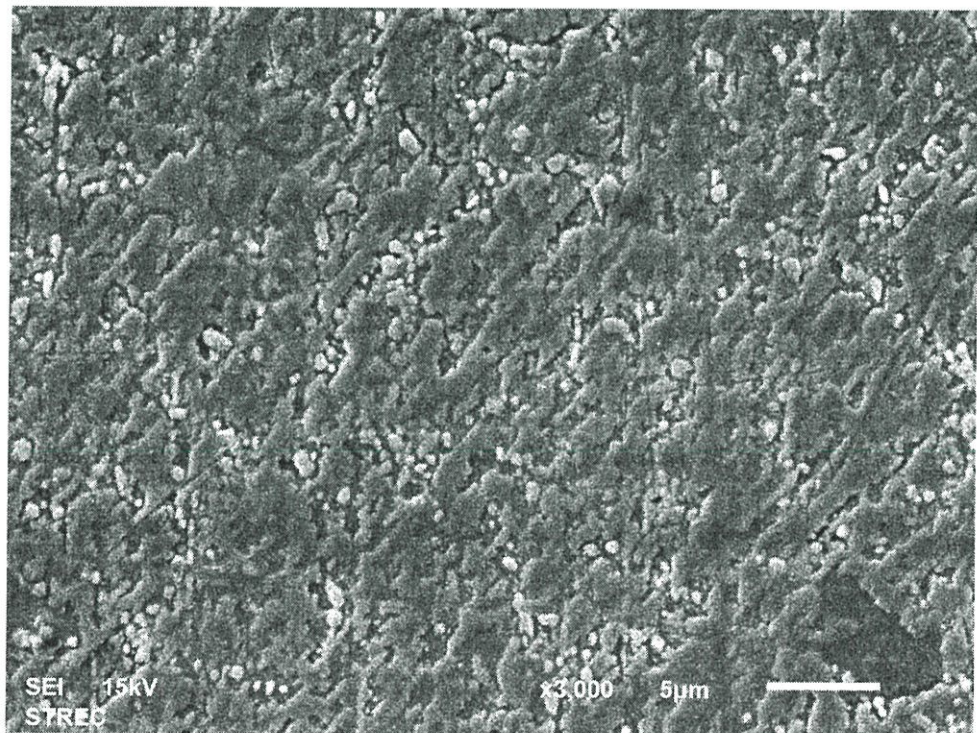
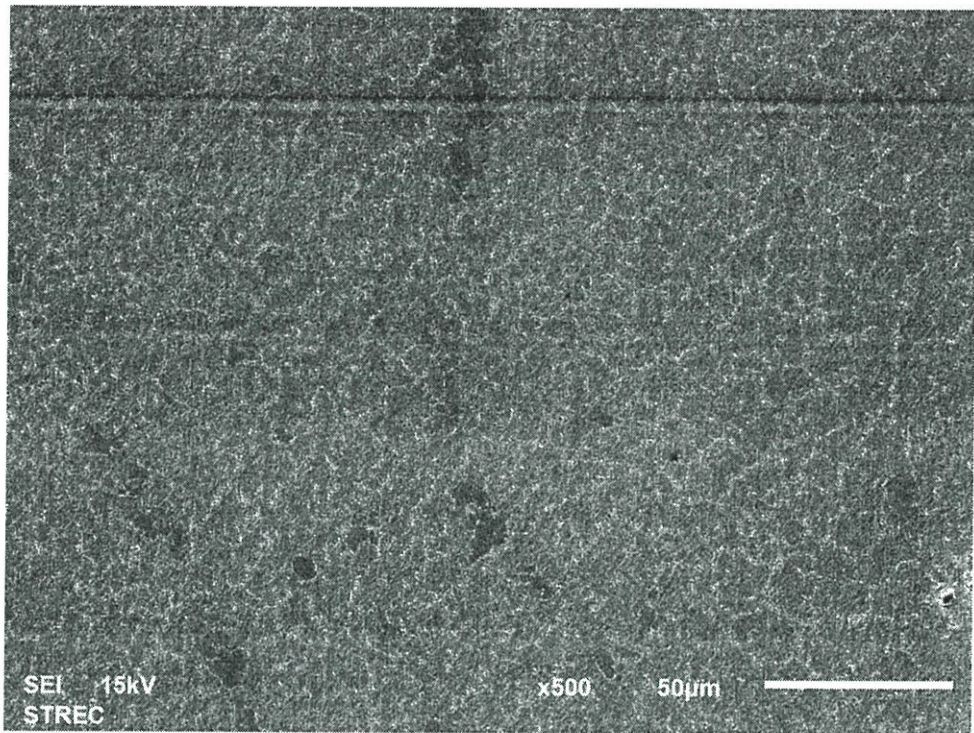
ภาพที่ จ.13 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi-0.05In



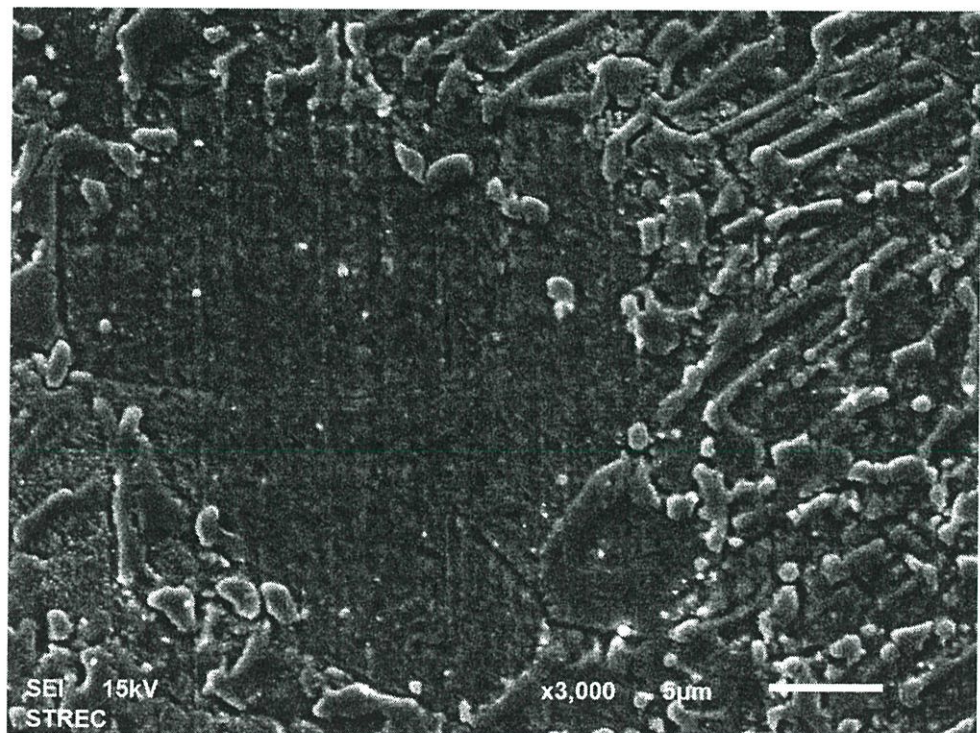
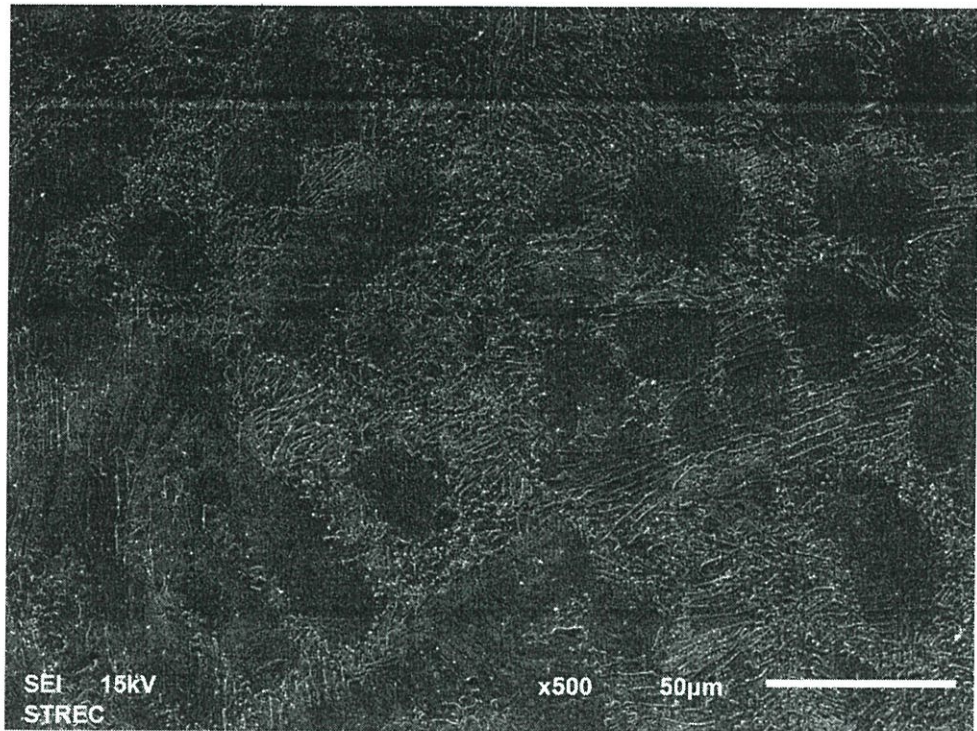
ภาพที่ จ.14 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi-0.05Sb



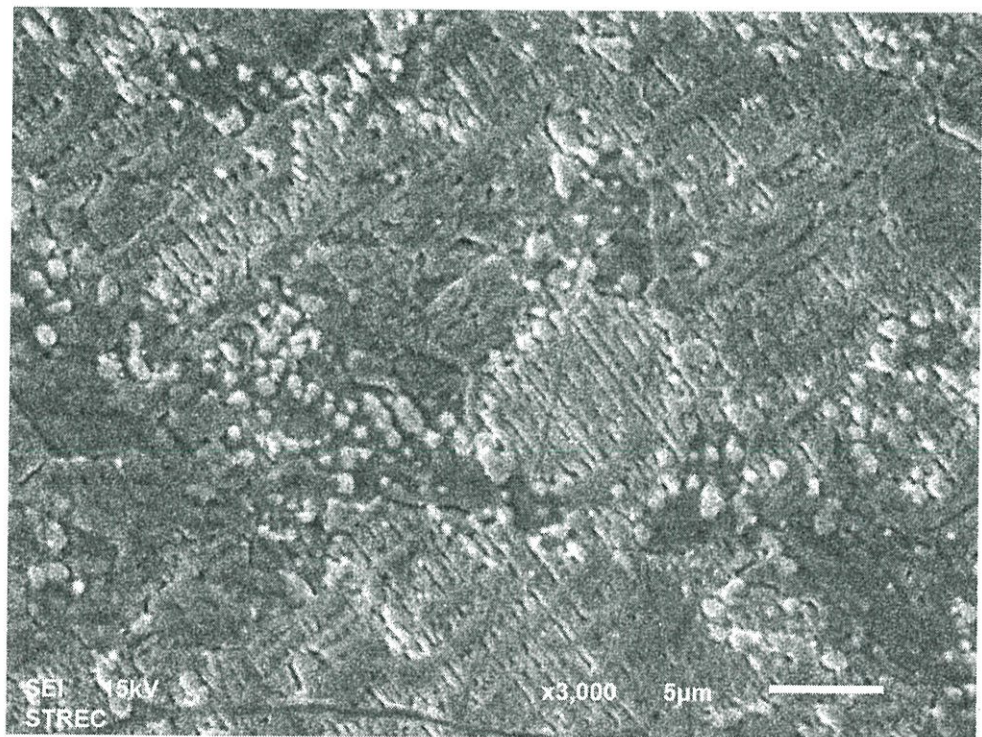
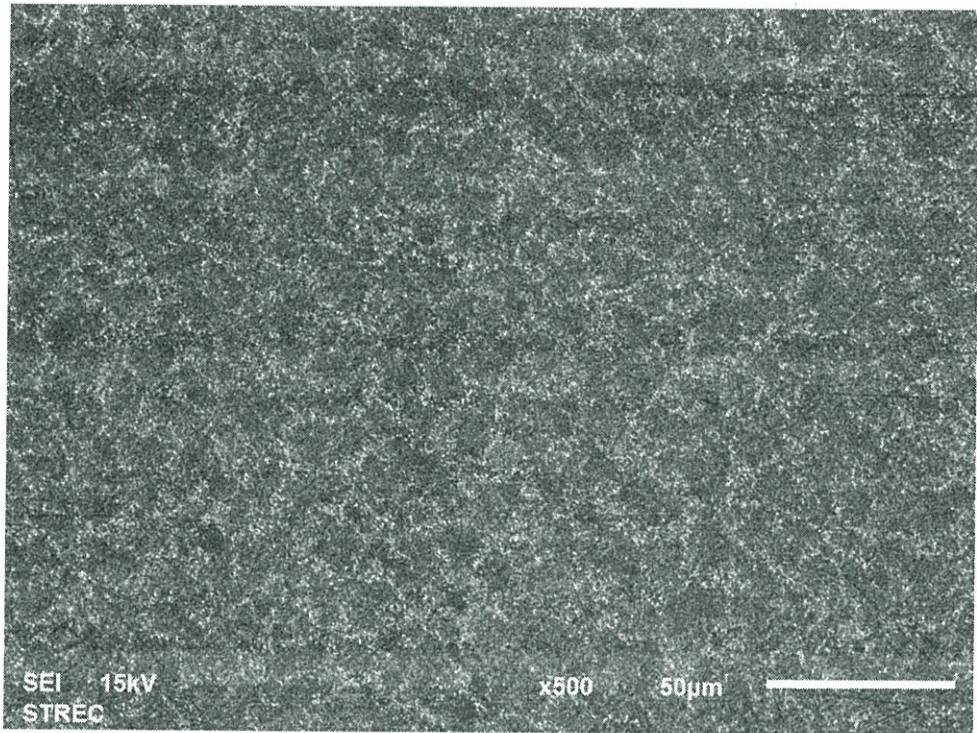
ภาพที่ จ.15 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SCNG+0.05In-0.05Sb



