

การศึกษาอิทธิพลของธาตุ Ni, Ag และ In ต่อสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรีไร้  
สารตะกั่ว Sn58Bi-Ni-X

AN INVESTIGATION ON THE INFLUENCE OF Ni, Ag AND In ON PHYSICAL  
PROPERTIES OF Sn58Bi-Ni-X LEAD-FREE SOLDER

กมลวิภา พึ่งเจียก  
KAMOLWIPA PUENGCHIAK

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต  
สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม  
คณะวิศวกรรมศาสตร์  
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
พ.ศ.2557  
KMITL-2014-EN-M-217-215

การศึกษาอิทธิพลของธาตุ Ni, Ag และ In ต่อสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรีไร้  
สารตะกั่ว Sn58Bi-Ni-X

AN INVESTIGATION ON THE INFLUENCE OF Ni, Ag AND In ON PHYSICAL  
PROPERTIES OF Sn58Bi-Ni-X LEAD-FREE SOLDER



T138773

กมลวิภา พึ่งเจียก  
KAMOLWIPA PUENGCHIAK

เลขหมู่.....  
เลขทะเบียน..... 138773  
วันเดือนปี 16 ต.ค. 2558

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต  
สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ  
คณะวิศวกรรมศาสตร์  
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
พ.ศ.2557  
KMITL-2014-EN-M-217-215

AN INVESTIGATION ON THE INFLUENCE OF Ni, Ag AND In ON PHYSICAL  
PROPERTIES OF Sn58Bi-NI-X LEAD-FREE SOLDER

KAMOLWIPA PUENGCHIAK

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-217-215

COPYRIGHT 2014

FACULTY OF ENGINEERING

KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG

คณะวิศวกรรมศาสตร์  
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
ใบรับรองวิทยานิพนธ์

หัวข้อวิทยานิพนธ์ การศึกษาอิทธิพลของธาตุ Ni, Ag และ In ต่อสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn58Bi-Ni-X  
Thesis Title An Investigation on the Influence of Ni, Ag and In on Physical Properties of Sn58Bi-Ni-X-Lead-Free Solder  
นักศึกษา นางสาวกมลวิภา พึ่งเจียก  
รหัสประจำตัว 55613410  
ปริญญา วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต  
สาขาวิชา วิศวกรรมอุตสาหการ  
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ รศ.ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ  
หมายเลขวิทยานิพนธ์ KMITL-2014-EN-M-217-215

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์		ลายมือชื่อ
ผศ.ดร.วิภู	ศรีสืบสาย	
ดร.จิตราภรณ์	วงศางาม	
รศ.สมนึก	วัฒนศรียกุล	
ดร.เจษฎา	ชัยโฉม	
รศ.ดร.กรรณชัย	กัลยาศิริ	

วัน / เดือน / ปี ที่สอบ วันจันทร์ที่ 8 ธันวาคม พ.ศ. 2557 เวลา 13.00-15.00 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 Ni, Ag และ In ต่อสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn58Bi-Ni-X
นักศึกษา	นางสาวกมลวิภา พึ่งเจียก
รหัสประจำตัว	55613410
ปริญญา	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชา	วิศวกรรมอุตสาหการ
พ.ศ.	2557
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์	รศ.ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ

### บทคัดย่อ

โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn58Bi เป็นโลหะบัดกรีชนิดหนึ่งที่น่าสนใจนำมาใช้แทนโลหะบัดกรีแบบผสมตะกั่ว แต่อย่างไรก็ตามโลหะบัดกรีชนิดนี้ยังมีสมบัติทางกลและความสามารถในการเปียกที่ต่ำ ดังนั้นงานวิจัยฉบับนี้ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของธาตุ Ni, Ag และ In ต่อสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn58Bi-Ni-X เมื่อ X คือ Ag หรือ In โดยปริมาณธาตุ Ni ที่เติม คือ 0.05, 0.1, 0.5 และ 1.0 wt% ปริมาณธาตุ Ag ที่เติม คือ 0.05 และ 0.1 wt% และปริมาณธาตุ In ที่เติม คือ 0.05 และ 0.1 wt% โดยทำการศึกษาจุดหลอมเหลว ความสามารถในการเปียก ความต้านทานแรงดึงสูงสุด การยึดตัว ความต้านทานไฟฟ้า และโครงสร้างจุลภาค จากการทดสอบจุดหลอมเหลวด้วยเครื่อง Differential scanning calorimeter พบว่าเมื่อเติมธาตุ Ni และ In ลงไป ส่งผลให้จุดหลอมเหลวและช่วงการหลอมเหลวลดลง แต่เมื่อเติมธาตุ Ag ลงไป ทำให้จุดหลอมเหลวและช่วงการหลอมเหลวมีแนวโน้มสูงขึ้น ส่วนความสามารถในการเปียกบนแผ่นทองแดงได้ทำการทดสอบในรูปของการทดสอบการแผ่กระจาย ซึ่งพบว่าการเติมธาตุ Ni, Ag และ In ลงไปช่วยเพิ่มความสามารถในการเปียก ส่วนการทดสอบความต้านทานแรงดึงสูงสุดและการยึดตัวตามมาตรฐาน ASTM E8M พบว่าการเติมธาตุ Ni, Ag และ In ทำให้ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดเพิ่มขึ้นและการยึดตัวลดลง สำหรับการทดสอบความต้านทานไฟฟ้าด้วยวิธี Four-Point Probe พบว่าการเติมธาตุ Ni, Ag และ In ส่งผลให้เกิดสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรี ทำให้ความต้านทานไฟฟ้าสูงขึ้น และจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน พบว่าการเติมธาตุ Ni, Ag และ In ทำให้ขนาดเกรนของเฟสต่างๆในโลหะบัดกรีละเอียดมากขึ้น และจากการวิเคราะห์ด้วย Energy-dispersive X-ray spectroscopy พบสารประกอบเชิงโลหะชนิด  $Ni_3Sn_4$  หลังจากเติมธาตุ Ni และจากการเติมธาตุ In ลงไปพบสารประกอบเชิงโลหะชนิด  $BiIn$ ,  $Bi(In,Sn)$ ,  $Ni(In,Sn)$  และ  $Ni_3(Sn,In)_2$  มีลักษณะรูปร่างการตกผลึกเป็นก้อนกลมและสี่เหลี่ยมกระจายอยู่ในโครงสร้าง Sn-rich และเมื่อเติมธาตุ Ag ลงไปเกิดโครงสร้างสารประกอบเชิงโลหะชนิด  $Ni_3Sn_4$  เช่นกัน จากผลการทดสอบสมบัติทางกายภาพทั้ง 5 ด้าน หลังการเติมธาตุ Ni, Ag และ In ลงไป สรุปได้ว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag มีสมบัติโดยรวมดีที่สุด

Thesis	An investigation on the influence of Ni, Ag and In on physical properties of Sn58Bi-Ni-X lead-free solder
Student	Miss. Kamolwipa Puengchiak
Student ID.	55613410
Degree	Master of Engineering
Program	Industrial Engineering
Year	2014
Thesis Advisor	Assoc. Prof. Dr. Kannachai Kanlayasiri

## ABSTRACT

Sn58Bi lead-free solder have been used as a replacement of tin-lead solder. However, Sn58Bi possesses inferior mechanical properties and wettability. This research was aimed to investigate on the influence of Ni, Ag and In on physical properties of Sn58Bi-Ni-X solder where X was Ag or In. The concentration of Ni employed in this study was 0.05, 0.1, 0.5, and 1.0 wt% while Ag or In was used at 0.05 and 0.1 wt%. Melting temperature, wettability, tensile strength, elongation, electrical resistivity, and microstructure were studied in this research. Differential scanning calorimeter was used to examine melting behavior of different solder alloys, and found that Ni and In could lower the melting temperature and pasty range while Ag increases those of the solder alloys. Wettability of the solders on copper substrate was investigated in terms of spreading test, and it was found that all Ni, Ag, and In could be used to improve the wettability of solders on copper substrate. Tensile strength and elongation of the solders were tested according to the ASTM E8M standard. The addition of Ni, Ag, and In increased the tensile strength and decreased the elongation. Four-point probe method was used to measure resistivity of solder alloys, and results showed that the resistivity is increased after alloying with Ni, Ag, and In because these elements promote the formation of intermetallic compounds in the solders. For the microstructure, Ni, Ag, and In refined grains of various phases in the solders. Adding Ni caused the formation of  $Ni_3Sn_4$  intermetallic compounds in forms of rod, and the later addition of Ag did not produce any new intermetallic phase. The addition of In promoted the formation of  $BiIn$ ,  $Bi(In,Sn)$ ,  $Ni(In,Sn)$ , and  $Ni_3(Sn,In)_2$  in forms of equiaxed and cubic shape in Sn-rich

phase. In conclusion, based on the experimental results of the investigation on five physical properties of Sn58Bi-Ni-X solders, Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag provided the best overall performance

## กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จได้ด้วยความกรุณาจากอาจารย์ที่ปรึกษา รศ.ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ ที่ให้ความช่วยเหลือ ให้คำแนะนำ และคอยชี้แนะแนวทางการแก้ปัญหา ตลอดจนให้ความรู้และประสบการณ์ที่ดีแก่ข้าพเจ้า รวมถึงการดูแลเอาใจใส่สอบถามถึงความก้าวหน้าอย่างสม่ำเสมอ ทำให้วิทยานิพนธ์สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี

ขอขอบพระคุณคณาจารย์สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ทุกๆท่านที่ประสิทธิ์ประสาทวิชาให้กับข้าพเจ้า

ขอขอบพระคุณสาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลรัตนโกสินทร์ วิทยาเขตวังไกลกังวล และสาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ที่ได้เอื้อเพื่ออุปกรณ์และเครื่องมือในการทำงานวิจัย ตลอดจนอำนวยความสะดวกให้แก่ข้าพเจ้าจนสามารถทำวิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จ

ขอขอบพระคุณ บริษัทอุลตราคอร์ จำกัด มหาชน (ULTRACORE CO., LTD) ที่ให้การสนับสนุนในด้านวัสดุที่ใช้ในการทดสอบ และเอื้อเพื่ออุปกรณ์และเครื่องมือในการทำงานวิจัย ตลอดจนให้ความรู้เกี่ยวกับโลหะบัดกรีแก่ข้าพเจ้า

ขอขอบพระคุณ ศูนย์ทดสอบผลิตภัณฑ์ไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์ (PTEC) ที่ได้เอื้อเพื่ออุปกรณ์และเครื่องมือในการทดสอบการนำไฟฟ้า ตลอดจนอำนวยความสะดวกให้แก่ข้าพเจ้าจนวิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จ

ขอขอบพระคุณเพื่อน พี่ น้อง สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ทุกคนที่คอยให้คำแนะนำต่างๆ คอยช่วยเหลือ และเป็นกำลังใจที่ดีตลอดมา

ขอขอบคุณบัณฑิตศึกษา คณะวิศวกรรมศาสตร์และบัณฑิตวิทยาลัย สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ที่ให้ความช่วยเหลือในเรื่องต่างๆ

สุดท้ายนี้ขอกราบขอบพระคุณ บิดา มารดา และครอบครัวของข้าพเจ้าที่เปิดโอกาสให้ได้รับการศึกษาเล่าเรียน ตลอดจนให้การสนับสนุนในทุกๆเรื่องและให้กำลังใจข้าพเจ้าเสมอมา จนทำให้ข้าพเจ้าสามารถทำวิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงด้วยดี

กมลวิภา พึ่งเจียก

# สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย .....	I
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ .....	II
กิตติกรรมประกาศ .....	IV
สารบัญ .....	V
สารบัญตาราง .....	VIII
สารบัญภาพ .....	IX
บทที่ 1 บทนำ .....	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา .....	1
1.2 ความมุ่งหมายและวัตถุประสงค์ของการศึกษา .....	2
1.3 สมมติฐานของการศึกษา .....	2
1.4 ทฤษฎีหรือแนวความคิดที่ใช้ในการวิจัย .....	2
1.5 ขอบเขตของการวิจัย .....	3
1.6 วิธีดำเนินการวิจัย .....	3
บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง .....	4
2.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง .....	4
2.1.1 การทดสอบจุดหลอมเหลว .....	4
2.1.2 การทดสอบคุณสมบัติทางกล .....	11
2.1.3 โครงสร้างจุลภาค .....	17
2.1.4 การทดสอบความสามารถในการเป็ยก .....	29
2.2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง .....	34
2.2.1 การบัดกรี (Solder) .....	34
2.2.1.1 โลหะพื้นฐาน (Base metal) .....	35
2.2.1.2 การแพร่ (Diffusion) .....	35
2.2.1.3 โลหะบัดกรี (Soldering metal) .....	37
2.2.1.4 สารฟลักซ์ (Soldering flux) .....	37
2.2.2 คุณลักษณะเบื้องต้นในการเลือกใช้โลหะบัดกรีแบบไร้สารตะกั่ว .....	38
2.2.2.1 โลหะทดแทนสารตะกั่ว .....	39
2.2.3 แผนภูมิเฟส (Phase diagram) ของโลหะผสม .....	41
บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย .....	48
3.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ .....	48
3.2 การวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี .....	49

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
3.3 การวิเคราะห์ความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรี.....	49
3.3.1 การทดสอบการแผ่กระจาย (Spread factor method).....	49
3.3.2 วิธีการทดสอบ.....	50
3.4 การวิเคราะห์ความต้านทานแรงดึง .....	51
3.5 การวิเคราะห์สมบัติความต้านทานไฟฟ้า.....	53
3.6 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค .....	53
3.6.1 การตรวจสอบโครงสร้างเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง .....	53
3.6.2 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมี.....	54
3.7 การเลือกโลหะบัดกรี .....	55
บทที่ 4 การวิเคราะห์ผลการทดลอง .....	56
4.1 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค.....	56
4.1.1 การตรวจสอบโครงสร้างเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง .....	56
4.1.2 การวิเคราะห์ธาตุองค์ประกอบทางเคมีของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด .....	61
4.2 การทดสอบความต้านทานแรงดึง (Tensile strength test).....	68
4.3 การวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี.....	71
4.4 การทดสอบการเปียกของโลหะบัดกรี.....	74
4.5 การทดสอบความต้านทานไฟฟ้า (Electrical resistivity).....	76
4.6 ผลการเลือกโลหะบัดกรี.....	78
บทที่ 5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ .....	79
5.1 สรุปผลการทดลอง.....	79
5.2 ข้อเสนอแนะแนวทางการศึกษาในอนาคต.....	80
เอกสารอ้างอิง.....	81
ภาคผนวก.....	
ภาคผนวก ก. บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์ .....	84
ภาคผนวก ข. ผลการทดสอบค่าความต้านทานแรงดึง (Tensile strength) ของโลหะ บัดกรีแต่ละชนิด.....	94
ภาคผนวก ค. ผลการวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดโดยเครื่อง Differential scanning calorimeter (DSC).....	106

## สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
ภาคผนวก ง. โครงสร้างจุลภาคจากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด Scanning electron microscope หรือ SEM ที่กำลังขยาย 500 และ 2,000 เท่า.....	118
ภาคผนวก จ. ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุด้วยวิธี Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX) .....	133
ภาคผนวก ฉ. กราฟการวิเคราะห์สมบัติความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด .	145
ภาคผนวก ช. ปริมาณสัดส่วนของธาตุในโลหะบัดกรีที่ได้จากการตรวจสอบด้วย OES....	155
ประวัติผู้เขียน .....	158

# สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1 การเปรียบเทียบอุณหภูมิโซลิดัส ( $T_{\text{onset}}$ ) และอุณหภูมิลิควิดัส ( $T_{\text{end}}$ ) ของโลหะบัดกรี SAC(105), SAC(105)0.06Ni และ SAC(105)0.5Sb จากกราฟ Heating.....	6
2.2 การเปรียบเทียบอุณหภูมิโซลิดัส ( $T_{\text{onset}}$ ) ในระหว่าง Heating ที่อุณหภูมิลิควิดัส ( $T_{\text{onset}}$ ) ในระหว่าง Cooling และช่วง Undercooling ของโลหะบัดกรี SAC(105), SAC(105) 0.06Ni และ SAC(105)0.5Sb .....	7
2.3 ผลการวิเคราะห์ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.1Ce, Sn-1.0Ag-0.3Ce และ Sn-1.0Ag-0.5Ce .....	9
2.4 อุณหภูมิที่มีการเปลี่ยนแปลงของโลหะบัดกรี Sn-9Zn-xAg.....	9
2.5 ผลการวิเคราะห์ความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn และ Sn-Ag-Cu.....	12
2.6 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu, Sn-0.7Cu-2Ag, Sn-0.7Cu-2In และ Sn-0.7Cu-2Ag-2In ที่อุณหภูมิ $25^{\circ}\text{C}$ และ $\epsilon=1.2\times 10^{-2}\text{s}^{-1}$ .....	16
2.7 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn.....	18
2.8 ส่วนประกอบทางเคมีของชั้นสารประกอบ (IMC) ที่เกิดจากโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดง .....	28
2.9 ชนิดของโลหะต่อความยากง่ายในการบัดกรี.....	35
2.10 ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว .....	40
2.11 โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่นำไปใช้ในอุตสาหกรรมต่างๆ.....	40
3.1 ส่วนผสมของตัวอย่างที่ใช้ทำการทดสอบ .....	48
3.2 ขนาดชิ้นงานทดสอบความต้านทานแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8M.....	51
3.3 โลหะบัดกรีที่นำมาทำการคัดเลือก .....	55
4.1 ผลการทดสอบความต้านทานแรงดึง .....	68
4.2 จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่อ่านได้จากกราฟ.....	71
4.3 ผลการวิเคราะห์การแผ่กระจายของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด .....	74
4.4 ค่าความต้านทานไฟฟ้า (Electrical Resistivity) ของโลหะบัดกรี .....	76
4.5 การจัดลำดับโลหะบัดกรีหลังจากเติมธาตุนิเกิล .....	78

# สารบัญภาพ

ภาพที่	หน้า
2.1 ความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิควิตัสและโซลิตัส.....	4
2.2 ผลการวิเคราะห์ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-Ag และ Sn-Ag-In. (a) DSC curves upon Heating and cooling. (b) Peak temperatures and undercooling. (c) Specific temperatures of endothermic peaks .....	5
2.3 ผลการวิเคราะห์ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn.....	6
2.4 ผลการวิเคราะห์ DSC ของโลหะบัดกรี SAC (105), SAC (105)0.06Ni และ SAC (105)0.5Sb (a) During Heating (endothermal) และ (b) Cooling (exothermal) .....	6
2.5 กราฟ DTA ของโลหะบัดกรี (Sn <sub>84</sub> Zn <sub>13</sub> Bi <sub>3</sub> ) <sub>100-x</sub> Ge เมื่อ x = 0.1, 0.3 และ 0.5 ตามลำดับ .....	7
2.6 จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี (Sn <sub>84</sub> Zn <sub>13</sub> Bi <sub>3</sub> ) <sub>100-x</sub> Ge เมื่อ x = 0, 0.1, 0.3 และ 0.5 ตามลำดับการแช่ที่ 250°C.....	8
2.7 ค่า TMA ของ (Sn <sub>84</sub> Zn <sub>13</sub> Bi <sub>3</sub> ) <sub>100-x</sub> Ge เมื่อ x = 0.1, 0.3 และ 0.5 ตามลำดับ.....	8
2.8 กราฟเส้นโค้งของโลหะบัดกรี Sn-9Zn-xAg (Heating rate is 1/min) .....	10
2.9 กราฟเส้นโค้งของโลหะบัดกรี Sn-9Zn-xAg.....	10
2.10 ผลการวิเคราะห์ DSC ของโลหะบัดกรีที่ใช้ในการศึกษา .....	11
2.11 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด.....	11
2.12 ค่าความแข็งของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด .....	12
2.13 คุณสมบัติความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn (a) Stress-strain curves ของ โลหะบัดกรี Sn-xAg-1Zn, (b) Stress-strain curves ของโลหะบัดกรี Sn-2Ag-xZn, (c) Strength ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn และ (d) Elongation ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn .....	13
2.14 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-xAg-yZn : (a) Sn-1.5Ag-2Zn, (b) Sn-1.5Ag-3Zn, (c) Sn-1.5Ag-4Zn, (d) Sn-1Ag-2Zn, (e) Sn-1Ag-3Zn และ (f) Sn-1.5Ag-4Zn .....	14
2.15 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn9Zn-xEr .....	14
2.16 กราฟค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี (a) Sn <sub>84</sub> Zn <sub>13</sub> Bi <sub>3</sub> , (b) (Sn <sub>84</sub> Zn <sub>13</sub> Bi <sub>3</sub> ) <sub>99.9</sub> Ge <sub>0.1</sub> , (c) (Sn <sub>84</sub> Zn <sub>13</sub> Bi <sub>3</sub> ) <sub>99.7</sub> Ge <sub>0.3</sub> และ (d) (Sn <sub>84</sub> Zn <sub>13</sub> Bi <sub>3</sub> ) <sub>99.5</sub> Ge <sub>0.5</sub> .....	15
2.17 เปรียบเทียบความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิเท่ากับ 25 °C และ $\epsilon = 1.2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu, Sn-0.7Cu-2Ag, Sn-0.7Cu-2In และ Sn-0.7Cu-2Ag-2In .....	16
2.18 คุณสมบัติทางกลสำหรับตัวอย่าง: Tensile strength และ Elongation (UTS: Ultimate tensile strength; YS: Yield strength; EL: Total elongation).....	16
2.19 คุณสมบัติทางกลสำหรับโลหะบัดกรีต่างๆ : (a) Vickers hardness (ความแข็ง) และ (b) Tensile strength (ความต้านทานแรงดึง).....	17

## สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่	หน้า
2.20 ผลการวิเคราะห์ XRD ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn.....	19
2.21 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-xAg-1Zn : (a) Sn-3Ag-1Zn, (b) Sn-2Ag-1Zn, (c) Enlarged figure of Sn-2Ag-1Zn และ (d) Sn-1Ag-1Zn .....	19
2.22 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-2Ag-xZn : (a) Sn-2Ag-1.5Zn, (b) Sn-2Ag-2Zn, (c) Sn-2Ag-2.5Zn, (d) Sn-2Ag-3Zn และ (e) Sn-2Ag4Zn .....	19
2.23 ภาพขยายของโลหะบัดกรี Sn-2Ag-xZn : (a) Sn-2Ag-1.5Zn, (b) Sn-2Ag-2Zn, (c) Sn-2Ag-2.5Zn และ (d) Sn-2Ag-3Zn.....	20
2.24 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-xAg-yZn : (a) Sn-1.5Ag-2Zn, (b) Sn-1.5Ag-3Zn,(c) Sn-1.5Ag-4Zn,(d) Sn-1Ag-2Zn, (e) Sn-1Ag-3Zn และ (f) Sn-1.5Ag-4Zn... ..	20
2.25 รูปแบบ XRD ของโลหะบัดกรี (a) SAC (105), (b) SAC-0.06Ni และ (c) SAC-0.5Sb.....	21
2.26 โครงสร้างจุลภาค OM ของโลหะบัดกรี (a) SAC (105), (b) SAC-0.06Ni และ (c) SAC-0.5Sb .....	21
2.27 โครงสร้างจุลภาค SEM ของโลหะบัดกรี (a) SAC (105), (b) SAC-0.06Ni และ (c) SAC-0.5Sb และการวิเคราะห์ EDS ที่สอดคล้องกันของบางพื้นที่.....	22
2.28 การวิเคราะห์ EDS ของอนุภาคโลหะผสม (a) $\beta$ -Sn, (b) $Ni_3Sn_4$ และ (c) $Ag_3Sn$ .....	22
2.29 รูปแบบ XRD ของโลหะบัดกรี (a) Sn-0.7Cu, (b) Sn-0.7Cu-2Ag, (c) Sn-0.7Cu-2In และ (d) Sn-0.7Cu-2Ag-2In.....	23
2.30 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SnZn/ SnZnEr (a) Sn9Zn (b) Sn9Zn0.08Er (c) Sn9Zn0.2Er.....	23
2.31 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีหลังจากการอบที่ 100 °C เวลา 1 ชั่วโมง (OM image). (a) Sn-3.5Ag; (b) Sn-3.5Ag-0.75Cu; (c) Sn-3Ag-2Bi.....	24
2.32 โครงสร้างจุลภาคจากการวิเคราะห์ SEM ของโลหะบัดกรี (a) $(Sn_{84}Zn_{13}Bi_3)_{99.9}Ge_{0.1}$ , (b) $(Sn_{84}Zn_{13}Bi_3)_{99.9}Ge_{0.3}$ , (c) $(Sn_{84}Zn_{13}Bi_3)_{99.9}Ge_{0.5}$ .....	24
2.3 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี (a) Sn-0.7Cu, (b) Sn-0.7Cu-2Ag, (c) Sn-0.7Cu-2In และ (d) Sn-0.7Cu-2Ag-2In.....	25
2.34 ภาพ OM และ SEM ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-xCe : (a,b) Sn-1.0Ag-0.1Ce, (c,d) Sn-1.0Ag-0.3Ce และ (e,f) Sn-1.0Ag-0.5Ce .....	25
2.35 ผลการวิเคราะห์ EPMA mapping ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.5Ce/ แผ่นรองทองแดง.....	26
2.36 โครงสร้างจุลภาค : (a) OM ของโลหะบัดกรี Sn-3.3 wt%Ag, (b) OM ของโลหะบัดกรี Sn-3.3 wt%Ag-1 wt%Zn, (c) TEM ของโลหะบัดกรี Sn-3.3 wt%Ag, (d) OM ของโลหะบัดกรี Sn-3.3 wt%Ag หลังจากผ่านความร้อนที่ 373K เวลา 45 นาที และ (e) OM ของโลหะบัดกรี Sn-3.3 wt%Ag-1 wt%Zn หลังจากผ่านความร้อนที่ 373K เวลา 45 นาที.....	26

## สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่	หน้า
2.37 ผลการวิเคราะห์ X-ray ของโลหะบัดกรี Sn-3.3wt%Ag และ Sn-3.3wt%Ag-1wt%Zn แสดงให้เห็นชั้นสารประกอบ $Ag_3Sn$ ในโลหะบัดกรีดังนี้ : (a) Sn-3.3wt%Ag และ (b) Sn-3.3wt%Ag-1wt%Zn .....	27
2.38 โครงสร้างผิวสัมผัสของ : (a) Sn-9Zn/Cu, (b) Sn-9Zn-0.1Ga/Cu, (c) Sn-9Zn-0.5Ga/Cu, (d) Sn-9Zn-1Ga/Cu, (e) line scanning ของผิวสัมผัส Sn-9Zn-1Ga/Cu, (f) Sn-9Zn-2Ga/Cu และ Sn-9Zn-3Ga/Cu.....	27
2.39 ตัวอย่าง Backscatter (SEM) : (a) Sn-40Pb; (b) Sn-9Zn และ (c) Sn-8Zn-3Bi .....	29
2.40 ภาพ Backscattered (SEM) ของชั้นสารประกอบระหว่างโลหะบัดกรี : (a) Sn-40Pb; (b) Sn-9Zn และ (c) Sn-8Zn-3Bi ที่อุณหภูมิ $250^{\circ}C$ กับแผ่นรองทองแดง.....	29
2.41 ค่า Wetting force และ Wetting time ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด.....	30
2.42 พื้นที่การแพร่ของโลหะบัดกรี Sn9Zn-xEr.....	30
2.43 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณธาตุ RE และ มุมสัมผัส (Contact angle) .....	31
2.44 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณธาตุ RE และ พื้นที่การแพร่กระจาย (Spread area) .....	31
2.45 เปรียบเทียบการแพร่กระจายของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-xCe : (a) Wetting force และ (b) Wetting time .....	32
2.46 เปรียบเทียบการแพร่กระจายของโลหะบัดกรีแตกต่างกัน : (a) Wetting force และ (b) Wetting time .....	32
2.47 ผลกระทบของอุณหภูมิต่อการแผ่กระจาย .....	33
2.48 ผลกระทบของอุณหภูมิต่อมุมสัมผัส .....	33
2.49 แผนภาพของแรงดึงผิวภายใต้สภาวะสมดุล.....	34
2.50 เปรียบเทียบพื้นที่การแพร่กระจายของโลหะบัดกรี.....	34
2.51 การแพร่โดยอาศัยช่องว่าง .....	36
2.52 การแพร่แบบแทรกที่.....	36
2.53 การเกิดการเชื่อมของโลหะบัดกรี .....	37
2.54 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - เงิน .....	42
2.55 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - บิสมัท .....	43
2.56 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - นิกเกิล .....	44
2.57 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมบิสมัท - อินเดียม .....	45
2.58 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมเงิน - อินเดียม .....	46
2.59 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมนิกเกิล - อินเดียม .....	47
3.1 ตัวอย่างชิ้นงานหลังจากการหล่อ.....	49
3.2 แบบหล่อชิ้นงานโลหะบัดกรี.....	49

## สารบัญญภาพ (ต่อ)

ภาพที่	หน้า
3.3 SPEEDY FLUX NH-100VK-1 .....	50
3.4 ชิ้นงานก่อนทดสอบการแผ่กระจาย .....	50
3.5 ชิ้นงานหลังทดสอบการแผ่กระจาย.....	50
3.6 ความสูงและเส้นผ่านศูนย์กลางโลหะบัดกรี.....	51
3.7 เครื่องกลึง CNC .....	52
3.8 ขนาดชิ้นงานทดสอบความต้านทานแรงดึงตามมาตรฐาน Specimen2.....	52
3.9 เครื่องทดสอบ Universal testing machine .....	52
3.10 การวัดสมบัติความต้านทานไฟฟ้าด้วยวิธี Four-Point Probe.....	53
3.11 เครื่องขัดชิ้นงานทดสอบ.....	54
3.12 เครื่องกัดกรดชิ้นงานทดสอบ .....	54
3.13 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope).....	54
3.14 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning electron microscope) .....	55
4.1 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi.....	56
4.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี (a).Sn58Bi-0.05Ni (b).Sn58Bi-0.1Ni (c).sn58Bi-0.5Ni (d).Sn58Bi-1.0Ni .....	57
4.3 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี a).Sn58Bi-0.05Ni-0.05In (b). Sn58Bi-0.05Ni-0.1In (c). Sn58Bi-0.1Ni-0.05In (d). Sn58Bi-0.1Ni-0.1In (e). Sn58Bi-0.5Ni-0.05In (f). Sn58Bi-0.5Ni-0.1In (g). Sn58Bi-1.0Ni-0.05In (h). Sn58Bi-1.0Ni-0.1In .....	58
4.4 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี (a).Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag (b). Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag (c). Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag (d). Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag (c). Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag (d). Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag (e). Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag (f). Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag .....	59
4.5 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi.....	61
4.5 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด.Sn58Bi-0.05Ni .....	61
4.6 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด (a).Sn58Bi-0.05Ni (b).Sn58Bi-0.1Ni (c).Sn58Bi-0.5Ni (d).Sn58Bi-1.0Ni .....	58
4.7 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด (a).Sn58Bi-0.05Ni-0.05In (b). Sn58Bi-0.05Ni-0.1In (c). Sn58Bi-0.1Ni-0.05In (d). Sn58Bi-0.1Ni-0.1In (e). Sn58Bi-0.5Ni-0.05In (f).Sn58Bi-0.5Ni-0.1In (g). Sn58Bi-1.0Ni-0.05In (h). Sn58Bi-1.0Ni-0.1In.....	63
4.8 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด (a).Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag (b). Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag (c). Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag (d). Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag (c). Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag (d). Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag (e). Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag (f). Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag....	65
4.9 ตัวอย่างเส้นโค้งความเค้นกับความเครียดที่ได้จากการทดสอบค่าความต้านทานแรงดึง.....	68
4.10 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด.....	70

## สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่	หน้า
4.11	เปอร์เซ็นต์ความยืดของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด..... 70
4.12	ตัวอย่างกราฟที่ได้จากการวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี..... 71
4.13	อุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด..... 73
4.14	อุณหภูมิลิควิดัสของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด..... 73
4.15	แสดงกราฟ Pasty range ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด..... 74
4.16	การแผ่กระจายของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด..... 75
4.17	ตัวอย่างกราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้า..... 76
4.18	ค่าความต้านทานไฟฟ้า (Electrical Resistivity) ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด..... 77

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

ในหลายปีที่ผ่านมาการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วได้รับความสนใจเป็นอย่างมาก เนื่องจากโลหะบัดกรีแบบดั้งเดิมมีตะกั่วเป็นองค์ประกอบ จึงส่งผลกระทบต่อสิ่งแวดล้อมและความปลอดภัยต่อสุขภาพของมนุษย์ และมีการอ้างอิงโดยสำนักงานปกป้องสิ่งแวดล้อม (Environmental Protection Agency หรือ EPA) ว่าเป็น 1 ใน 17 ของสารเคมีที่เป็นภัยต่อมนุษย์และสิ่งแวดล้อม [1, 2] จึงมีข้อจำกัดเกี่ยวกับการใช้สารอันตรายหรือ Restriction on Hazardous Substances (RoHS) ที่กำหนดโดยคณะกรรมการยุโรปหรืออีซี (EC-European Commission) ซึ่งเป็นหน่วยงานที่กำหนดนโยบายและการบริหารงานร่วมของประเทศในเครือสหภาพยุโรปหรืออียู (EU-European Union) โดยมีผลบังคับใช้ตั้งแต่วันที่ 1 กรกฎาคม 2006 ระบุให้มีการลดปริมาณการใช้สารตะกั่วในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์เพื่อป้องกันปัญหาสิ่งแวดล้อม [2] ทำให้อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์จำเป็นต้องปรับตัวโดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว (Lead-free solder) ที่มีศักยภาพเทียบเท่าโลหะบัดกรีแบบดั้งเดิม [3]

โดยทั่วไปแล้วเมื่อนำโลหะบัดกรีมาบัดกรีกับแผ่นรอง (Substrates) เช่น ทองแดง ปฏิบัติการที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและทองแดงจะทำให้เกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds) ซึ่งเป็นสิ่งบ่งบอกถึงการเชื่อมติดกันทางโลหะ (Metallurgical bonding) ของโลหะบัดกรีกับแผ่นรอง [4-6] โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นรองทองแดงมีผลต่อความน่าเชื่อถือของรอยบัดกรี (Solder joint) เมื่อนำไปใช้งาน [7] เนื่องจากมอดูลัสความยืดหยุ่น (Elastic modulus) ของรอยบัดกรีจะมีค่าลดลงเมื่อความหนาของชั้นสารประกอบเพิ่มขึ้น ดังนั้นถ้าชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นรองทองแดงมีความหนาเพิ่มขึ้นจะทำให้รอยบัดกรีมีความแข็งแรงลดลง [8] และเมื่อรอยบัดกรีได้รับความเค้นจะทำให้เกิดรอยแตกที่บริเวณรอยบัดกรีได้ง่าย [9, 10] และในทางปฏิบัติรอยบัดกรีเหล่านี้มีความสำคัญเป็นอย่างยิ่งต่อความปลอดภัยในชีวิตและทรัพย์สินของมนุษย์ เช่น รอยบัดกรีในอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ต่างๆที่ใช้ในรถยนต์ ซึ่งอาจจะได้รับแรงกระแทกหรือความเค้นเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิจนทำให้เกิดความเสียหายได้ [11, 12] ดังนั้นการศึกษาและความเข้าใจเกี่ยวกับการเกิดและการเจริญเติบโตของสารประกอบเชิงโลหะในรอยบัดกรีจึงมีความสำคัญต่อการผลิตอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ต่างๆ

ในโครงการวิจัยนี้จะทำการศึกษาสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi คือ สมบัติด้านจุดหลอมเหลว สมบัติทางกล ความสามารถในการเปียก สมบัติการนำไฟฟ้า และโครงสร้างจุลภาค ซึ่ง Sn58Bi เป็นโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิดที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ โดยมีจุดหลอมเหลวประมาณ 139 °C จึงมีโอกาสสร้างความเสียหายเนื่องจากความร้อนจากการบัดกรีให้กับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ได้น้อย สามารถใช้งานกับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่ไม่สามารถทนต่อความร้อน

สูงในการบัดกรีโดยทั่วไปได้ และโลหะบัดกรีชนิดนี้มีความสามารถในการเชื่อมประสานที่ค่อนข้างดี [13]

## 1.2 ความมุ่งหมายและวัตถุประสงค์ของการศึกษา

1. เพื่อศึกษาสมบัติทางด้านจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-Ni-X
2. เพื่อศึกษาสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-Ni-X
3. เพื่อศึกษาความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-Ni-X
4. เพื่อศึกษาสมบัติทางด้านโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-Ni-X
5. เพื่อศึกษาความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-Ni-X
6. เพื่อศึกษาอิทธิพลของการเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นของ Ni, Ag และ In ที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค, จุดหลอมเหลว, ความสามารถในการเปียก ความต้านทานไฟฟ้าและสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn58Bi-Ni-X

## 1.3 สมมติฐานของการศึกษา

จากการศึกษาค้นคว้าข้อมูลในอดีตและในงานวิจัยต่างๆ สามารถตั้งสมมติฐานเพื่อกำหนดขอบเขตของการศึกษาได้ดังนี้

1. นิกเกิล (Ni) มีสมบัติเด่นคือช่วยทำให้เกรนมีความละเอียดขึ้นและมีขนาดสม่ำเสมอ ดังนั้นอาจทำให้สมบัติทางกลของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วดีขึ้น
2. อินเดียม (In) มีสมบัติเด่นคือมีจุดหลอมเหลวที่ค่อนข้างต่ำ และไม่เป็นมลพิษ ดังนั้นอาจนำมาใช้ในการช่วยลดจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว
3. เงิน (Ag) มีสมบัติเด่นคือการนำไฟฟ้าและนำความร้อนได้ดี ดังนั้นอาจช่วยทำให้ความสามารถในการเปียกและความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วดีขึ้น