ภาพที่ จ.16 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC0307



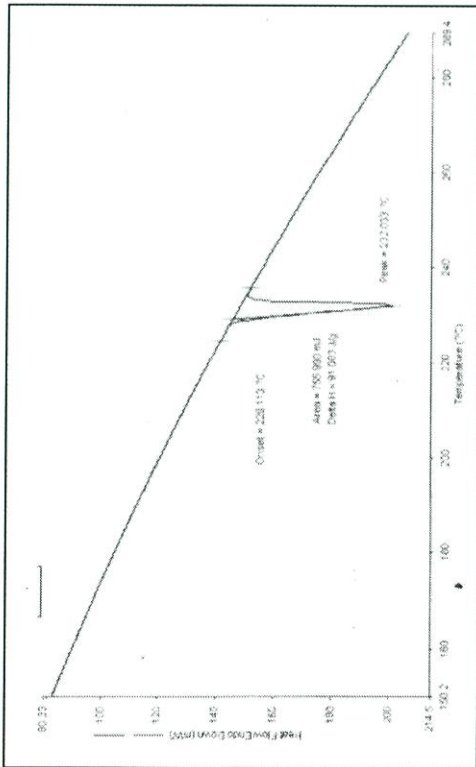
ภาพที่ จ.17 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC305



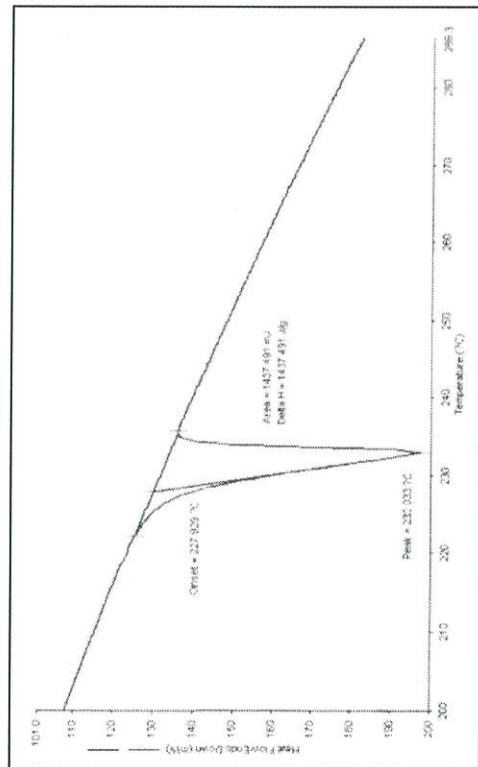
ภาพที่ จ.18 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SC07

ภาคผนวก ฉ.

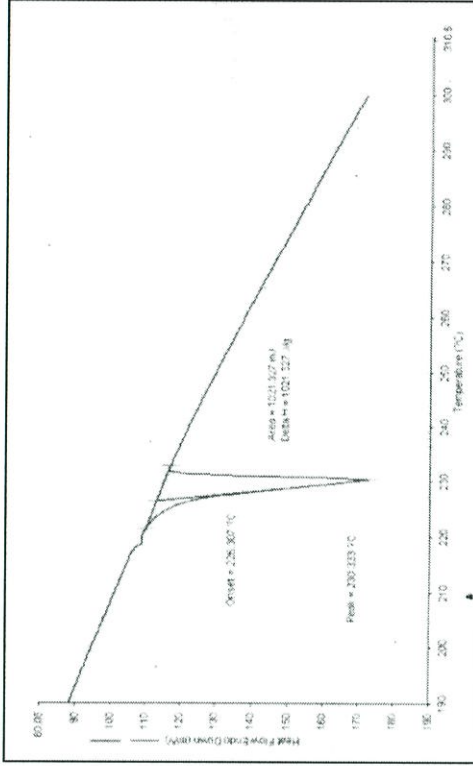
ผลการทดสอบทางอุณหภูมิตัวด้วยเครื่อง DSC



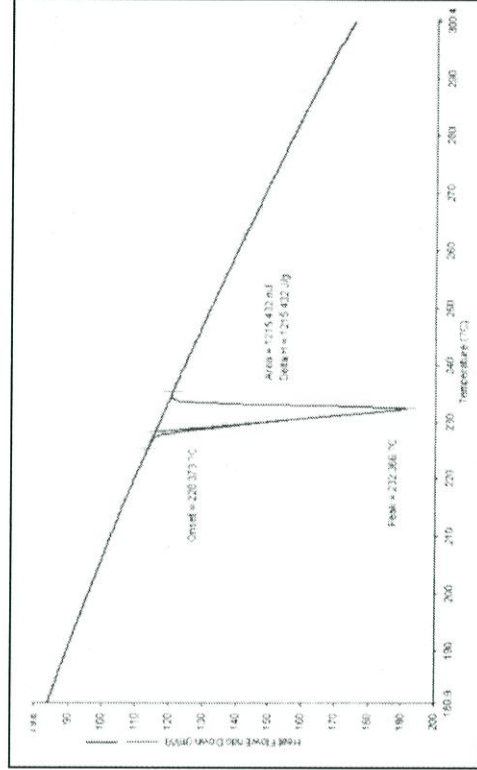
ภาพที่ ฉ.1 ปฏิกริยาดูดความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG



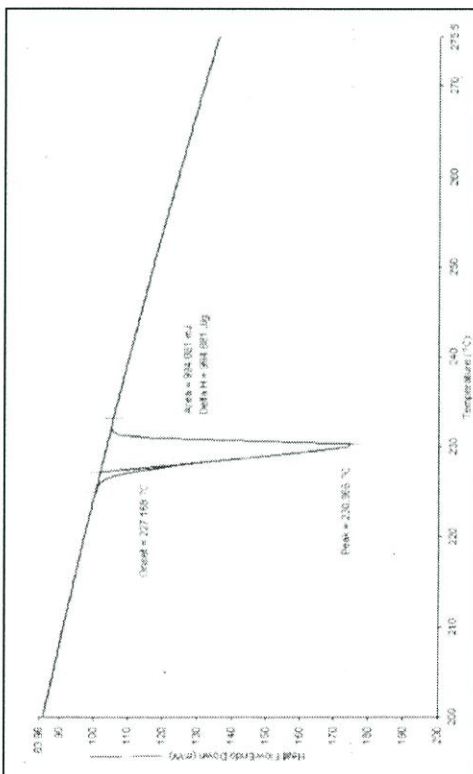
ภาพที่ ฉ.2 ปฏิกริยาดูดความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag



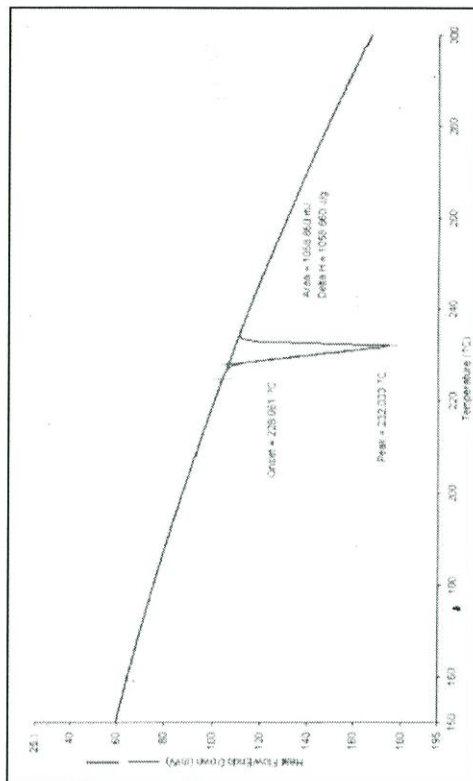
ภาพที่ ฉ.3 ปฏิกริยาดูดความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Ag



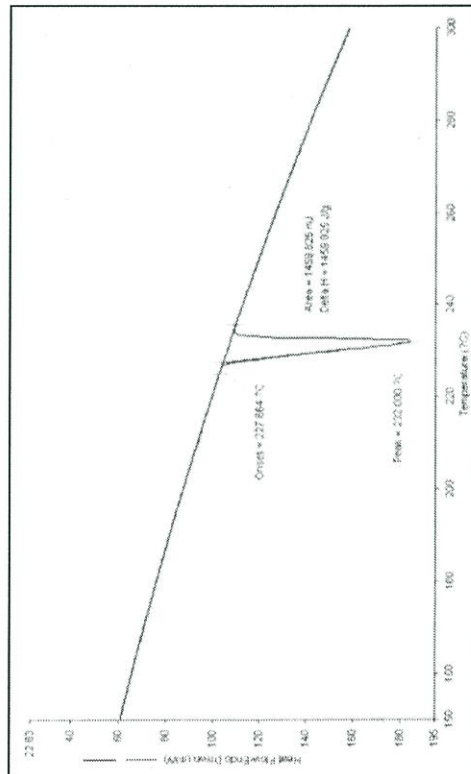
ภาพที่ ฉ.4 ปฏิกริยาดูดความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi



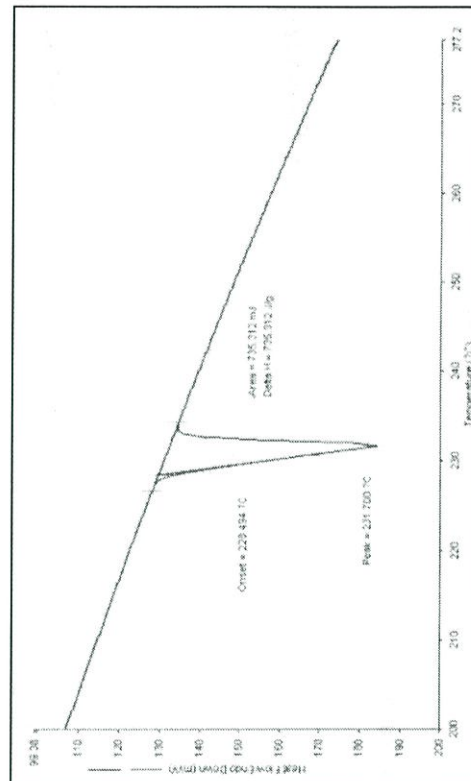
ภาพที่ ๕.5 ปฏิกริยาตุความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.1BI



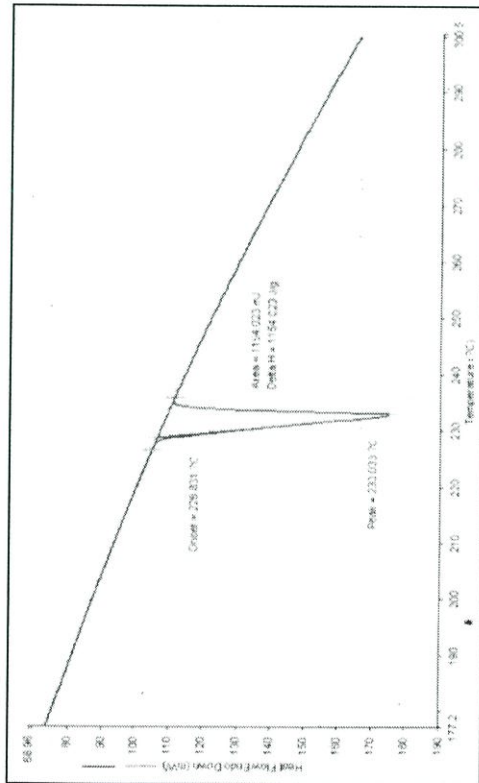
ภาพที่ ๕.7 ปฏิกริยาตุความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.1In



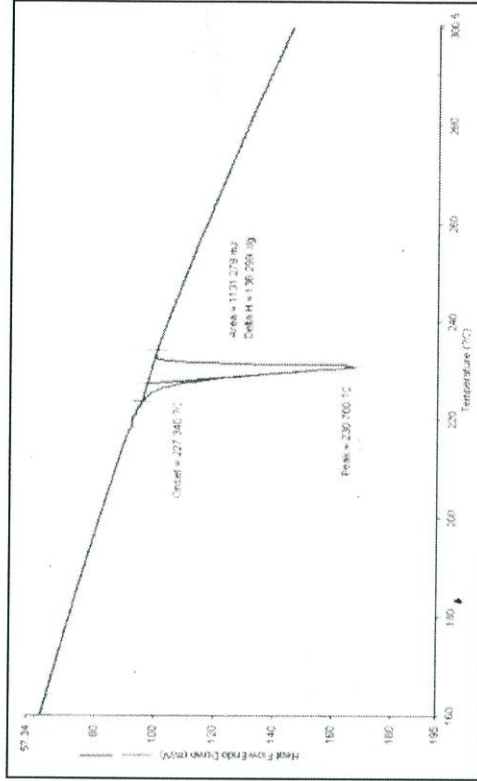
ภาพที่ ๕.6 ปฏิกริยาตุความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.05In



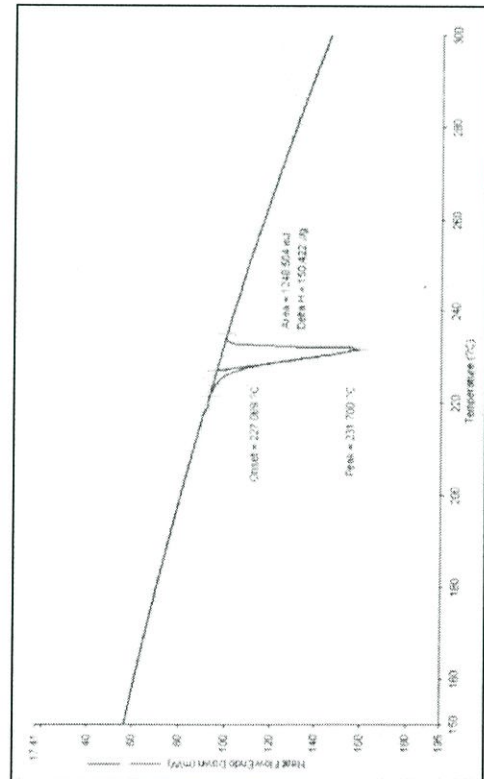
ภาพที่ ๕.8 ปฏิกริยาตุความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.055Bb



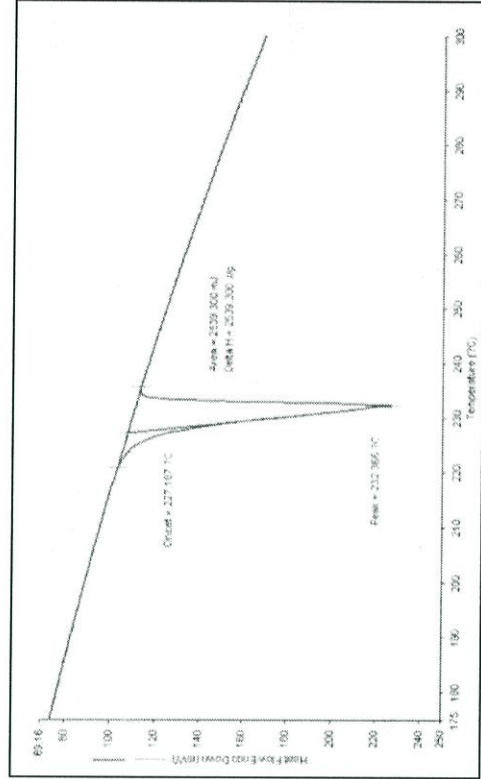
ภาพที่ ฉ.9 ปฏิริยาตุความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.15b



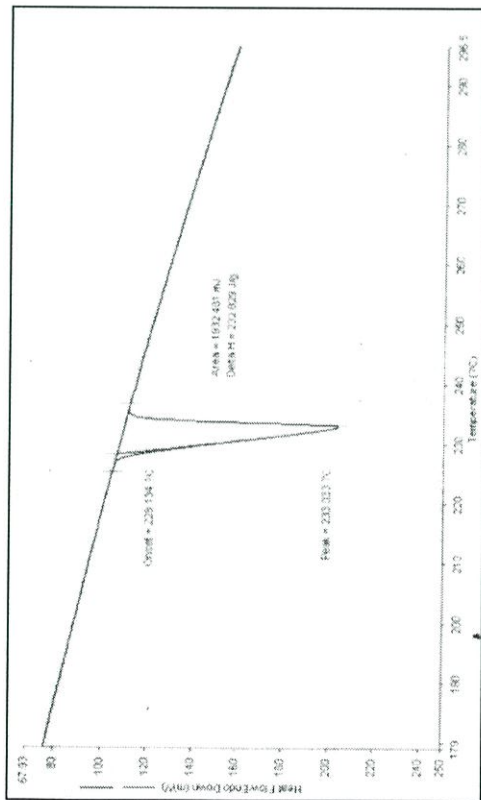
ภาพที่ ฉ.11 ปฏิริยาตุความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05In



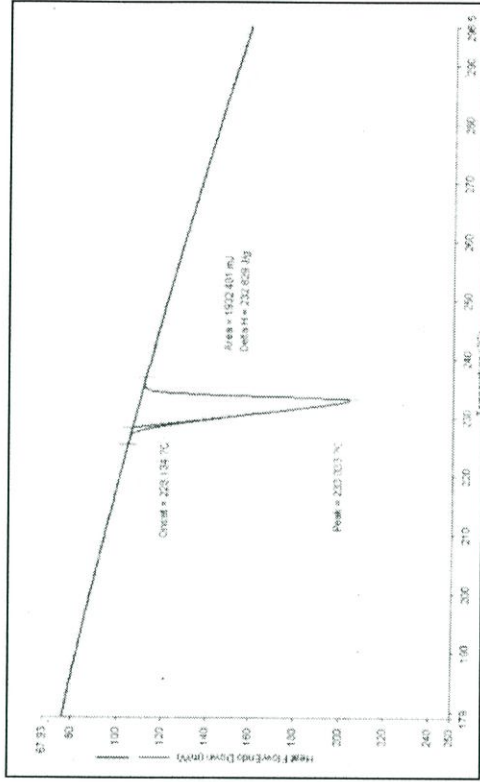
ภาพที่ ฉ.10 ปฏิริยาตุความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05Bi



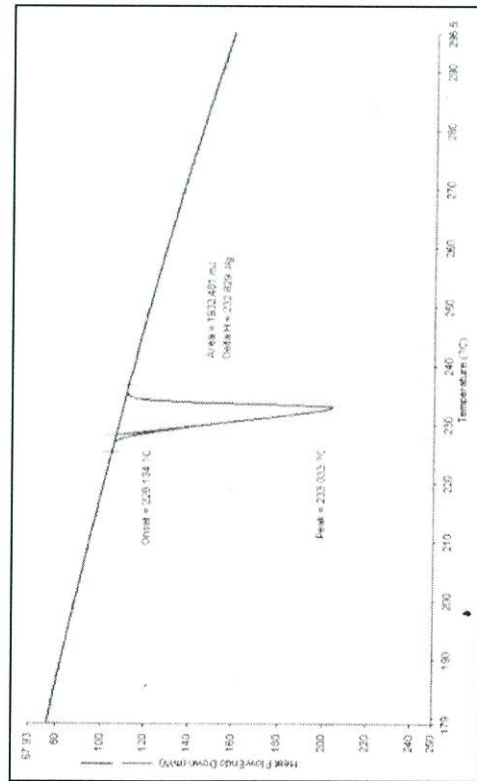
ภาพที่ ฉ.12 ปฏิริยาตุความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05Sb



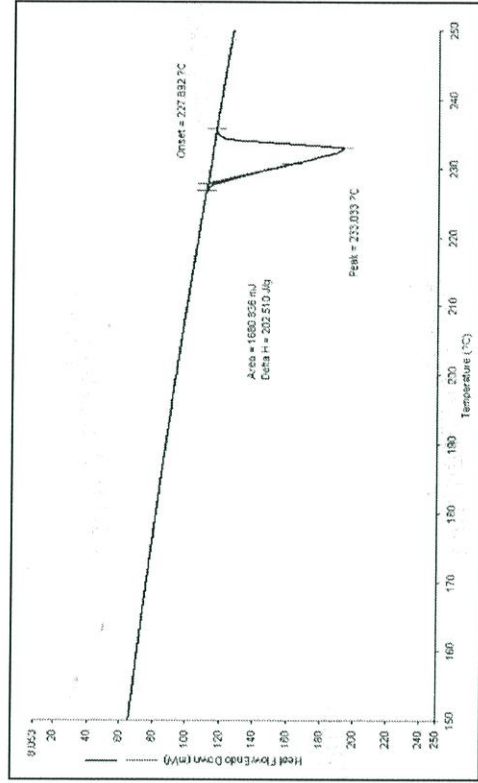
ภาพที่ ฉ.13 ปฏิริยาจุดความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi-0.05In



ภาพที่ ฉ.15 ปฏิริยาจุดความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.05In-0.05Sb



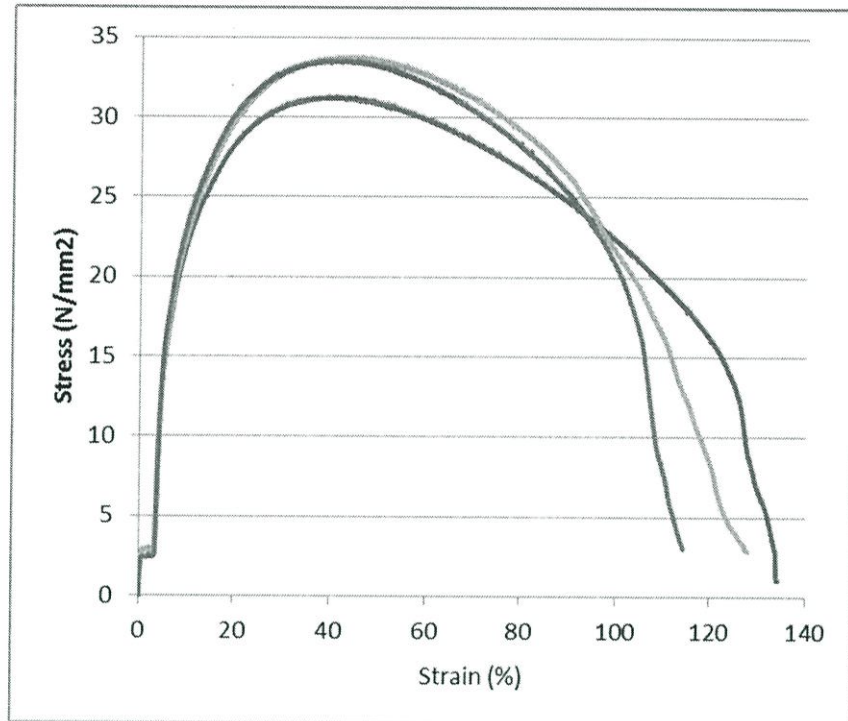
ภาพที่ ฉ.14 ปฏิริยาจุดความร้อนของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi-0.05Sb



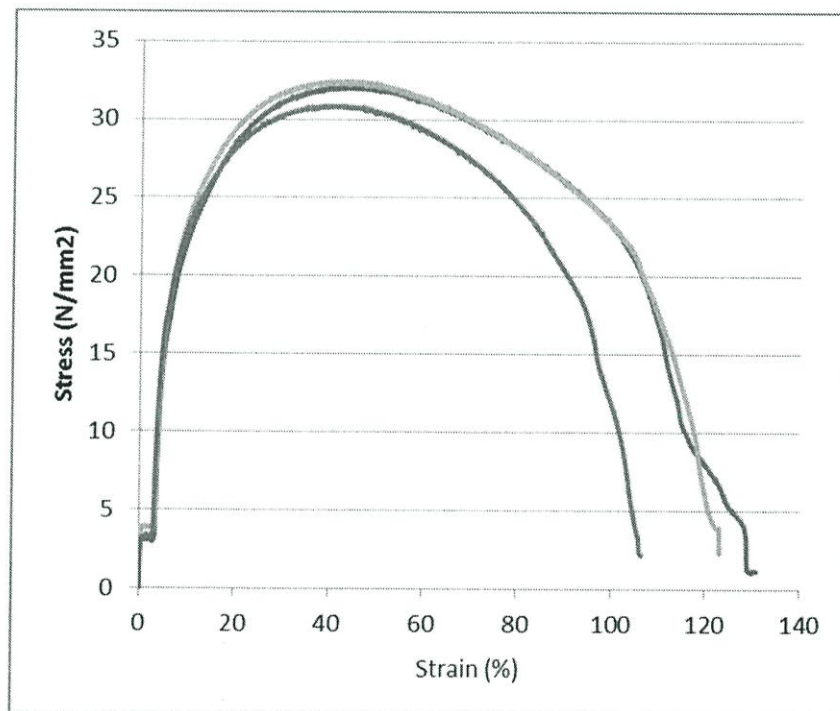
ภาพที่ ฉ.18 ปฏิริยาจุดความร้อนของโลหะบัดกรี SC07

ภาคผนวก ช.

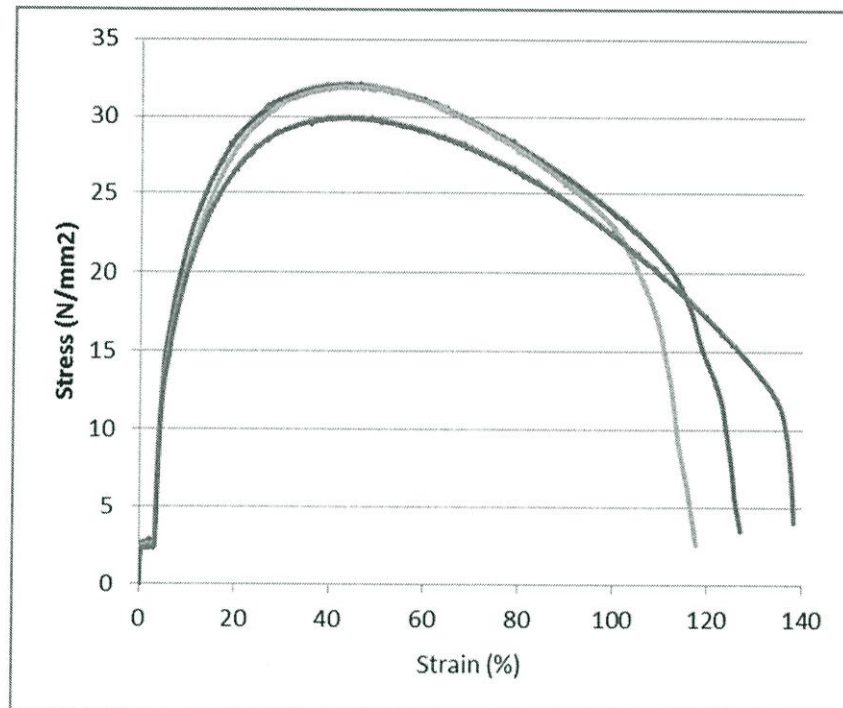
ผลการทดสอบแรงดึง



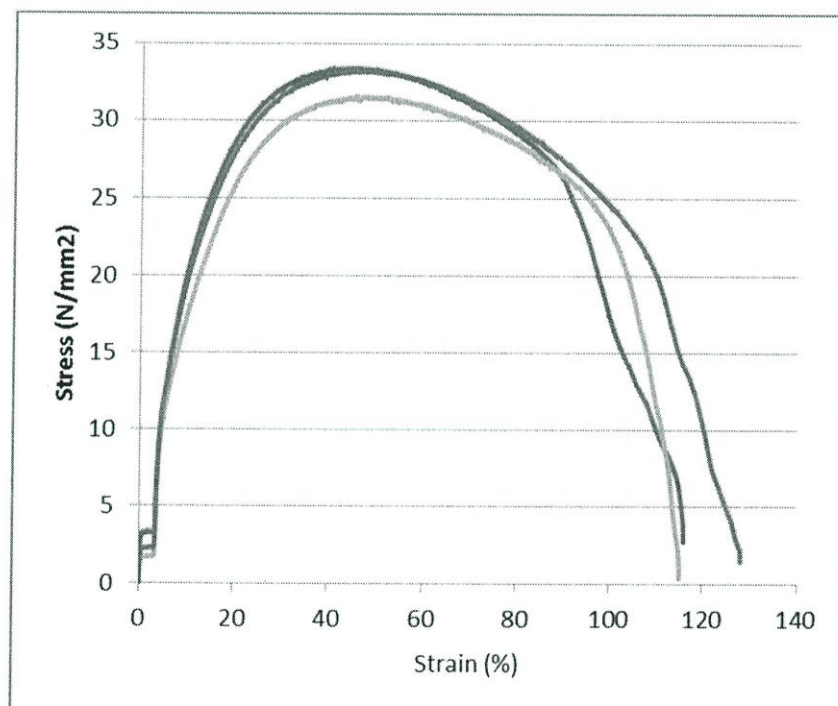
ภาพที่ ข.1 กราฟ Stress-Strain ของโลหะบัดกรี SCNG