## 1.4 ทฤษฎีหรือแนวความคิดที่ใช้ในการวิจัย

เนื่องจากสารตะกั่วเป็นสารอันตรายที่ส่งผลกระทบต่อสภาพแวดล้อมและความปลอดภัยในสุขภาพของมนุษย์ [14] สหภาพยุโรปได้ออกข้อบังคับ RoHS (The Restriction of the Use of Certain Hazardous Substances) เพื่อควบคุมการใช้สารมีพิษมีผลบังคับใช้ตั้งแต่วันที่ 1 กรกฎาคม 2006 ระบุให้มีการลดปริมาณการใช้สารตะกั่วในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ ทำให้ผู้ส่งออกสินค้าอิเล็กทรอนิกส์ไม่สามารถส่งสินค้าที่ใช้โลหะบัดกรีที่มีตะกั่วเป็นส่วนผสมเข้าไปขายในสหภาพยุโรปได้ ส่งผลให้อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ต้องปรับปรุงโดยนำโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วมาใช้งานแทน ซึ่งโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi เป็นโลหะบัดกรีชนิดหนึ่งที่น่าสนใจนำมาใช้งานแทนโลหะบัดกรีแบบมีตะกั่วผสม เนื่องจากมีสมบัติเด่นด้านจุดหลอมเหลวต่ำ แต่ทั้งนี้โลหะบัดกรีดังกล่าวยังมีสมบัติด้อยกว่าโลหะบัดกรีแบบเดิม โดยเฉพาะเรื่องการยึดตัวและความสามารถในการเปียก จึงมีโอกาสทำให้อายุการใช้งานสั้นลง เพราะ ไม่น่าเชื่อถือ ดังนั้นจึงต้องหาแนวทางในการแก้ปัญหาโดยแนวทางที่สามารถทำได้คือ การใส่

ธาตุ Ni, In และ Ag เพิ่มเข้าไปเพื่อปรับปรุงคุณสมบัติด้านจุดหลอมเหลว สมบัติทางกล ความสามารถในการเปียก การนำไฟฟ้าและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn58Bi

### 1.5 ขอบเขตของการวิจัย

1. โลหะบัดกรีพื้นฐานที่ใช้ในการศึกษา คือ โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn58Bi
2. ธาตุที่เติมเข้าไปเพื่อศึกษาอิทธิพลต่อการเปลี่ยนแปลงคุณสมบัติด้านจุดหลอมเหลว, สมบัติทางกล, ความสามารถในการเปียก, การนำไฟฟ้าและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-58Bi
3. ปริมาณนิกเกิล (Ni) ที่ทำการศึกษาอยู่ในช่วง 0-1wt%, ปริมาณอินเดียม (In) ที่ทำการศึกษาอยู่ในช่วง 0.05-0.1 wt% และปริมาณเงิน (Ag) ที่ทำการศึกษาอยู่ในช่วง 0.05-0.1 wt%

### 1.6 วิธีดำเนินการวิจัย

1. ศึกษาและรวบรวมข้อมูลที่เกี่ยวข้องกับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วตัวอย่างเช่น สมบัติทางกลของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด ข้อดี และข้อเสียเมื่อเปรียบเทียบกับตะกั่วบัดกรีแบบดั้งเดิม
2. ศึกษาสมบัติของธาตุที่จะนำมาใช้ปรับปรุงสมบัติให้แก่โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว เพื่อให้สามารถเลือกธาตุได้เหมาะสมกับความต้องการมากที่สุด
3. ศึกษาขั้นตอนและมาตรฐานในการทดสอบสมบัติของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วเพื่อใช้ในการออกแบบขั้นตอนการทดลองได้อย่างเหมาะสม
4. ออกแบบการทดลองและทำการเตรียมชิ้นงานและอุปกรณ์ต่างๆตามที่ได้ทำการออกแบบไว้
5. ทำการทดลองโดยการเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นของ Ni, In และ Ag เพื่อศึกษาอิทธิพลและแนวโน้มต่อการเปลี่ยนแปลงจุดหลอมเหลวและความต้านแรงดึงของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-Ni-X
6. วิเคราะห์ผลการทดลองในด้านจุดหลอมเหลว สมบัติทางกล ความสามารถในการเปียก การนำไฟฟ้าและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี
7. สรุปผลการทดลองพร้อมข้อเสนอแนะที่ได้จากการทดลอง

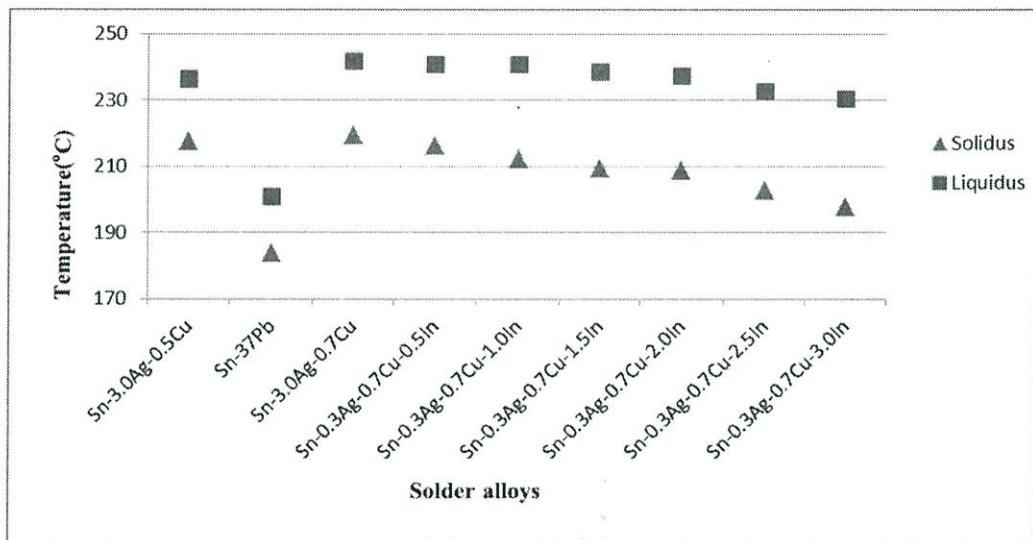
## บทที่ 2

# งานวิจัยและทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

### 2.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

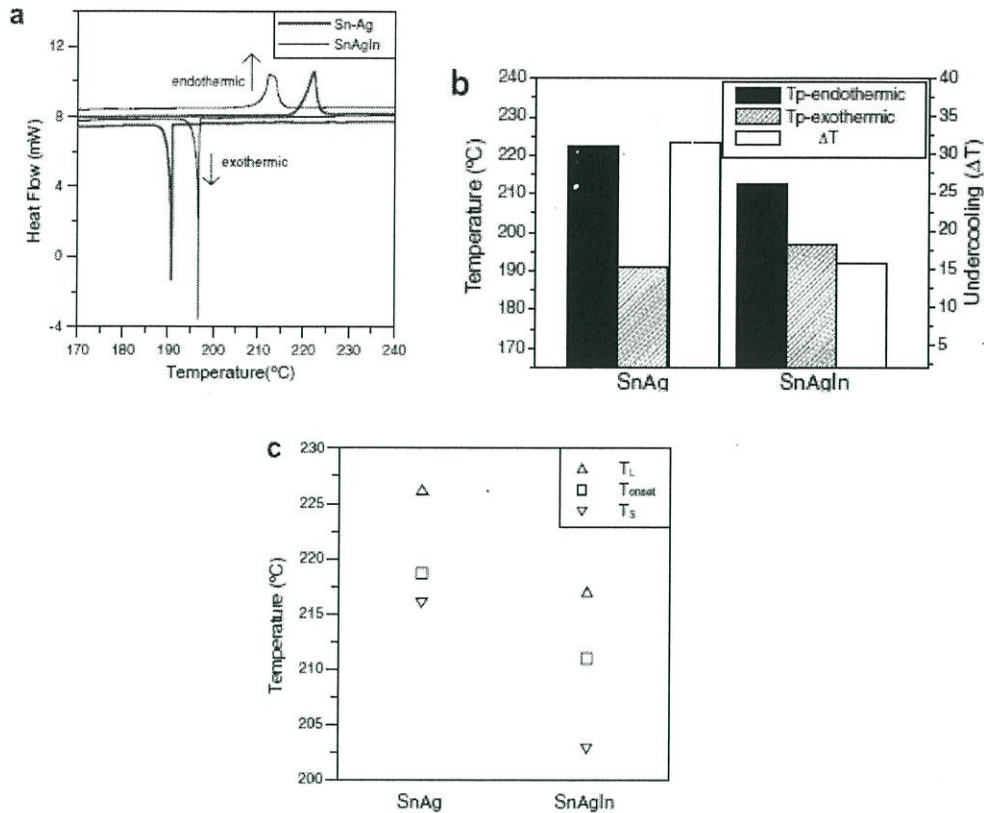
#### 2.1.1 การทดสอบจุดหลอมเหลว

งานวิจัยของ ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ [14] ได้ศึกษาอิทธิพลของอินเดียมต่อสมบัติทางความร้อนของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu นำมาปรับปรุงสมบัติโดยการเติม In ในปริมาณช่วง 0 – 3.0 wt% โดยใช้เครื่อง Differential scanning calorimeter (DSC) พบว่าเมื่อเติม In ในปริมาณที่มากขึ้น จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีลดลงและส่งผลให้ช่วงการเปลี่ยนสถานะ จาก Solidus เป็น Liquidus กว้างมากขึ้น แสดงดังภาพที่ 2.1



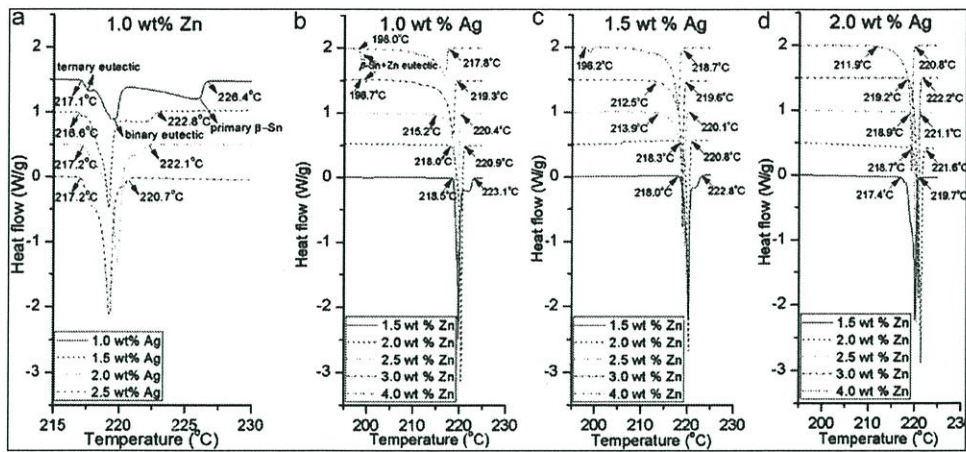
ภาพที่ 2.1 ความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิควิตัสและโซลิดัส [14]

งานวิจัยของ Song และคณะ [15] ได้ศึกษาสมบัติทางความร้อนของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.5Ag-3.0In โดยใช้เครื่อง Differential scanning calorimeter (DSC) พบว่า In สามารถละลายใน Sn และ  $Ag_3Sn$  ได้ และช่วยลดจุดหลอมเหลวลงได้ นอกจากนี้ยังช่วยขยายช่วงระหว่าง Solidus และ Liquidus ให้กว้างขึ้น เนื่องจากการแตกตัวในระหว่างกระบวนการแข็งตัว (Solidification) ซึ่งทำให้ช่วงการแข็งตัวกว้างมากขึ้น แสดงผลดังภาพที่ 2.2



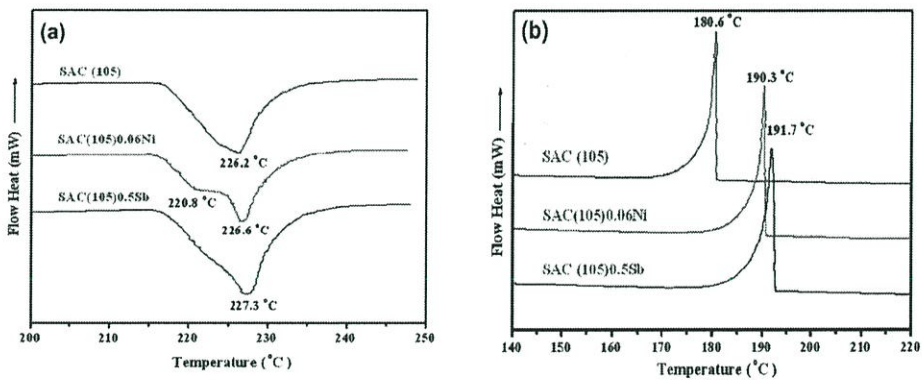
ภาพที่ 2.2 ผลการวิเคราะห์ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-Ag และ Sn-Ag-In. (a) DSC curves upon heating and cooling. (b) Peak temperatures and undercooling. (c) Specific temperatures of endothermic peaks. [15]

งานวิจัยของ Luo และคณะ [16] ได้ศึกษาคุณสมบัติโครงสร้างจุลภาค, จุดหลอมเหลวและสมบัติความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn ที่ผสม Ag ต่ำ โดยใช้เครื่องมือ Differential scanning calorimeter (DSC) ซึ่งนำมาปรับปรุงโดยการเติมสารประกอบ Zn ในปริมาณดังนี้ 1, 1.5, 2, 2.5, 3, 4 wt% พบว่าเมื่อเติมสารประกอบ Zn เพิ่มขึ้นแสดงให้เห็นว่าช่วง Liquidus ลดลงซึ่งโลหะบัดกรี Sn-1Ag-2Zn มี Pasty rage น้อยที่สุด แต่ถ้าสารประกอบ Zn มากกว่า 2 wt% จะทำให้ยูเทคติก Sn-Zn มีการดูดซับพลังงานความร้อนสูง ส่วนการเติมสารประกอบ Ag ในปริมาณ 1, 1.5, 2, 3 wt% สามารถลด Solidus และ Pasty rage ดังนั้นส่วนประกอบที่เหมาะสมเมื่อเติม Ag ที่แตกต่างกันมีดังนี้ Sn-1Ag-2Zn, Sn-1.5Ag-2Zn และ Sn-2Ag-2Zn แสดงดังภาพที่ 2.3