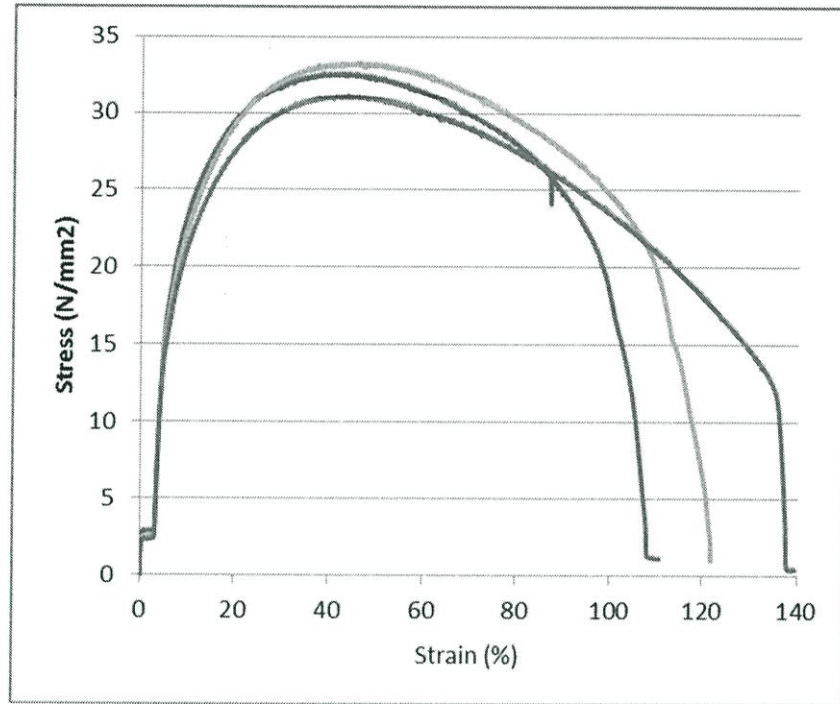
ภาพที่ ข.2 กราฟ Stress-Strain ของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag



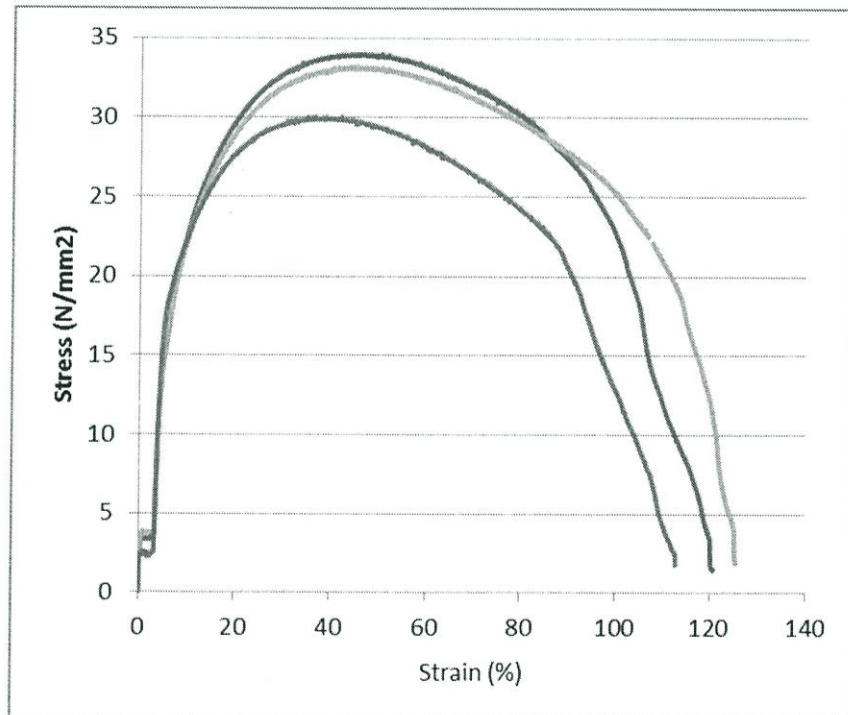
ภาพที่ ข.3 กราฟ Stress-Strain ของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Ag



ภาพที่ ข.4 กราฟ Stress-Strain ของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi



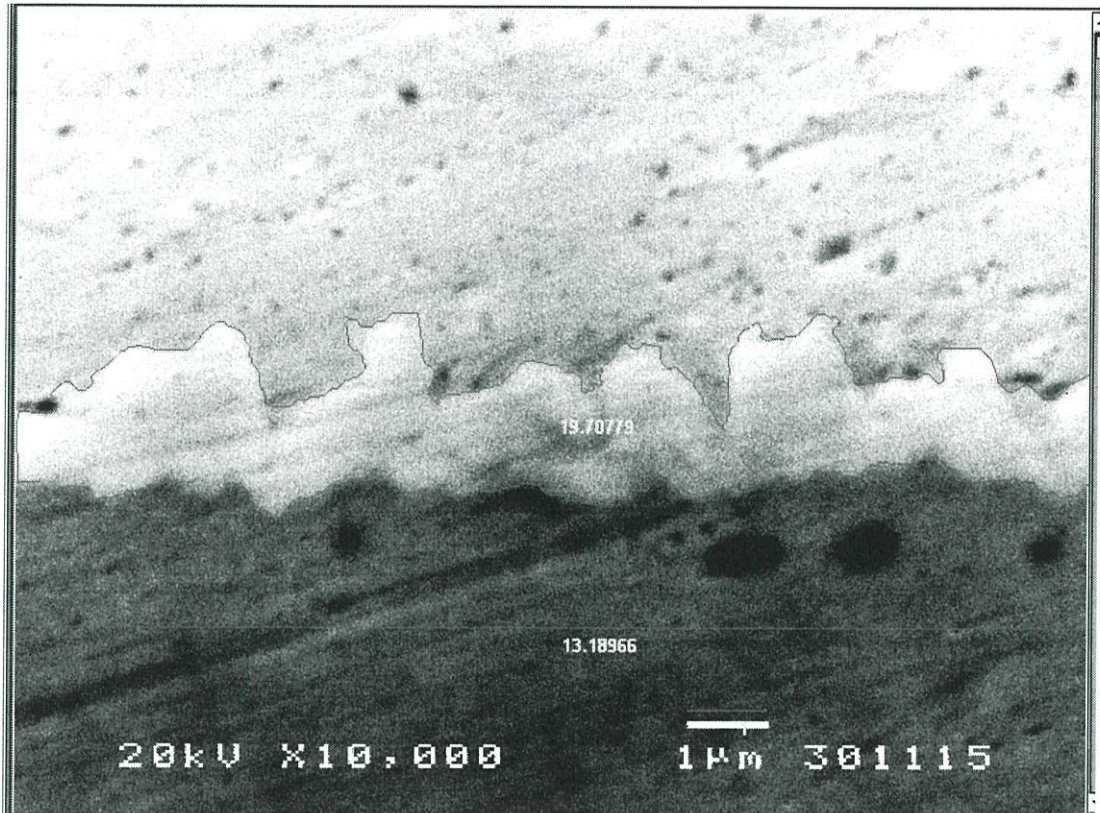
ภาพที่ ข.5 กราฟ Stress-Strain ของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Bi



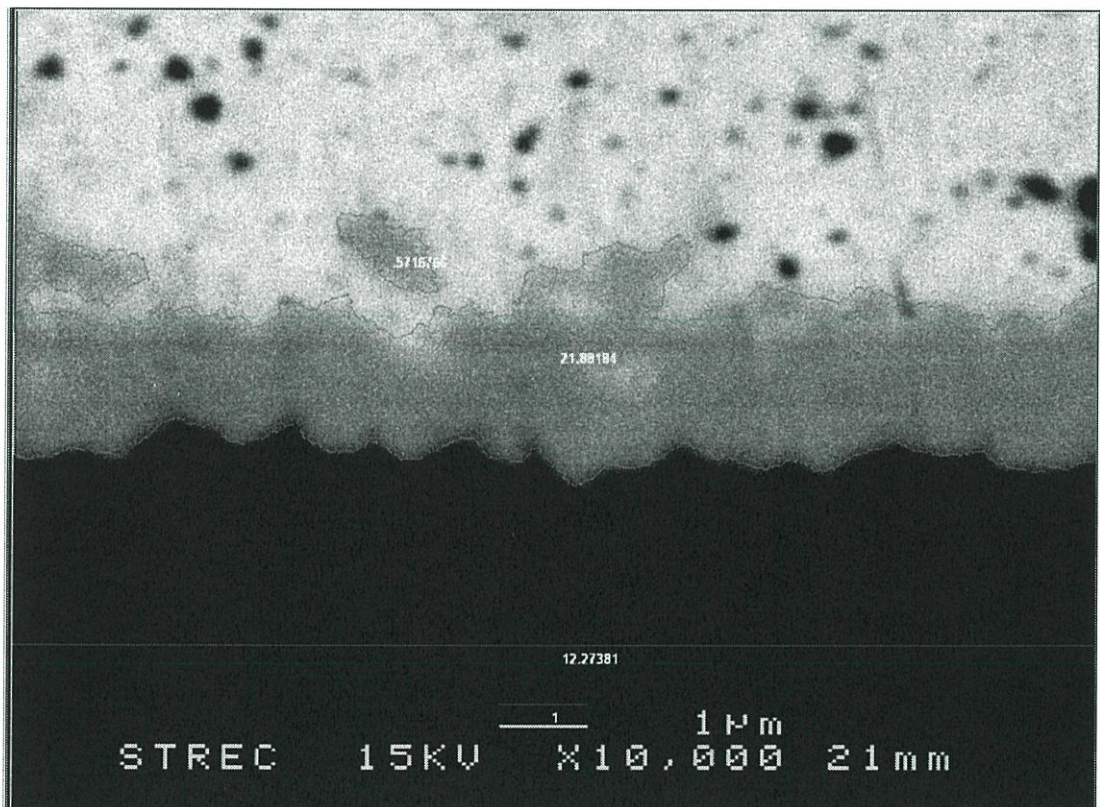
ภาพที่ ข.6 กราฟ Stress-Strain ของโลหะบัดกรี SCNG+0.05In

ภาคผนวก ซ.

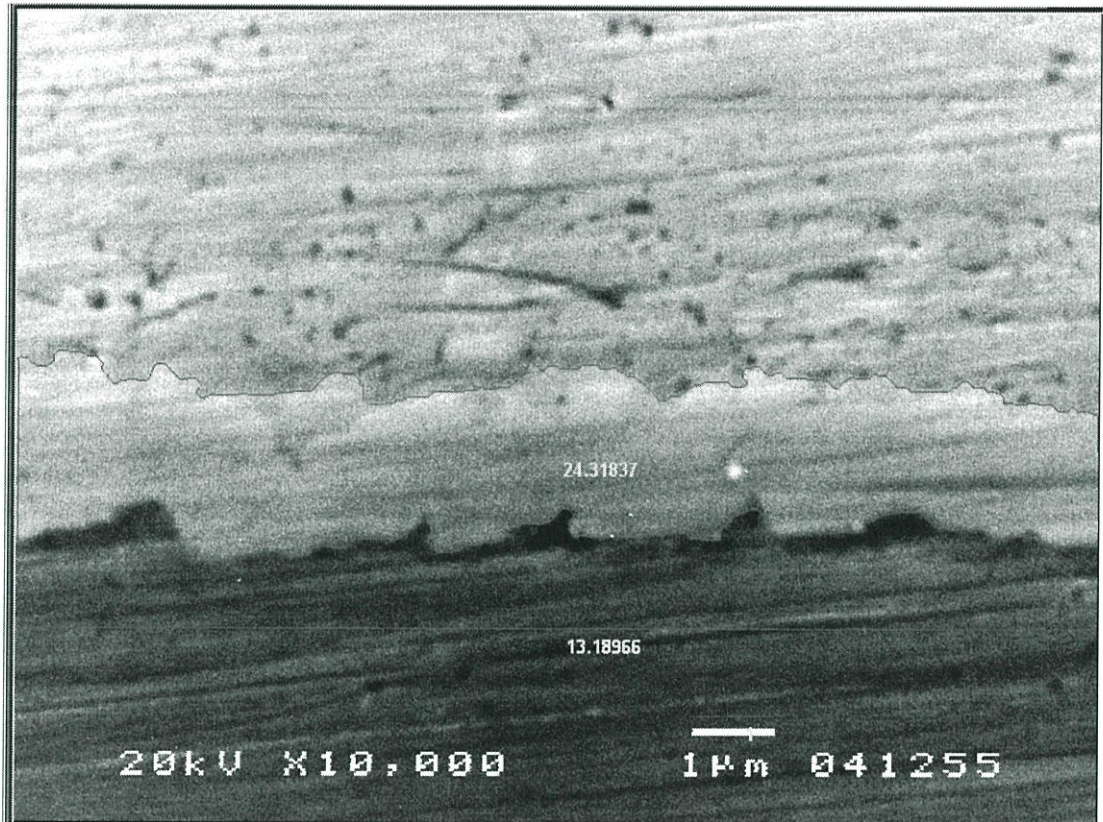
โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง



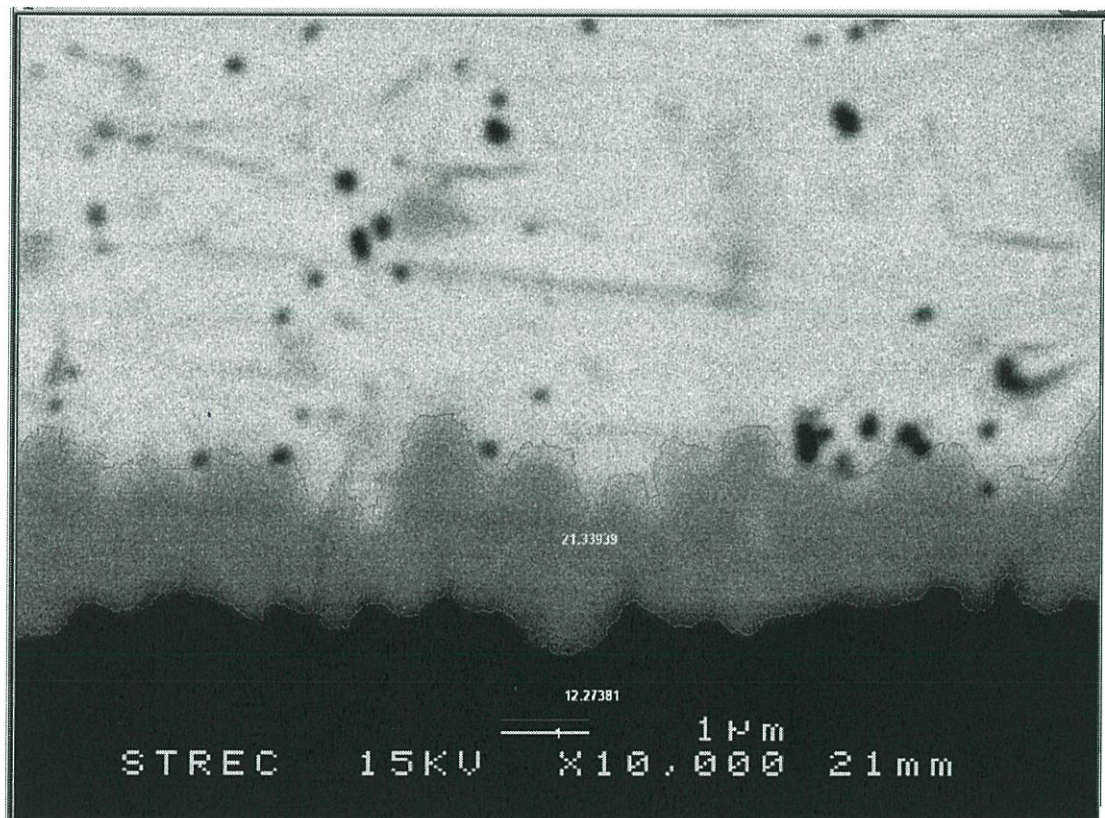
ภาพที่ ข.1 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG



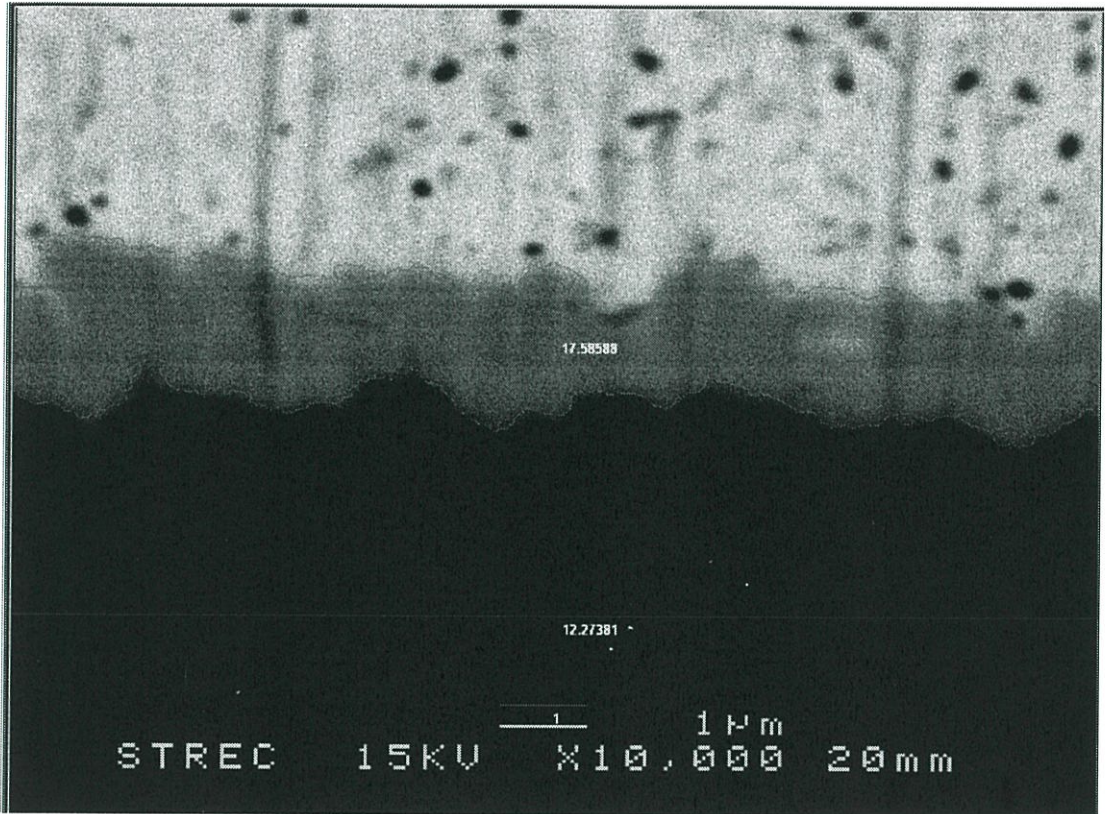
ภาพที่ ข.2 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag



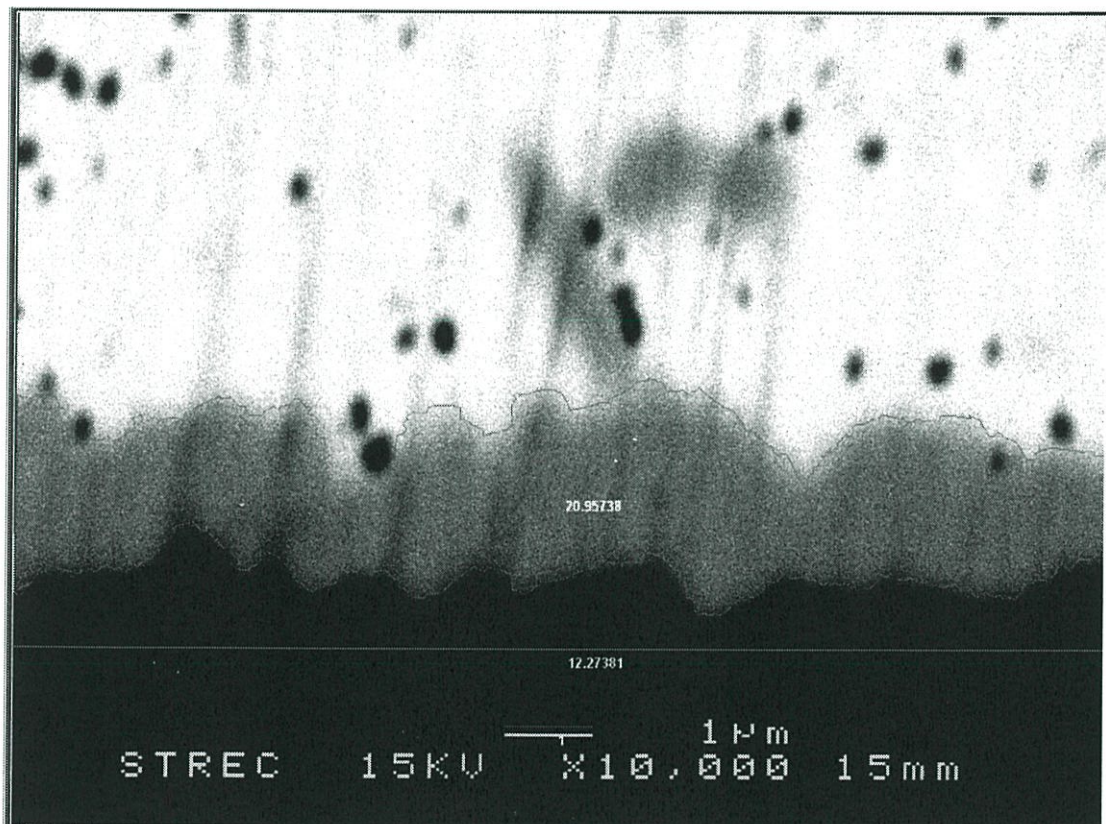
ภาพที่ ซ.3 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Ag



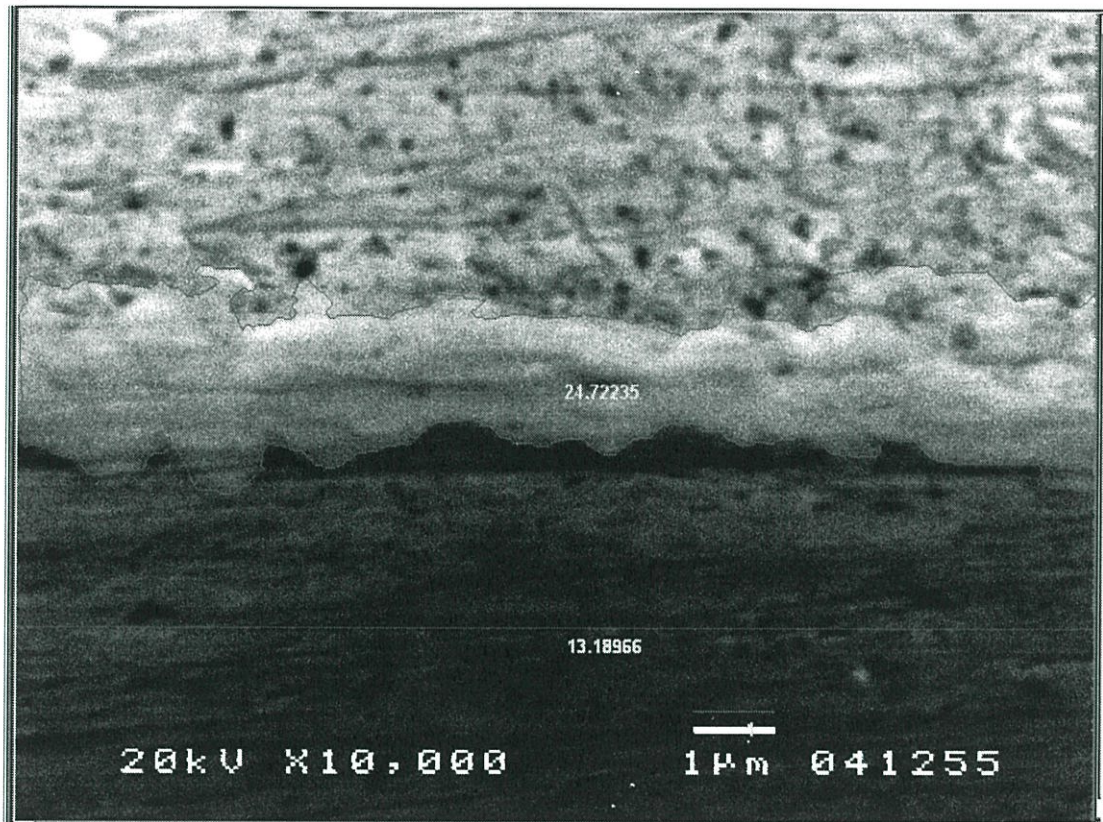
ภาพที่ ซ.4 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi



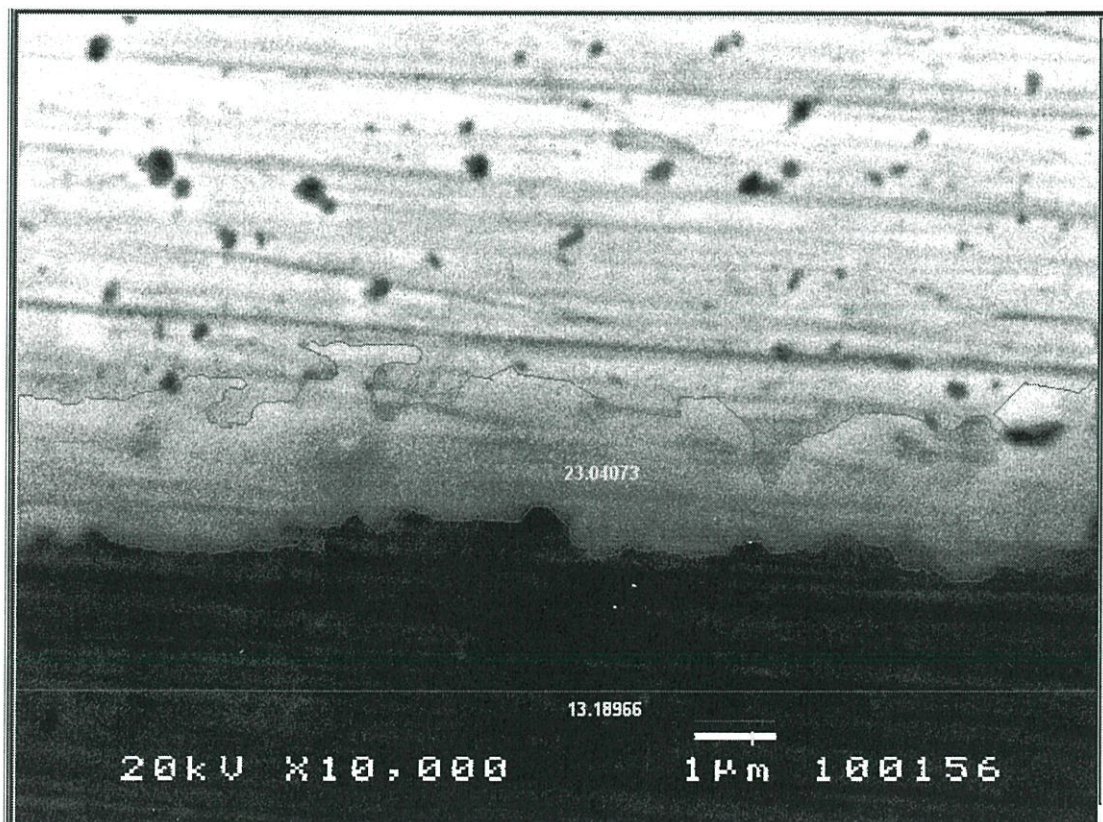
ภาพที่ ๕.5 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Bi