ภาพที่ 2.3 ผลการวิเคราะห์ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn [16]

งานวิจัยของ El-Daly และคณะ [17] ได้ศึกษาพฤติกรรมโครงสร้างจุลภาคสมบัติทางกล และพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.5Cu ในการวิเคราะห์ปฏิกิริยาความร้อนของโลหะบัดกรีระหว่าง Heating และ Cooling โดยการเติม Ni 0.06 wt% และ Sb 0.5 wt% ลงในโลหะบัดกรี SAC(105) จากนั้นนำมาวิเคราะห์โดย Differential scanning calorimeter (DSC) แสดงผลดังภาพที่ 2.4 และตารางที่ 2.1 และ 2.2 พบว่าการเติม Ni และ Sb ส่งผลให้ Undercooling ลดลงและช่วง Pasty range ลดลงเพียงเล็กน้อย ในขณะที่อุณหภูมิการหลอมเหลวน้อยกว่า 1.5 องศาเซลเซียส



ภาพที่ 2.4 ผลการวิเคราะห์ DSC ของโลหะบัดกรี SAC (105), SAC (105)0.06Ni และ SAC(105) 0.5Sb (a) During heating (endothermal) และ (b) Cooling (exothermal) [17]

ตารางที่ 2.1 การเปรียบเทียบอุณหภูมิโซลิดัส ( $T_{onset}$ ) และอุณหภูมิลิควิดัส ( $T_{end}$ ) ของโลหะบัดกรี SAC(105), SAC(105)0.06Ni และ SAC(105)0.5Sb จากกราฟ Heating. [17]

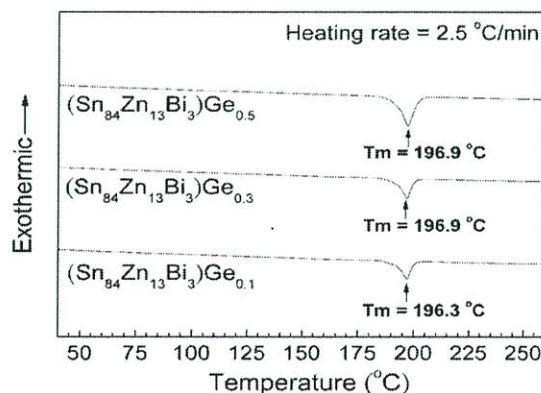
Alloy	$(T_{onset})(^{\circ}C)$	$(T_{end})(^{\circ}C)$	Pasty range $(T_{end}-T_{onset})(^{\circ}C)$	Melting temperature( $^{\circ}C$ )	
				P <sub>1</sub>	P <sub>2</sub>
SAC(105)	216.4	234.5	18.1	226.0	-
SAC(105)0.06Ni	217.0	233.6	16.6	220.8	226.6
SAC(105)0.5Sb	219.5	237.6	18.1	227.4	-

ตารางที่ 2.2 การเปรียบเทียบอุณหภูมิโซลิดัส ( $T_{\text{onset}}$ ) ในระหว่าง heating ที่อุณหภูมิวิกฤต ( $T_{\text{onset}}$ ) ในระหว่าง Cooling และช่วง Undercooling ของโลหะบัดกรี SAC(105), SAC(105)0.06Ni และ SAC(105)0.5Sb. [17]

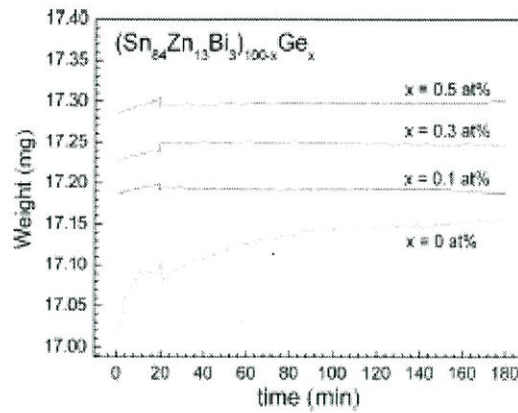
Alloy	( $T_{\text{onset}}$ ) Heating( $^{\circ}\text{C}$ )	$T_{\text{onset}}$ Cooling( $^{\circ}\text{C}$ )	Undercooling ( $T_h - T_c$ )( $^{\circ}\text{C}$ )
SAC(105)	216.4	180.8	35.6
SAC(105)0.06Ni	217.0	190.6	26.4
SAC(105)0.5Sb	219.5	192.7	26.8

ในงานวิจัยของ Wang และคณะ [18] ได้ศึกษาเกี่ยวกับการเติมเจอร์เมเนียม (Ge) ในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Zn-Bi โดยใช้เครื่องมือ Differential thermal analyzer (DTA) วิเคราะห์จุดหลอมเหลวของ  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.9}\text{Ge}_{0.1}$ ,  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.7}\text{Ge}_{0.3}$  และ  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.5}\text{Ge}_{0.5}$  ตามลำดับ พบว่าจุดหลอมเหลวมีค่าคงที่  $197^{\circ}\text{C}$  และไม่มีการเปลี่ยนแปลงเมื่อเติม Ge (0.1 - 0.5 at%, หรือ 0.06 - 0.32 wt%) เพียงเล็กน้อยแสดงผลดังภาพที่ 2.5 เมื่อเทียบกับจุดหลอมเหลวของ Ge บริสุทธิ์ที่  $195^{\circ}\text{C}$  แสดงในภาพที่ 2.6 มีการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักเทียบกับเวลาที่  $250^{\circ}\text{C}$  นานถึง 180 นาที ภายใต้การไหลคงที่ของอากาศ 100 มล./นาที น้ำหนักของโลหะบัดกรีเหลว Sn-Zn-Bi-Ge ไม่ชัดเจน ซึ่งผลของการวิเคราะห์ TG curves ระบุว่าโลหะบัดกรี Sn-Zn-Bi-Ge ไม่เกิดออกซิเดชันเมื่อเทียบกับโลหะบัดกรี Ge-free  $\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3$  ดังนั้นโลหะบัดกรี Sn-Zn-Bi-Ge จึงป้องกันการเกิดออกซิเดชันดีกว่า

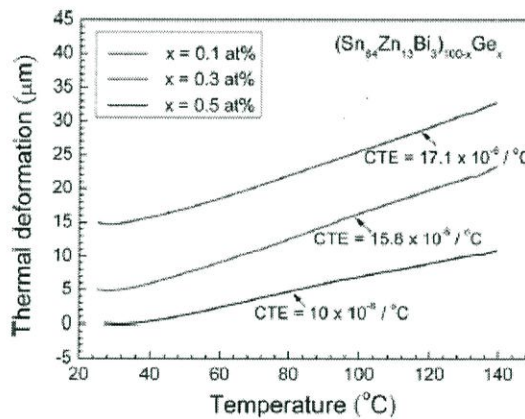
CTE สามารถคำนวณได้จากกราฟ TMA แสดงดังภาพที่ 2.7 ค่า CTE ของ  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.9}\text{Ge}_{0.1}$ ,  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.7}\text{Ge}_{0.3}$ ,  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.5}\text{Ge}_{0.5}$  เท่ากับ 17.1, 15.8 และ 10 ppm/ $^{\circ}\text{C}$  ตามลำดับ เมื่อเปรียบเทียบกับ CTE โลหะบัดกรี Ge-free  $\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3$  (21.1 ppm/ $^{\circ}\text{C}$ ) ซึ่งค่า CTE มีแนวโน้มลดลงอย่างชัดเจนด้วยการเพิ่มขึ้นของธาตุ Ge เพียงเล็กน้อย โดยโลหะบัดกรีทั้งสามคล้ายกับของ Cu (17 ppm/ $^{\circ}\text{C}$ ) ดังนั้นรอยต่อระหว่าง  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.9}\text{Ge}_{0.1}$  / Cu จะมีความร้อนน้อยเนื่องจากค่า CTE ของทั้งสองใกล้เคียงกัน ซึ่งการเติม Ge ในโลหะบัดกรี Sn-Zn-Bi นำไปประยุกต์ใช้ได้กับความหลากหลายของบรรจุภัณฑ์โดยปรับการเติม Ge



ภาพที่ 2.5 กราฟ DTA ของโลหะบัดกรี  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{100-x}\text{Ge}_x$  เมื่อ  $x = 0.1, 0.3$  และ  $0.5$  ตามลำดับ [18]



ภาพที่ 2.6 จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{100-x}\text{Ge}_x$  เมื่อ  $x = 0, 0.1, 0.3$  และ  $0.5$  ตามลำดับ ที่การแช่ที่  $250^\circ\text{C}$  [18]



ภาพที่ 2.7 ค่า TMA ของ  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{100-x}\text{Ge}_x$  เมื่อ  $x = 0.1, 0.3$  และ  $0.5$  ตามลำดับ [18]

ในงานวิจัยของ Noh และคณะ [19] ได้ศึกษาผลกระทบการของธาตุ Ce ที่มีต่อการแผ่, โครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Ce โดยใช้เครื่องมือ Differential scanning calorimeter (DSC) ตรวจสอบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี โดยเติมธาตุ Ce ช่วง 0.1 – 0.3 wt% ทำการเตรียมตัวอย่างน้ำหนัก 10 mg. อุณหภูมิหลอมเหลวจาก  $25^\circ\text{C}$  จนถึง  $300^\circ\text{C}$  และ Cooling rate  $10^\circ\text{C}/\text{นาที่}$  พบว่าค่า Onset temperature ของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้นเล็กน้อยจาก  $217.5$  ถึง  $218.5^\circ\text{C}$  เมื่อให้ความร้อนเพิ่มขึ้น ในขณะที่ค่า Onset temperature ลดลงจาก  $226.1^\circ\text{C}$  ถึง  $223.7^\circ\text{C}$  ระหว่างการเย็นตัว ส่วน Peak temperature ของปฏิกิริยาเพิ่มขึ้นเล็กน้อยจาก  $230^\circ\text{C}$  ถึง  $230.8^\circ\text{C}$  เมื่อ Ce เพิ่มขึ้น ในขณะที่ Peak temperature ของปฏิกิริยาการเย็นตัวลดลงจาก  $223.1^\circ\text{C}$  ถึง  $222.4^\circ\text{C}$  แสดงผลการวิเคราะห์ DSC ดังตารางที่ 2.3 จากผลอุณหภูมิในการเกิดปฏิกิริยาความร้อนเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อ Ce เพิ่มขึ้น ในขณะที่อุณหภูมิในการทำปฏิกิริยาเย็นตัวลงเล็กน้อยเมื่อ Ce ลดลงเล็กน้อยเช่นกัน นอกจากนี้ เมื่อ Ce ในโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-xCe เพิ่มขึ้น การเย็นตัวเพิ่มขึ้นจาก  $3.9^\circ\text{C}$  เป็น  $7.1^\circ\text{C}$  แม้ว่าการเพิ่ม Ce ลงในโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag ในปริมาณที่น้อยส่งผลให้อุณหภูมิจุดหลอมเหลวเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยแสดงให้เห็นว่าการเปลี่ยนแปลงนี้ไม่มีนัยสำคัญ ดังนั้นการเติม Ce ในปริมาณน้อยลงในโลหะบัดกรี Sn-Ag จึงไม่มีการเปลี่ยนแปลงเงื่อนไขของความร้อนในกระบวนการ reflow ของโลหะบัดกรี Sn-Ag

ตารางที่ 2.3 แสดงผลการวิเคราะห์ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.1Ce, Sn-1.0Ag-0.3Ce และ Sn-1.0Ag-0.5Ce [19]

Solder	Heating		Cooling		Undercooling (°C)
	Onset temp.(°C)	Peak temp.(°C)	Onset temp.(°C)	Peak temp.(°C)	
Sn-1.0Ag-0.1Ce	217.5	230.0	226.1	223.1	3.9
Sn-1.0Ag-0.3Ce	218.1	230.6	225.1	222.7	5.5
Sn-1.0Ag-0.5Ce	218.5	230.8	223.7	222.4	7.1