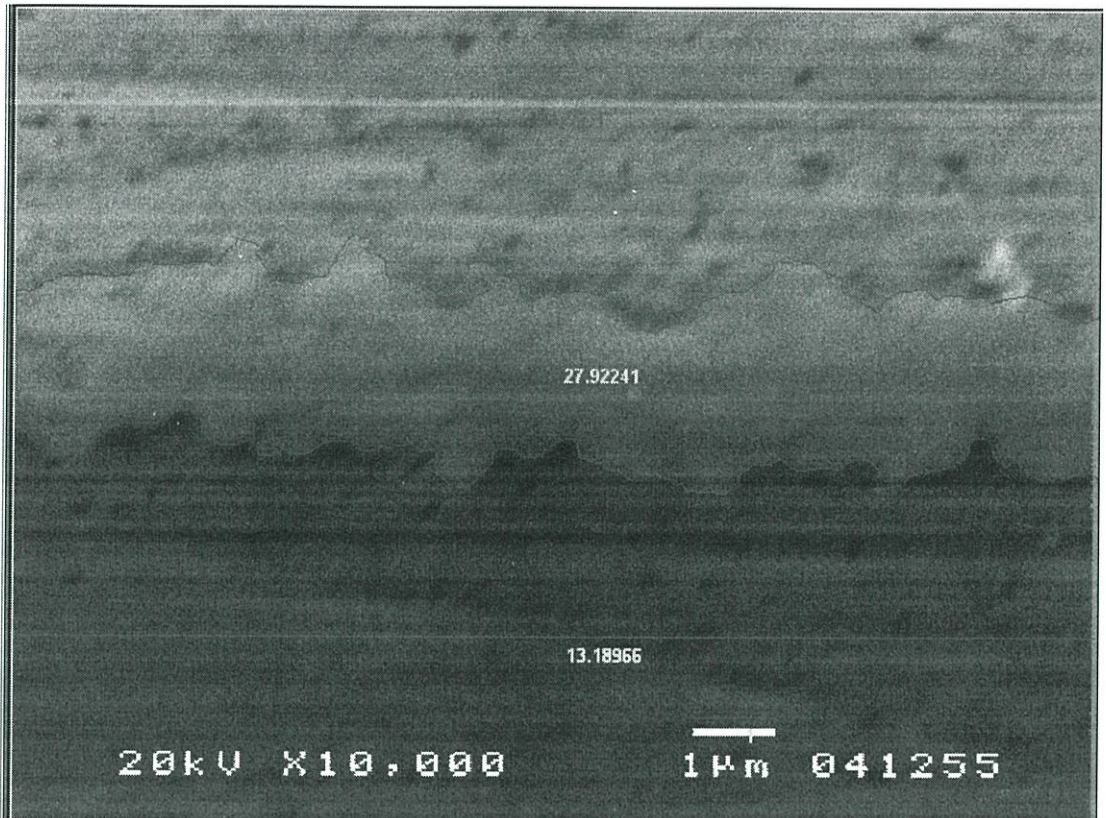
ภาพที่ ๕.6 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.05In



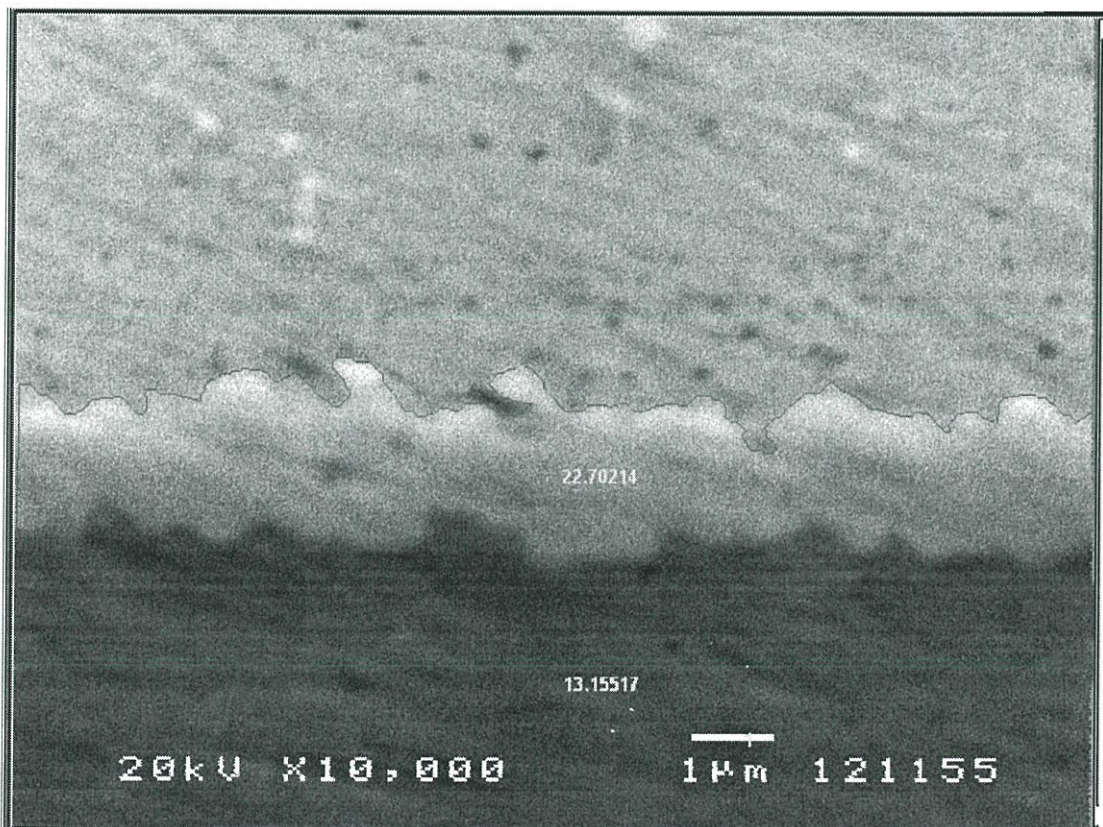
ภาพที่ ๗.7 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.1In



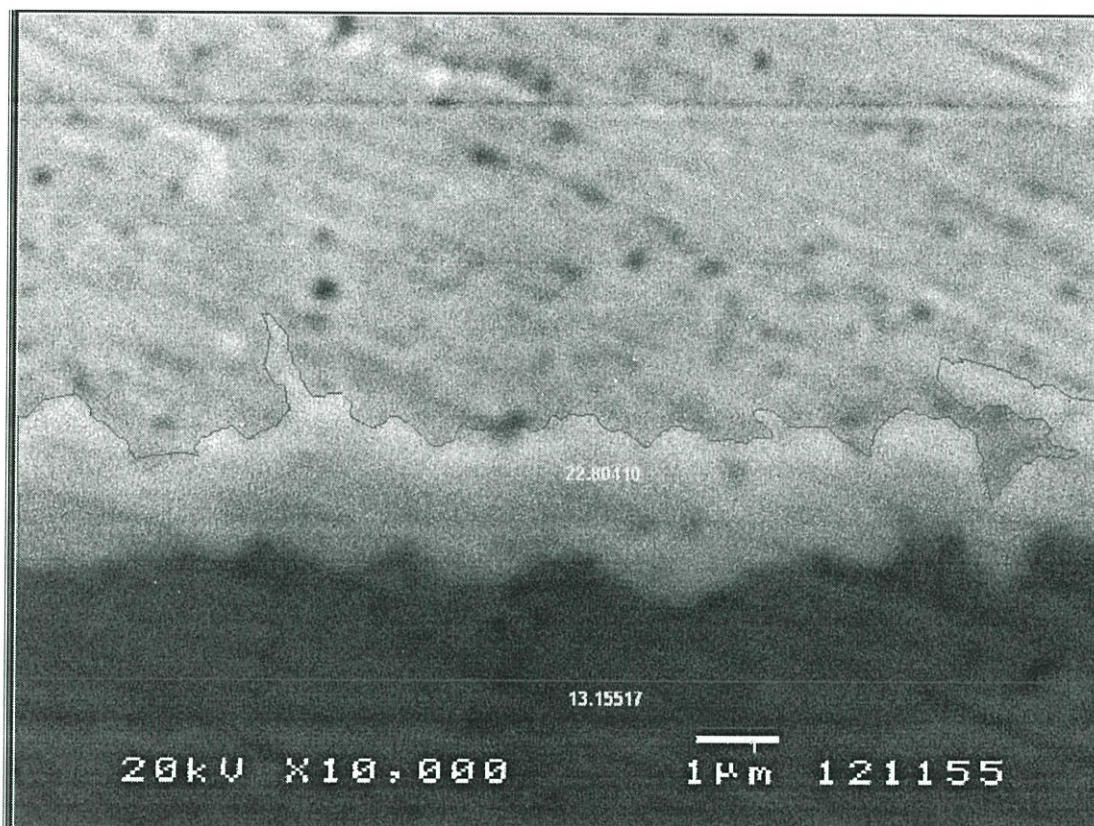
ภาพที่ ๗.8 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Sb



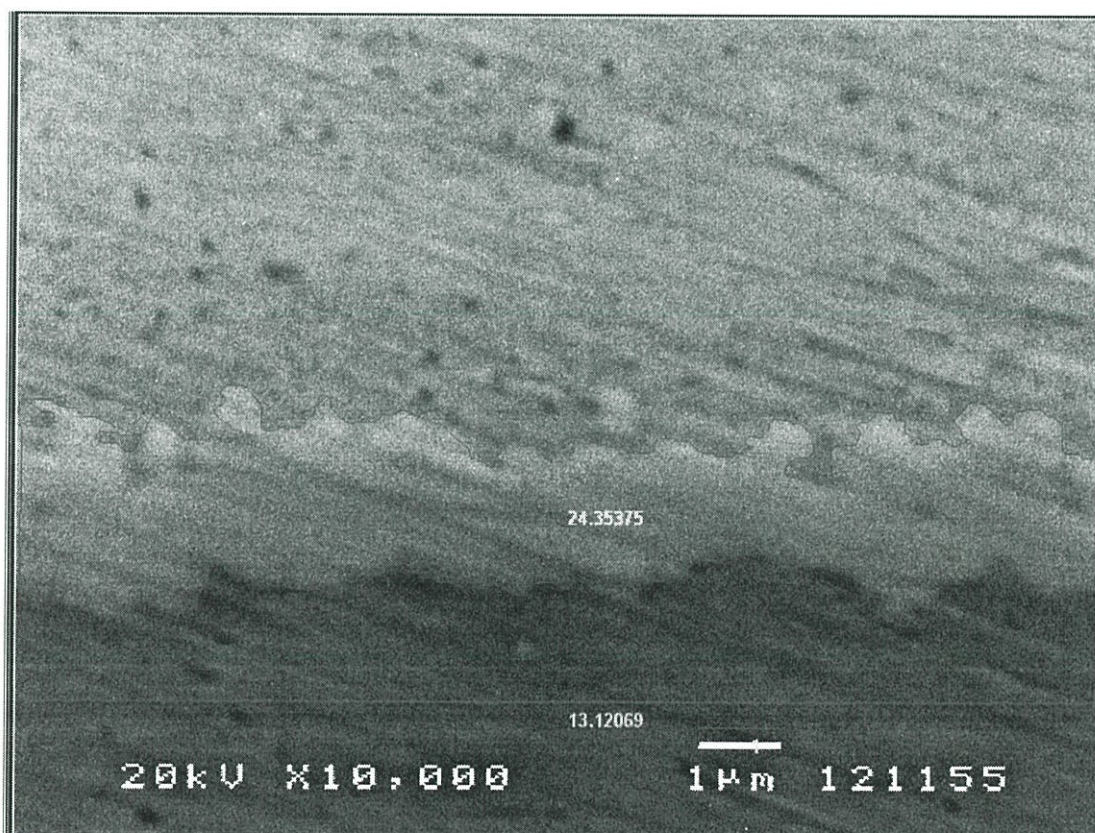
ภาพที่ ซ.9 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.1Sb



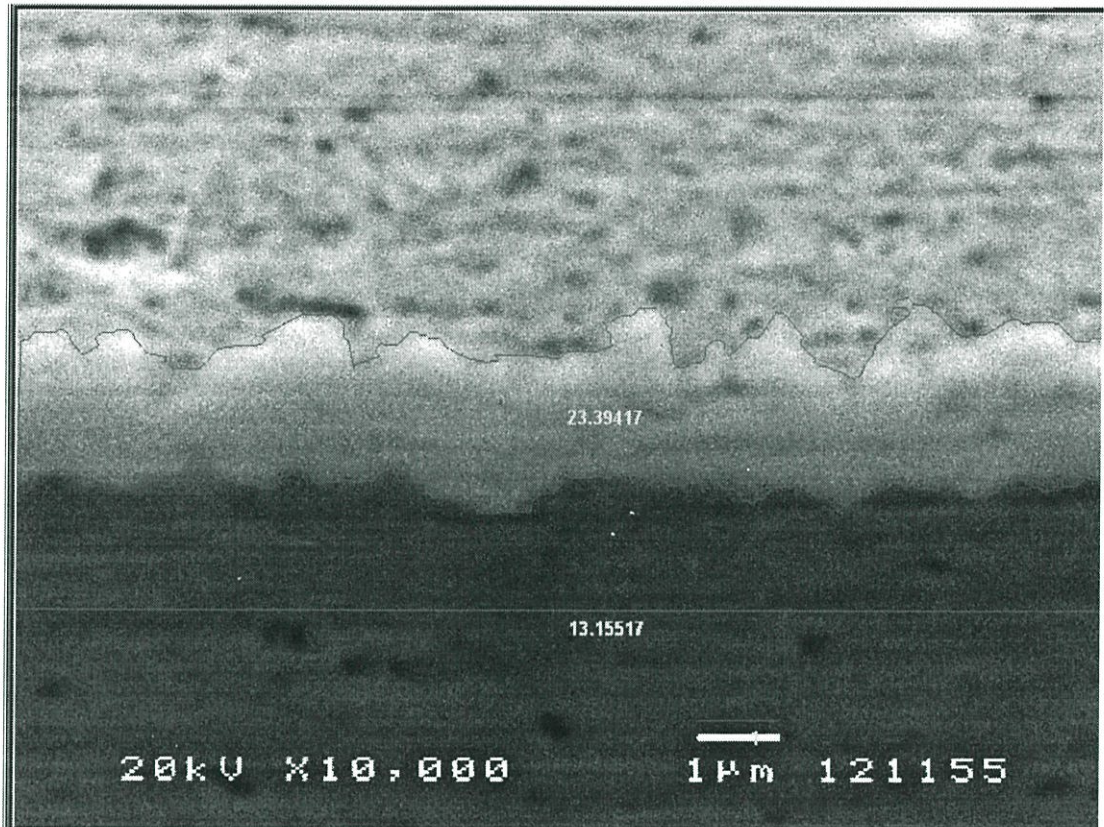
ภาพที่ ซ.10 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05Bi



ภาพที่ ซ.11 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05In



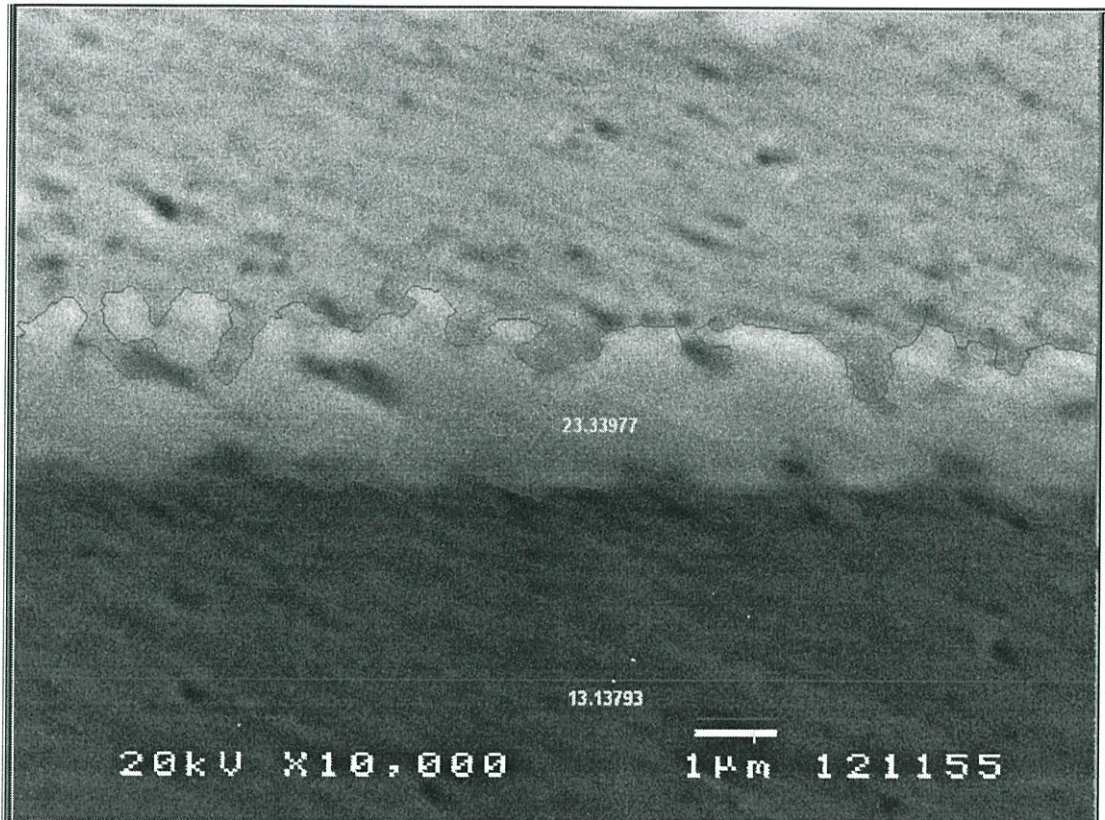
ภาพที่ ซ.12 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Ag-0.05Sb



ภาพที่ ซ.13 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi-0.05In



ภาพที่ ซ.14 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.05Bi-0.05Sb



ภาพที่ ซ.15 ความหนาของชั้นสารประกอบบริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรี SCNG+0.05In-0.05Sb

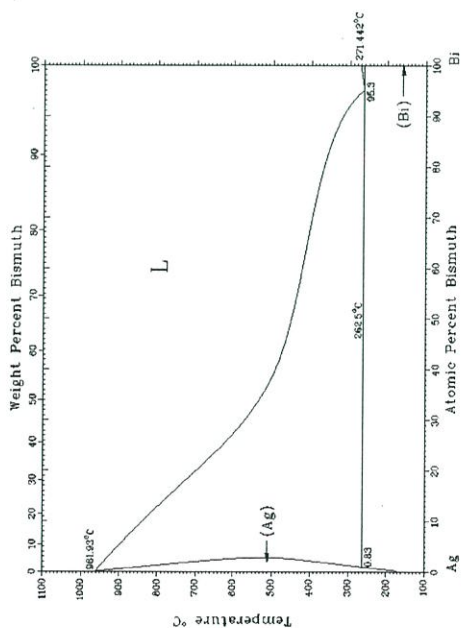
ภาคผนวก ฉ.

ผลการจัดลำดับคุณสมบัติของโลหะบัดกรี

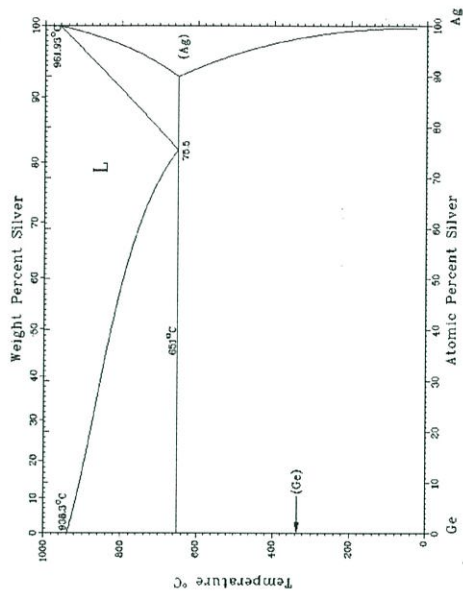
No.	UTC Code	Spread ratio	Melting			Tensile		Ranking					ผลรวม	Rank	
			Onset	Peak	Pasty range	UTS	Elongation (%)	Spread ratio	Onset	Peak	Pasty range	UTS			Elongation (%)
1	SCNG	74.40	229.11	232.00	2.9	33	126	13	15	8	1	4	4	41	8
2	+0.05Ag	74.83	227.93	233.03	5.1	32	119	9	8	12	14	10	11	53	13
3	+0.1Ag	75.19	226.31	230.33	4	31	128	2	1	1	8	12	2	24	2
4	+0.05Bi	74.87	228.37	232.37	4	33	120	8	11	10	7	5	10	41	8
5	+0.1Bi	75.11	227.17	230.37	3.2	32	123	4	3	2	2	8	6	19	1
6	+0.05In	74.94	227.66	232.00	4.3	33	114	5	6	7	10	2	12	30	5
7	+0.1In	75.18	228.06	232.03	4	31	124	3	9	9	6	14	5	41	8
8	+0.05Sb	74.11	228.49	231.70	3.2	34	113	14	12	4	3	1	13	34	6
9	+0.1Sb	73.69	228.83	233.03	4.2	33	108	15	13	12	9	7	15	56	14
10	+0.05Ag-0.05Bi	74.94	227.07	231.70	4.6	33	121	6	2	4	11	6	8	29	4
11	+0.05Ag-0.05In	75.23	227.34	230.70	3.4	30	127	1	5	3	4	15	3	28	3
12	+0.05Ag-0.05Sb	74.80	227.19	232.37	5.2	32	133	10	4	10	15	11	1	50	12
13	+0.05Bi-0.05In	74.92	228.13	233.03	4.9	33	121	7	10	12	12	3	9	44	11
14	+0.05Bi-0.05Sb	74.61	227.92	231.70	3.8	32	112	12	7	4	5	9	14	37	7
15	+0.05In-0.05Sb	74.62	228.96	234.03	5.1	31	122	11	14	15	13	13	7	66	15

ตารางที่ ฅ.1 ผลการจัดลำดับคุณสมบัติของโลหะบัดกรี

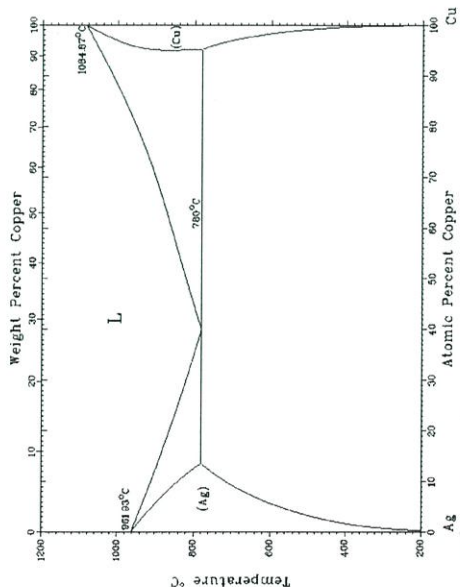
ภาคผนวก ญ.  
เฟสไดอะแกรมของธาตุที่เกี่ยวข้อง



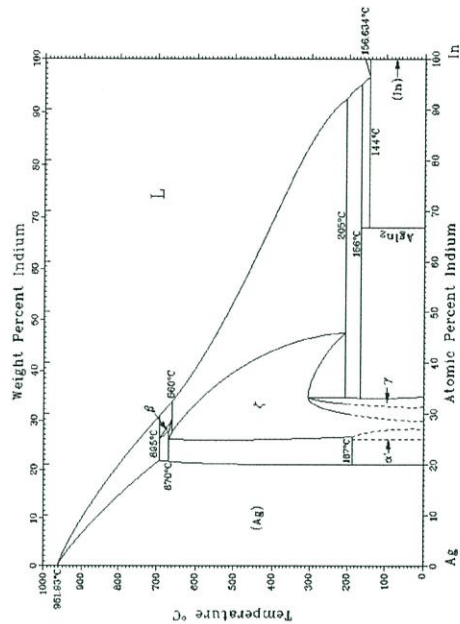
รูปที่ ๑.1 เฟสไดอะแกรมของ Ag-Bi (Silver-Bismuth)



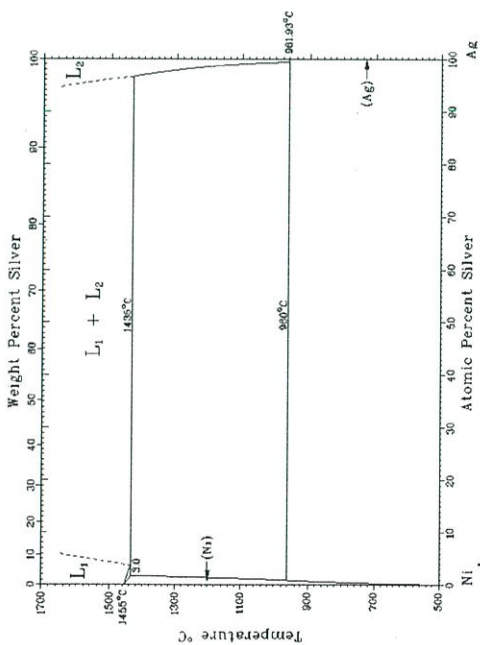
รูปที่ ๑.๓ เฟสไดอะแกรมของ Ag-Ge (Silver-Germanium)



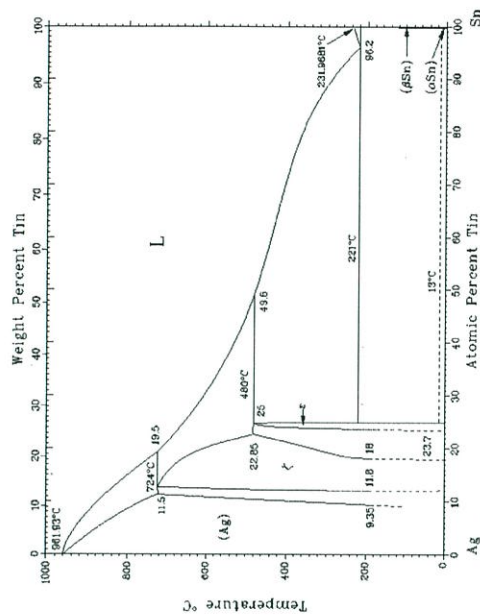
รูปที่ ๑.๒ เฟสไดอะแกรมของ Ag-Cu (Silver-Copper)



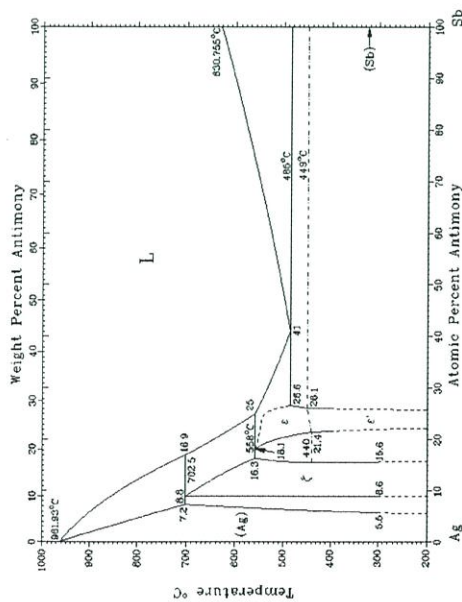
รูปที่ ๑.๔ เฟสไดอะแกรมของ Ag-In (Silver-Indium)



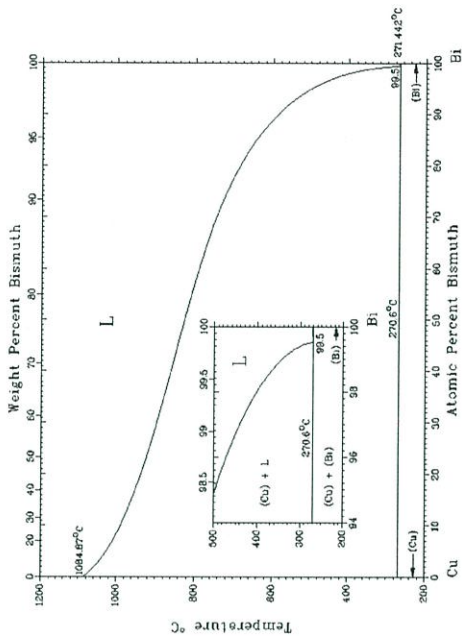
รูปที่ ๖.๕ เฟสไดอะแกรมของ Ag-Ni (Silver-Nickel)