ในงานวิจัยของ Tsai และคณะ [20] ได้ศึกษาพฤติกรรมการแข็งตัวของโลหะบัดกรี Sn-9Zn-xAg โดยใช้เครื่อง Scanning electron microscopy พบว่าเมื่อเติมธาตุ Ag ที่ 0.5, 1.5, 2.5 และ 3.5 wt% Endothermic peak สูงขึ้น ซึ่งพบในการดำเนินการให้ความร้อน จากภาพที่ 2.8 Sn-9Zn ดูเหมือนจะเริ่มจาก 195.8°C (อุณหภูมิเริ่มต้น) และ Onset temperature ได้ 197.3°C ซึ่งมักจะเรียกว่าจุดหลอมเหลว จุดหลอมเหลวคงที่ของระบบไบนารียูเทคติกโดยทั่วไปจะมีการกำหนดจากเส้นโค้งแรก โดยระบุความลาดชันส่วนของด้านอุณหภูมิต่ำของการดูดซึมความร้อนโดยกำหนดความลาดเอียงที่จุดหนึ่งๆ แล้วคาดคะเนแนวของความลาดเอียงเพื่อให้อุณหภูมิที่แกนการไหลของความร้อนเป็นศูนย์ที่แตกต่างกัน อย่างไรก็ตาม สำหรับโลหะบัดกรี Sn-9Zn-0.5Ag ยังคงหลอมละลายอยู่ในขอบเขตที่จำกัดและพบว่าการหลอมเหลวไม่เกิน 202.9°C ซึ่งอุณหภูมิ Liquidus ( $T_L$ ) ที่กระบวนการการละลายจบลงอย่างชัดเจน นอกเหนือจากชนิดของโลหะบัดกรี เช่น โลหะบัดกรีไบนารียูเทคติก สำหรับจุดยูเทคติกคงที่ทุกเฟสที่เป็นของแข็งจะเปลี่ยนไปเป็นของเหลวที่อุณหภูมิคงที่ ดังนั้นจะถือว่า Onset temperature โดยทั่วไปจะเป็นอุณหภูมิหลอมละลาย การเย็นตัวของโลหะบัดกรี Sn-9Zn, Sn-9Zn-(0.5, 1.5, 2.5, 3.5)Ag แสดงในภาพที่ 2.9 คล้ายกับ Sn-9Zn, Sn-9Zn-0.5Ag ส่วนแนวนอนเป็น Pasty range สำหรับธาตุ Ag ที่เกิน 1.5 wt% เส้นโค้งมีสองกลุ่มใน Pasty range

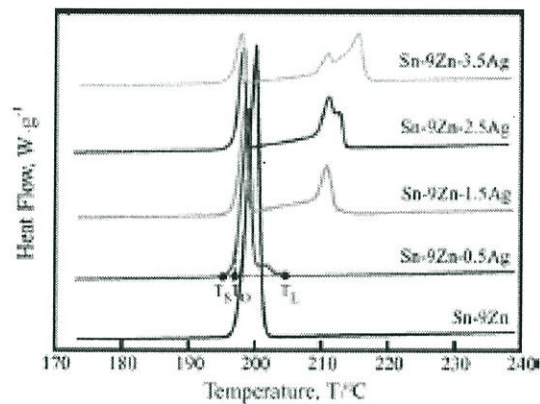
อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของโลหะบัดกรี Sn-9Zn-xAg โดยเปรียบเทียบดังตารางที่ 2.4 อุณหภูมิ Liquidus เพิ่มขึ้นเมื่อธาตุ Ag เพิ่มขึ้น ขณะที่อุณหภูมิ Solidus ( $T_S$ ) ยังคงค่อนข้างคงที่ อุณหภูมิ Liquidus เพิ่มขึ้นจาก 202.9°C ถึง 213.5°C ตามลำดับการให้ความร้อน อุณหภูมิ Liquidus เพิ่มขึ้นเมื่อธาตุ Ag เพิ่มขึ้นจาก 199.3°C ถึง 213.2°C ตามลำดับการปล่อยให้เย็นตัว ในช่วง Pasty range ของโลหะบัดกรี วัดโดยกราฟ Heating curves ดังภาพที่ 2.8 เพิ่มขึ้นจาก 5.9°C ถึง 17.2°C และวัดจากกราฟ Cooling curves ดังภาพที่ 2.9 เพิ่มขึ้นจาก 0.5°C ถึง 16.5°C ผลการศึกษานี้แสดงให้เห็นถึงการทดลอง DSC แสดงแนวโน้มที่คล้ายกันกับ Cooling curves

ตารางที่ 2.4 แสดงอุณหภูมิที่มีการเปลี่ยนแปลงของโลหะบัดกรี Sn-9Zn-xAg [20]

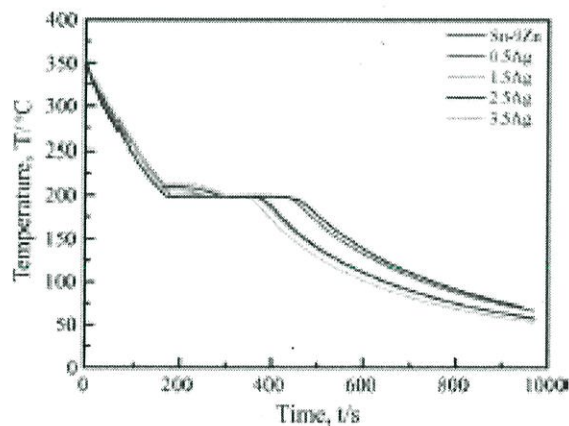
Solder alloys	Rate	$T_S$ (°C)	$T_L$ (°C)	Pasty range(°C)
Sn-9Zn	Heating	197.3	197.3	0
	Cooling	197.4	198.0	0.6
Sn-9Zn-0.5Ag	Heating	197.0	202.9	5.9
	Cooling	198.8	199.3	0.5
Sn-9Zn-1.5Ag	Heating	197.0	209.1	12.1

ตารางที่ 2.4 (ต่อ) แสดงอุณหภูมิที่มีการเปลี่ยนแปลงของโลหะบัดกรี Sn-9Zn-xAg [20]

Solder alloys	Rate	$T_S$ (°C)	$T_L$ (°C)	Pasty range(°C)
	Cooling	198.0	205.0	7.0
Sn-9Zn-2.5Ag	Heating	196.8	209.3	12.5
	Cooling	197.2	209.3	12.1
Sn-9Zn-3.5Ag	Heating	196.3	213.5	17.2
	Cooling	196.4	213.2	16.8

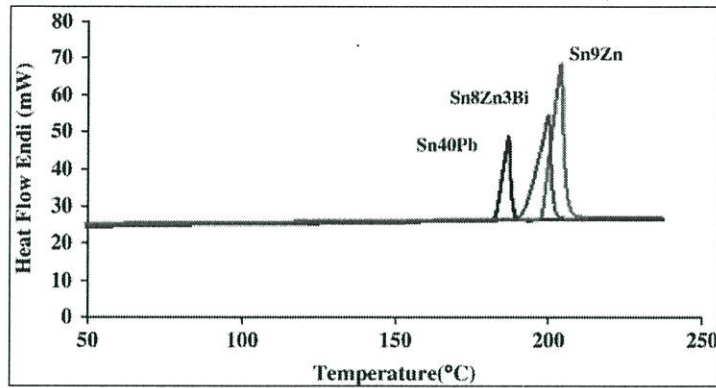


ภาพที่ 2.8 กราฟเส้นโค้งของโลหะบัดกรี Sn-9Zn-xAg (Heating rate is 1/min) [20]



ภาพที่ 2.9 กราฟเส้นโค้งของโลหะบัดกรี Sn-9Zn-xAg [20]

ในงานวิจัยของ Mayappan และคณะ [3] ได้ศึกษาผลกระทบที่เกิดขึ้นและอุณหภูมิที่ใช้กับ Sn-Zn ด้วยเครื่อง Differential scanning calorimeter (DSC) โดยทำการศึกษาโลหะบัดกรี Sn-40Pb, Sn-9Zn และ Sn-8Zn-3Bi ที่ช่วงอุณหภูมิจาก 50 °C ไปถึง 250 °C. พบว่าเมื่อเติม Bi 3.0wt% ช่วยลดอุณหภูมิ Liquidus ของโลหะบัดกรี Sn-Zn จาก 198.1 เป็น 194.6 °C. ซึ่งอุณหภูมิ Liquidus ของ Sn-40Pb เท่ากับ 182.5 °C. ดังนั้นอุณหภูมิ Liquidus ของโลหะบัดกรี Sn-8Zn-3Bi สูงกว่า Sn-40Pb เพียง 12 °C แสดงว่าโลหะบัดกรี Sn-8Zn-3Bi มีศักยภาพที่จะแทนโลหะบัดกรี Sn-40Pb จากอุณหภูมิที่แตกต่างกันเพียงเล็กน้อยดังภาพที่ 2.10

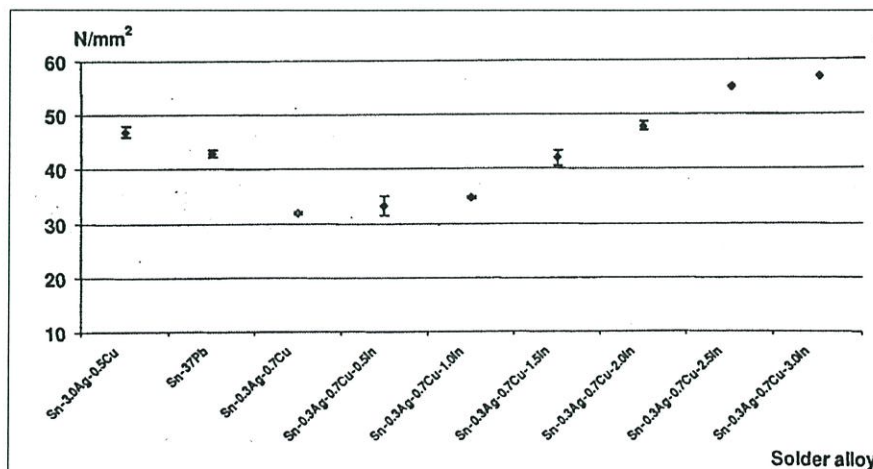


ภาพที่ 2.10 ผลการวิเคราะห์ DSC ของโลหะบัดกรีที่ใช้ในการศึกษา [3]

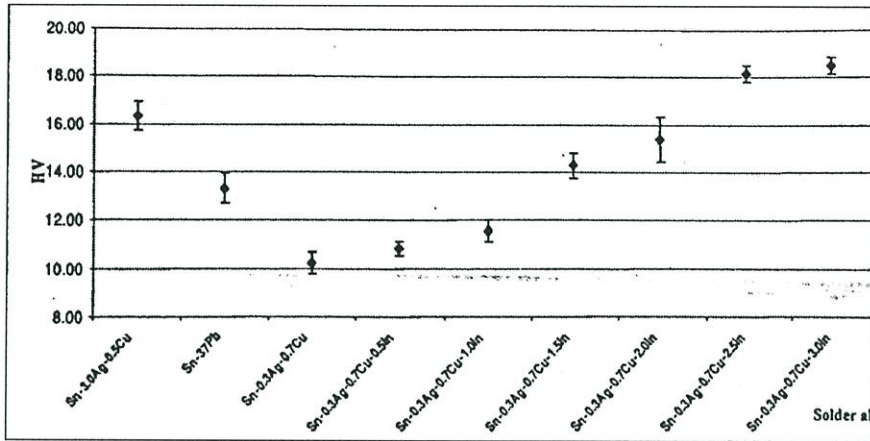
### 2.1.2 การทดสอบคุณสมบัติทางกล

ในงานวิจัยของ ฉวีวรรณ ลิมสุวรรณ์ [14] ได้ศึกษาอิทธิพลของอินเดียมต่อสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ด้วยเครื่อง Universal testing machine เตรียมชิ้นงานทดสอบตามมาตรฐาน ASTM E8 พบว่าเมื่อปรับปรุงโดยการเติมอินเดียมในช่วง 0 - 3.0 wt% ทำให้ค่าความต้านทานแรงดึงเพิ่มขึ้นตามปริมาณอินเดียมแสดงดังภาพที่ 2.11 เนื่องจากอินเดียม (In) ส่งผลให้ขนาดของสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเล็กลงและกระจายตัวสม่ำเสมอ รวมทั้งทำให้ต้านทานการเกิดดิสโลเคชัน ส่งผลให้ค่าความต้านทานแรงดึงสูงตามไปด้วย ซึ่งในงานวิจัยโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In มีค่าความต้านทานแรงดึง 56.9 (N/mm<sup>2</sup>) ซึ่งสูงกว่า Sn-0.3Ag-0.7Cu 31.9 (N/mm<sup>2</sup>)

จากการทดสอบความแข็ง (Hardness test) โดยใช้เครื่องทดสอบความแข็งแบบ Vickers micro hardness ได้ผลดังภาพที่ 2.12 พบว่าค่าความแข็งสูงขึ้นตามปริมาณ In ที่มากขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับค่าความต้านทานแรงดึงที่ได้ดังภาพที่ 2.11 ทั้งนี้สามารถอธิบายได้ว่า เมื่อดูจากลักษณะโครงสร้างจุลภาคพบว่าเมื่อเติม In มากขึ้น ขนาดเกรนโดยเฉลี่ยจะมีขนาดเล็กลง เนื่องจากปรากฏการณ์การดูดซับอะตอมของตัวถูกละลายคือ In ซึ่งมีความสำคัญในกระบวนการแข็งตัวของโลหะผสมและส่งผลโดยตรงต่อลักษณะโครงสร้างจุลภาค