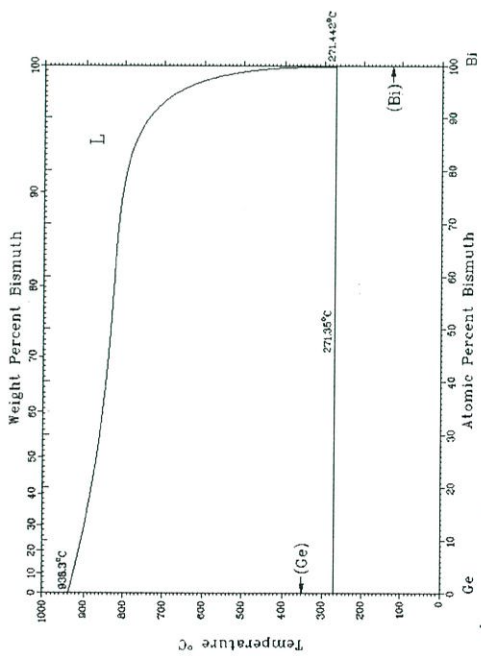
รูปที่ ๖.๗ เฟสไดอะแกรมของ Ag-Sn (Silver-Tin)



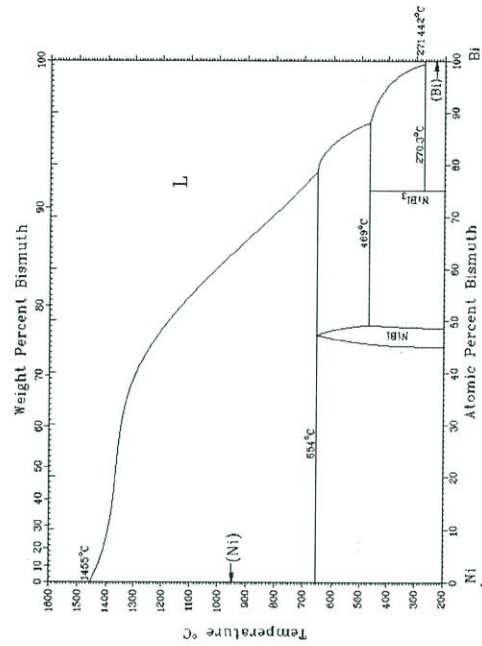
รูปที่ ๖.๖ เฟสไดอะแกรมของ Ag-Sb (Silver-Antimony)



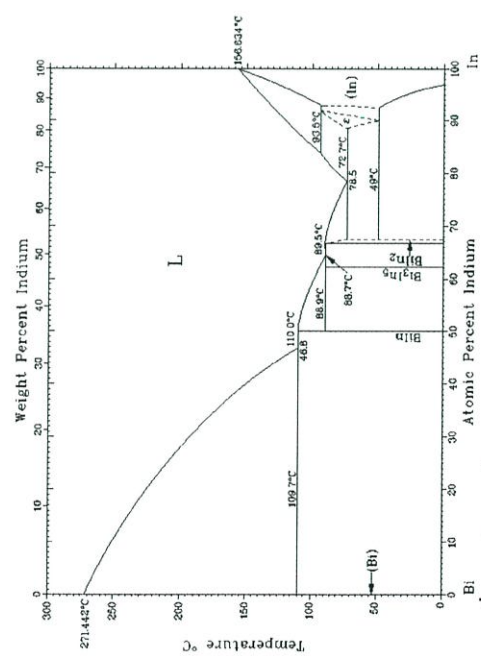
รูปที่ ๖.๘ เฟสไดอะแกรมของ Bi-Cu (Bismuth-Copper)



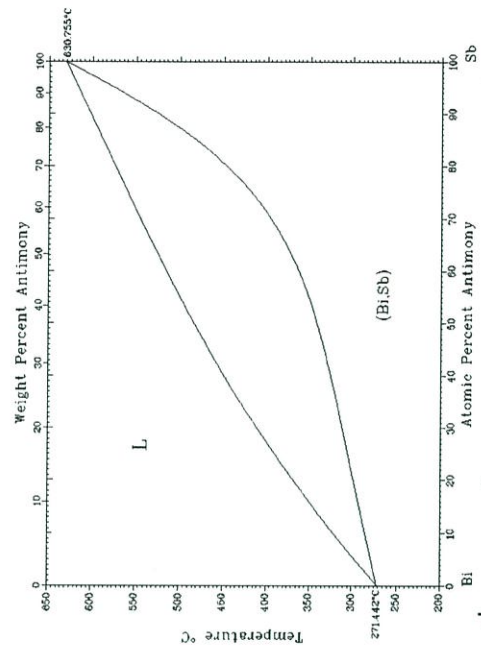
รูปที่ ๙.๙ เฟสไดอะแกรมของ Bi-Ge (Bismuth-Germanium)



รูปที่ ๙.๑๑ เฟสไดอะแกรมของ Bi-Ni (Bismuth-Nickel)

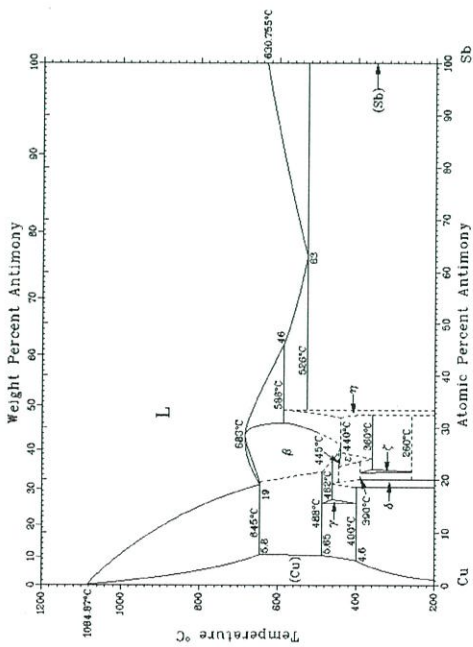


รูปที่ ๙.๑๐ เฟสไดอะแกรมของ Bi-In (Bismuth-Indium)

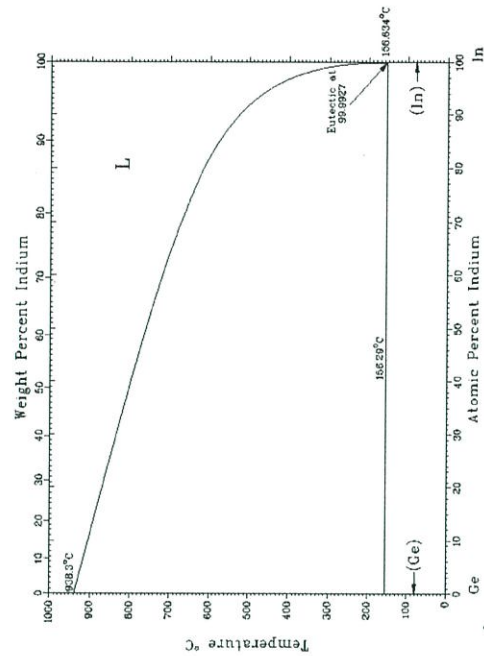


รูปที่ ๙.๑๒ เฟสไดอะแกรมของ Bi-Sb (Bismuth-Antimony)

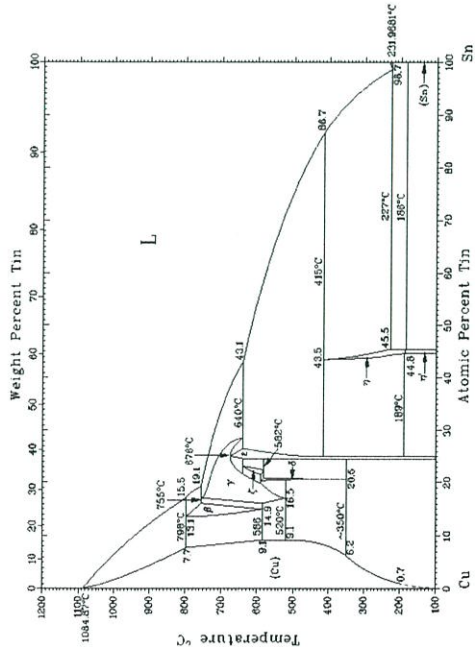




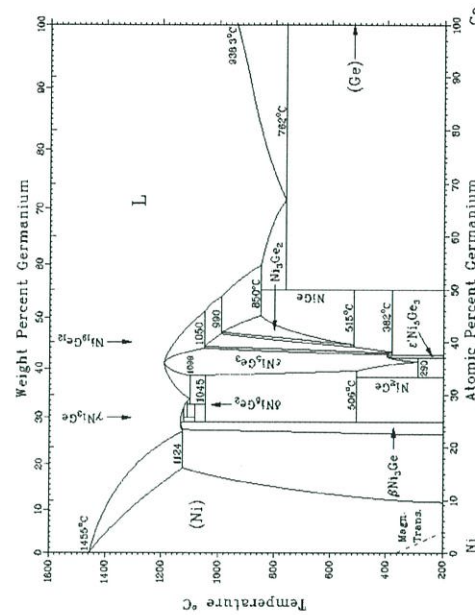
รูปที่ ๑๗.17 เฟสไดอะแกรมของ Cu-Sb (Copper-Antimony)



รูปที่ ๑๗.19 เฟสไดอะแกรมของ Ge-In (Germanium-Indium)

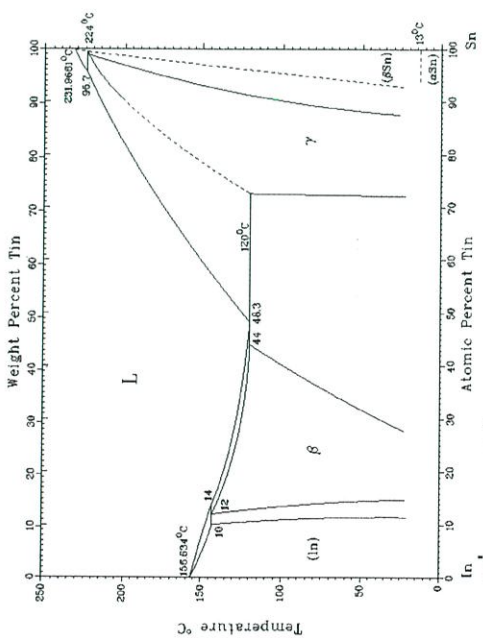


รูปที่ ๑๗.18 เฟสไดอะแกรมของ Cu-Sn (Copper-Tin)

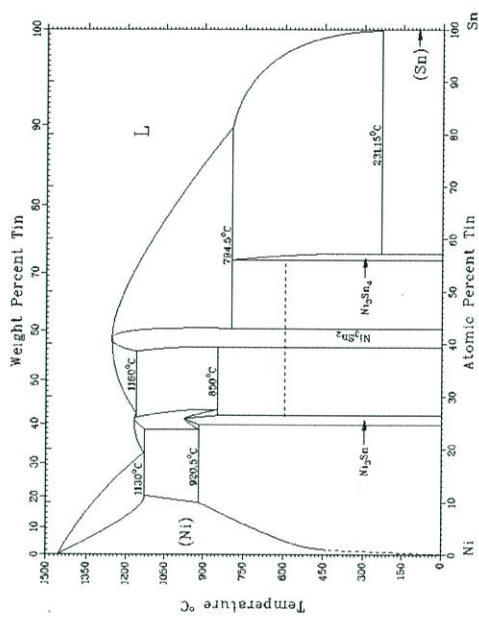


รูปที่ ๑๗.20 เฟสไดอะแกรมของ Ge-Ni (Germanium-Nickel)

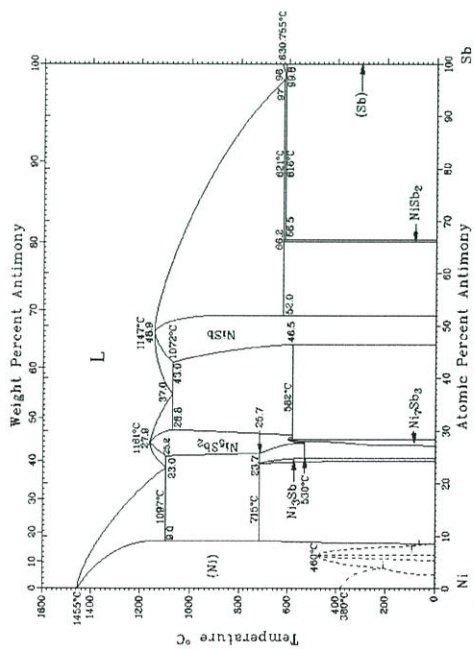




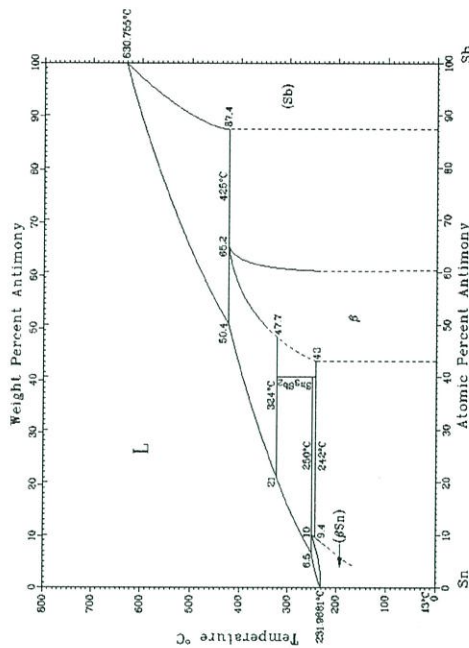
รูปที่ ๒๕.25 เฟสไดอะแกรมของ In-Sn (Indium-Tin)



รูปที่ ๒๕.27 เฟสไดอะแกรมของ Ni-Sn (Nickel-Tin)



รูปที่ ๒๕.26 เฟสไดอะแกรมของ Ni-Sb (Nickel-Antimony)



รูปที่ ๒๕.28 เฟสไดอะแกรมของ Sb-Sn (Antimony-Tin)

## ประวัติผู้เขียน

ชื่อ - นามสกุล	นายรชต คงขยาสุขวัฒน์
วัน เดือน ปีเกิด	14 ธันวาคม 2530
ที่อยู่	134/6 หมู่4 หมู่บ้าน แกรนด์ทรัพย์มงคล ต.ห้วยกะปิ อ.เมืองชลบุรี จ.ชลบุรี 20130
ประวัติการศึกษา	2553 วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมไฟฟ้า มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าพระนครเหนือ
ผลงานทางวิชาการ	รชต คงขยาสุขวัฒน์ กรรมชัย กัลยาศิริ. และ กัลยา ผ่าโผน. 2555. "การศึกษาอิทธิพลของธาตุ In, Bi, Sb และ Ag ต่อสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.6Cu-0.05Ni-Ge." หน้า 267. ในการประชุมวิชาการข่ายงานวิศวกรรมอุตสาหกรรม ครั้งที่ 12.