ภาพที่ 2.11 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด [14]



ภาพที่ 2.12 ค่าความแข็งของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด [14]

ในงานวิจัยของ Luo และคณะ [16] ได้ศึกษาคุณสมบัติโครงสร้างจุลภาค, จุดหลอมเหลว และสมบัติแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn ที่ผสม Ag ต่ำ ด้วยเครื่อง Universal testing machine พบว่าโลหะบัดกรี Sn-XAg-1Zn จะมีความแข็งแรงลดลงเมื่อปริมาณ Ag (1, 1.5, 2, 3 wt%) ลดลง โลหะบัดกรี Sn-3Ag-1Zn มีการยึดตัวต่ำกว่าโลหะบัดกรี Sn-XAg-1Zn เล็กน้อย ความแข็งของโลหะบัดกรี Sn-xAg-1Zn สูงกว่าโลหะบัดกรี Sn-xAg-0.5Cu ขณะที่การยึดตัวต่ำ สำหรับโลหะบัดกรีที่มีธาตุ Zn เป็นส่วนประกอบ จะมีความแข็งแรงลดลงเมื่อปริมาณของ Ag ลดลงและการยึดตัวยังคงเหมือนเดิมกับที่เติมธาตุ Zn 3-4wt% ขณะที่การยึดตัวของโลหะบัดกรีเมื่อเติมธาตุ Zn 1.5-2.5 wt% มีความแตกต่างกันมาก ดังภาพที่ 2.13(a) และ (b) แสดง Stress-strain curves ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn กราฟนี้ถูกนำมาเป็นตัวอย่างแค่ตัวอย่างเดียว ซึ่งอาจจะแตกต่างด้วยผลเฉลยในตารางที่ 2.5 และภาพที่ 2.13(c) และ (d) ในภาพที่ 2.13(a) ที่โลหะบัดกรี Sn-xAg-1Zn ความแข็งแรงลดลงเมื่อเติมธาตุ Ag โลหะบัดกรี Sn-3Ag-1Zn มีการยึดตัวต่ำกว่าโลหะบัดกรี Sn-xAg-1Zn แต่มีการเปลี่ยนแปลงทั่วไปเพียงเล็กน้อย ปรากฏการณ์นี้อาจเกิดลดลงที่ยูเทคติก และมีเฟส  $\beta$ -Sn เพิ่มขึ้น

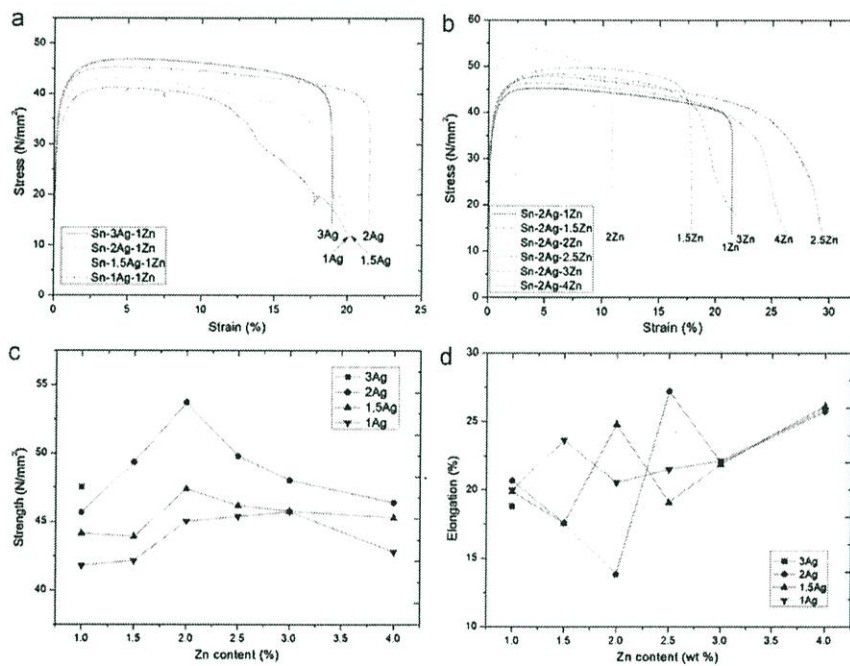
จากภาพที่ 2.14(c) และ (d) มีธาตุ Ag ในโลหะบัดกรีต่ำ ทำให้ความแข็งแรงลดลงเมื่อธาตุ Ag ลดลง นอกจากนี้การยึดตัวของโลหะบัดกรีที่ 3-4 wt%Zn เกือบจะเหมือนกัน แต่จะแตกต่างกันมากที่ 1.5-2.5 wt% Zn ในภาพที่ 2.14 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีที่ 3-4 wt%Zn และธาตุ Ag ที่แตกต่างกันมีความคล้ายกันแต่โลหะบัดกรีที่ 1.5-2.5 wt%Zn มีโครงสร้างจุลภาคแตกต่างกันมาก

ตารางที่ 2.5 แสดงผลการวิเคราะห์ความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn และ Sn-Ag-Cu [16]

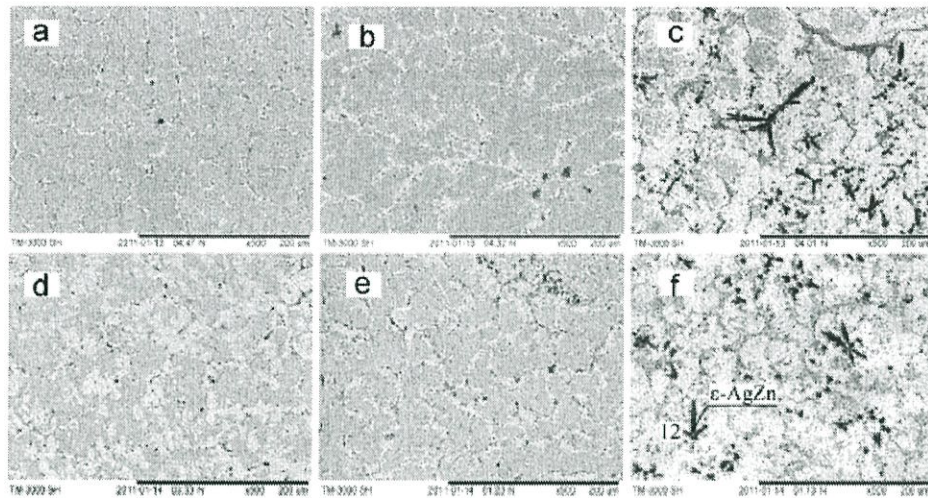
Solder	Strength (MPa)	Elongation (%)	Solder	Strength (MPa)	Elongation (%)
SAC305	38.3	30.8	Sn-1.5Ag-2Zn	47.4	24.8
SAC105	30.5	27.1	Sn-1.5Ag-2.5Zn	46.2	19.1
Sn-3Ag-1Zn	47.5	18.8	Sn-1.5Ag-3Zn	45.8	21.9
Sn-2Ag-1Zn	45.7	20.7	Sn-1.5Ag-4Zn	45.3	26.1

ตารางที่ 2.5 (ต่อ) แสดงผลการวิเคราะห์ความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn และ Sn-Ag-Cu [16]

Solder	Strength (MPa)	Elongation (%)	Solder	Strength (MPa)	Elongation (%)
Sn-2Ag-1.5Zn	49.3	17.6	Sn-1Ag-1Zn	41.8	20.0
Sn-2Ag-2Zn	53.7	13.8	Sn-1Ag-1.5Zn	42.2	23.6
Sn-2Ag-2.5Zn	49.8	27.2	Sn-1Ag-2Zn	45.0	20.5
Sn-2Ag-3Zn	48.0	22.0	Sn-1Ag-2.5Zn	45.4	21.5
Sn-2Ag-4Zn	46.4	25.7	Sn-1Ag-3Zn	45.7	22.1
Sn-1.5Ag-1Zn	44.2	19.9	Sn-1Ag-4Zn	42.8	25.9
Sn-1.5Ag-1.5Zn	43.9	17.6			



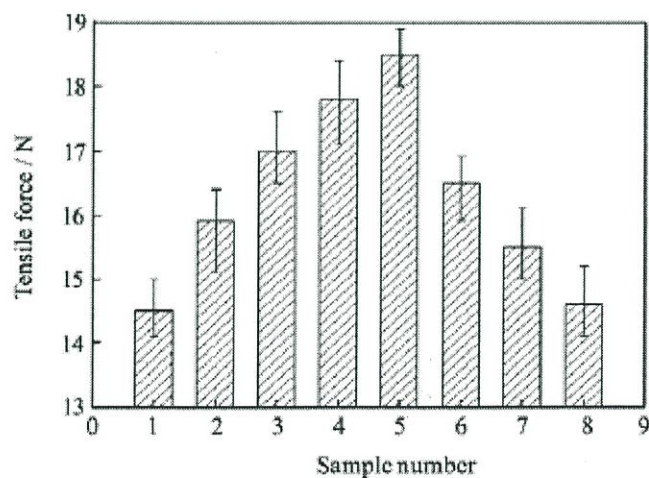
ภาพที่ 2.13 คุณสมบัติความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn (a) Stress-strain curves ของโลหะบัดกรี Sn-xAg-1Zn, (b). Stress-strain curves ของโลหะบัดกรี Sn-2Ag-xZn, (c). Strength ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn และ (d). Elongation ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn [16]



ภาพที่ 2.14 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-xAg-yZn : (a) Sn-1.5Ag-2Zn, (b) Sn-1.5Ag-3Zn, (c) Sn-1.5Ag-4Zn, (d) Sn-1Ag-2Zn, (e) Sn-1Ag-3Zn และ (f) Sn-1.5Ag-4Zn [16]

ในงานวิจัยของ Tsao และคณะ [22] ได้ศึกษาผลกระทบของการเติมอนุภาคนาโน  $Al_2O_3$  เพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn3.5Ag0.5Cu ด้วยเครื่อง Micro hardness สังเกตได้ว่า Micro hardness จะเพิ่มขึ้นเมื่อเติมอนุภาคนาโน  $Al_2O_3$  (0, 0.25, 0.5 และ 1 wt%) มากขึ้นตามลำดับ ทำให้ Ratio micro hardness มีความสัมพันธ์กับส่วนประกอบของโครงสร้าง

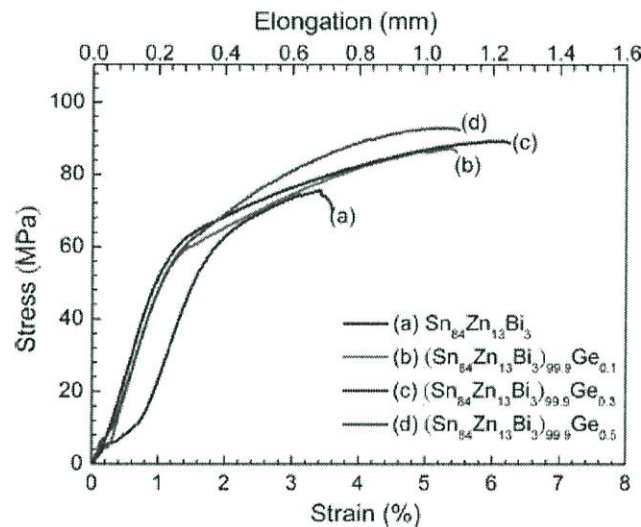
ในงานวิจัยของ Liang และคณะ [23] ได้ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด SnZn-xEr ด้วยเครื่อง Universal testing machine แสดงให้เห็นว่าเมื่อเติมเออร์เบียม(Er) ที่ปริมาณ 0.08 wt% ส่งผลต่อการเพิ่มค่าแรงดึงเฉลี่ยสูงสุดที่ 18.4 N เมื่อเทียบกับการเติมเออร์เบียม(Er) ไปจนถึง 1.0 wt% พบว่าค่าเฉลี่ยแรงดึงลดลง สรุปได้ว่าการเติมเออร์เบียม(Er) เพียงเล็กน้อยในสารประกอบ SnZn เป็นการเพิ่มค่าแรงดึงแสดงดังภาพที่ 2.15



ภาพที่ 2.15 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn9Zn-xEr [23]

ในงานวิจัยของ L.Wang และคณะ [24] ได้ทำการปรับปรุงการแผ่กระจายและสมบัติการต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Ag-RE ซึ่งธาตุ RE คือ Lanthanum(La), Cerium (Ce) ทำการปรับปรุงความแข็งแรงและความเหนียวด้วยการเติมธาตุ RE 0.5 wt% พบว่าค่าความแข็งแรงลดลงเล็กน้อยตลอดจนค่า Elongation ก็ลดลงเมื่อเติม RE 1.0 wt% เมื่อธาตุ RE เพิ่มขึ้นทำให้ความต้านทานการเสียรูปแบบพลาสติกดีขึ้นแต่ถ้ามีสิ่งสกปรกปนเปื้อนลงในโลหะบัดกรีก็จะส่งผลต่อความแข็งแรง ดังนั้นการเพิ่มขึ้นของ RE จะช่วยทำให้ต่อต้านการเสียรูปมากขึ้น

ในงานวิจัยของ Wang และคณะ [18] ได้ศึกษาเกี่ยวกับการเติมเจอร์เมเนียม(Ge) ในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Zn-Bi จากการทดสอบความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-Zn-Bi-Ge โดยโลหะบัดกรี  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.5}\text{Ge}_{0.5}$  มีคุณสมบัติความต้านทานแรงดึง 95 MPa ซึ่งดีกว่า Sn-37Pb (50 MPa) และโลหะบัดกรี  $\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3$  มีค่าความต้านทานแรงดึงเท่ากับ 75 MPa ตามลำดับ การยืดตัวของโลหะบัดกรี Sn-Zn-Bi-Ge มีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเติม Ge เพิ่มขึ้น แสดงให้เห็นว่าโลหะผสม Sn-Zn-Bi-Ge มีความเหนียวดีขึ้น 50% ซึ่งมากกว่าโลหะบัดกรี  $\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3$  ที่ไม่ได้เติม Ge แสดงดังภาพที่ 2.16



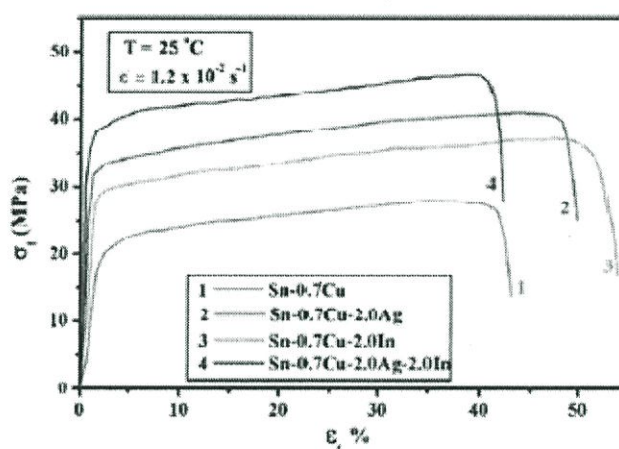
ภาพที่ 2.16 กราฟค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี (a)  $\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3$ , (b).

$(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.9}\text{Ge}_{0.1}$ , (c)  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.7}\text{Ge}_{0.3}$  และ (d)  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.5}\text{Ge}_{0.5}$  [18]

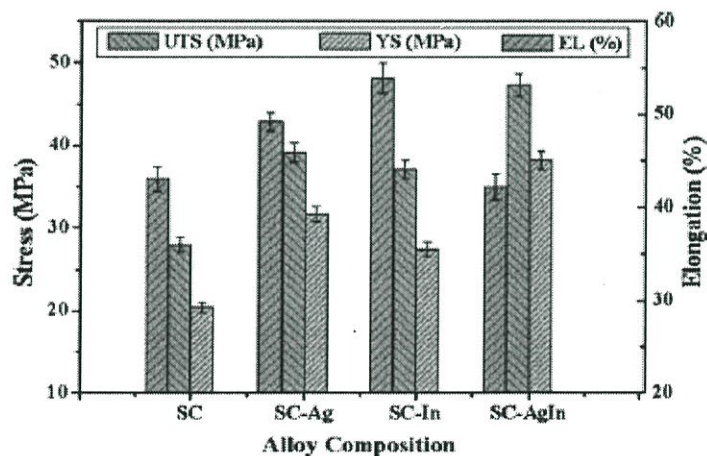
ในงานวิจัยของ A.A.El-Daly และ A.E.Hammad [25] ได้ศึกษาความแข็งแรงสูงสุดของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu ด้วยการเติม Ag และ In เล็กน้อย ด้วยเครื่อง Universal testing machine พบว่า UTS และ YS ลดลงเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น แต่อัตราความเครียดเพิ่มขึ้น ในขณะที่มีการเปลี่ยนแปลงการยึดตัวซึ่งขัดแย้งกันกับพฤติกรรมดังกล่าว ดังนั้นจึงแสดงให้เห็นว่าโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu-2Ag-2In มีคุณสมบัติทางกลดีกว่า Sn-0.7 wt.% Pb ค่าความเครียดของโลหะผสม SC-AgIn มีค่าสูงกว่าโลหะผสมอื่นที่ศึกษาแสดงผลดังตารางที่ 2.6 และภาพที่ 2.17 และ 2.18

ตารางที่ 2.6 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu, Sn-0.7Cu-2Ag, Sn-0.7Cu-2In และ Sn-0.7Cu-2Ag-2In ที่อุณหภูมิ 25 °C และ  $\dot{\epsilon} = 1.2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  [25]

Alloy	UTS (MPa)	YS (MPa)	Elongation (%)
Sn-0.7Cu	28.0	20.4	44.0
Sn-0.7Cu-2Ag	39.2	31.6	49.2
Sn-0.7Cu-2In	37.1	28.8	53.9
Sn-0.7Cu-2Ag-2In	47.3	38.2	42.2
Sn-0.7Cu [20]	22.0	15.0	39.0
Sn-3.5Ag [20]	26.7	22.5	24.0
Sn-37Pb [20]	31.0	27.0	48.0

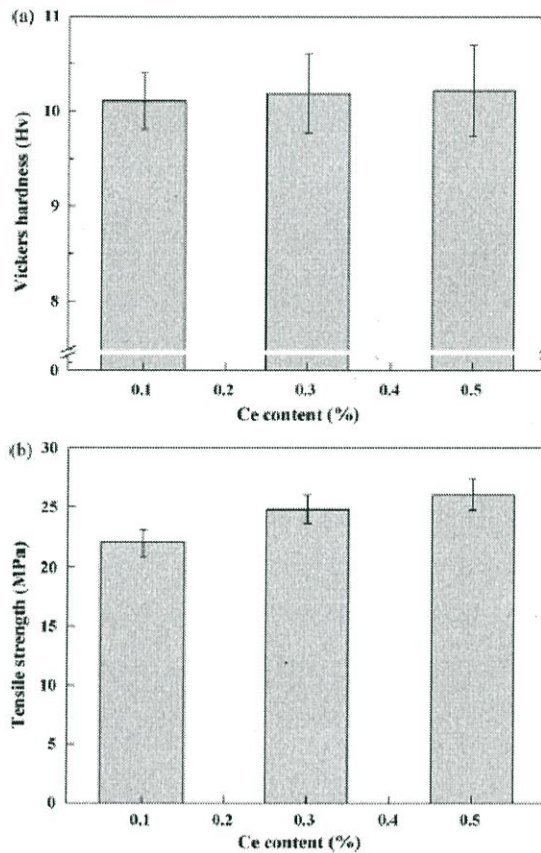


ภาพที่ 2.17 เปรียบเทียบความต้านทานแรงดึงที่อุณหภูมิเท่ากับ 25 °C และ  $\dot{\epsilon} = 1.2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  ของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu, Sn-0.7Cu-2Ag, Sn-0.7Cu-2In และ Sn-0.7Cu-2Ag-2In [25]



ภาพที่ 2.18 คุณสมบัติทางกลสำหรับตัวอย่าง: Tensile strength และ Elongation (UTS: Ultimate tensile strength; YS: Yield strength; EL: Total elongation) [25]

ในงานวิจัยของ Noh และคณะ [19] ได้ศึกษาผลกระทบทดการเติมธาตุ Ce ที่มีต่อการแผ่, โครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Ce วิเคราะห์ Vickers hardness และความต้านทานแรงดึง ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-xCe โดยเติมธาตุ Ce ที่ 0.1 wt.%, 0.3 wt.% และ 0.5 wt.% พบว่าผลที่ได้คือโครงสร้างจุลภาคมีความละเอียดมากเมื่อเติม Ce เพราะองค์ประกอบธาตุ RE มีแนวโน้มที่จะถูกดูดซึมที่ขอบเกรนและลดการเคลื่อนที่ขอบเกรน ส่งผลทำให้ความต้านทานแรงดึงและความแข็งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นแสดงดังภาพที่ 2.19



ภาพที่ 2.19 คุณสมบัติทางกลสำหรับโลหะบัดกรีต่างๆ : (a) Vickers hardness(ความแข็ง) และ (b) Tensile strength(ความต้านทานแรงดึง) [19]

### 2.1.3 โครงสร้างจุลภาค

ในงานวิจัยของ ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ [14] ได้ศึกษาอิทธิพลของอินเดียมต่อสมบัติทางกายภาพและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง พบว่าเมื่อทำการปรับปรุงโดยการเติมธาตุอินเดียมในช่วง 0 - 3.0 wt% ลงในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว จะมีการยับยั้งการเจริญเติบโตของเกรน ทำให้ขนาดเกรนเล็กลงเมื่อตัวถูกละลาย (In) มากขึ้น นอกจากนี้ยังมีเครื่องมือ Electron probe micro analyzer (EPMA) พบว่าเมื่อเติมธาตุอินเดียมลงไปส่งผลให้ขนาดเกรนเล็กลงเมื่อปริมาณ In เพิ่มขึ้น

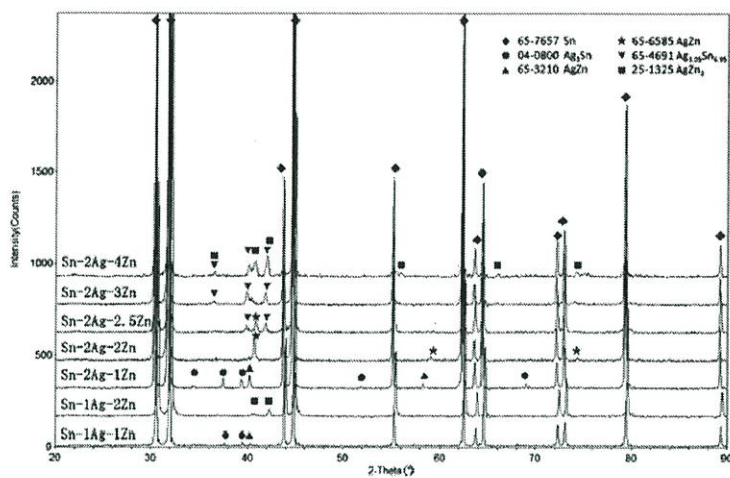
ในงานวิจัยของ Luo และคณะ [16] ได้ศึกษาคุณสมบัติโครงสร้างจุลภาค, จุดหลอมเหลว และสมบัติแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn ที่ผสม Ag ต่ำ โดยใช้การวิเคราะห์ XRD และ EDX ดังภาพที่ 2.20 และตารางที่ 2.7 ซึ่งการลดลงของ Ag 2 wt% นำไปสู่การเพิ่มเฟส  $\beta$ -Sn ดังภาพที่

2.21(b) และ (c) เมื่อ Ag ลดลง 1 wt% มีความแตกต่างระหว่างเฟส Binary eutectic และ Ternary eutectic ดังภาพ 2.21(d) และผล XRD ดังภาพที่ 2.20 ของโลหะบัดกรี Sn-1Ag-1Zn แสดงให้เห็นว่ามีความเข้มข้นน้อยกว่าโลหะบัดกรี Sn-2Ag-1Zn ที่ยูเทคติก มีผลที่แตกต่างกันในกระบวนการ Equilibrium solidification ซึ่งอาจจะเกิดในกระบวนการ Non-equilibrium ระหว่างการหล่อ เมื่อเติมธาตุ Zn 1.5wt% ในโลหะบัดกรี Sn-2Ag-xZn ดังภาพที่ 2.22(a) และ 2.23(a) พบว่าเฟส  $\beta$ -Sn ลดลงและเฟสยูเทคติกเพิ่มขึ้น และมีเฟส  $\beta$ -Sn อย่างต่อเนื่อง เมื่อ Zn เพิ่มขึ้นถึง 2wt% ดังภาพที่ 2.22(b) และ 2.23(b) เกิดสารประกอบแบบ Hexagonal ผลจาก EDX พบว่าเป็นชั้นสารประกอบ  $\gamma$ -AgZn ( $Ag_5Zn_8$ ) นอกจากนั้นเฟส  $\beta$ -Sn หายไปเกือบหมดเพราะเฟส  $\beta$ -Sn เจริญเติบโตเป็นเฟส  $\gamma$ -AgZn เห็นได้จากภาพที่ 2.22(c) และ 2.23(c) เฟส  $\beta$ -Sn หายไปโดยสิ้นเชิง และจะเห็นเฟส  $\gamma$ -AgZn โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-2Ag-3Zn ภาพที่ 2.22(d) และ 2.23(d) จะพบว่ามีสัดส่วนอนุภาคส่วนที่มีดเพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นอนุภาคบางส่วนที่เพิ่มขึ้นใน Hexagonal แสดงส่วนประกอบ EDX ระหว่าง  $\gamma$ -AgZn และ  $\epsilon$ -AgZn อาจเกิดจากธาตุ Ag และ Zn ขณะเปลี่ยนเป็น Primary  $\gamma$ -AgZn และโครงสร้างจุลภาคและขั้นตอนการแข็งตัวของโลหะบัดกรี Sn-2Ag-4Zn คล้ายกับโลหะบัดกรี Sn-2Ag-3Zn ดังภาพที่ 2.23(e)

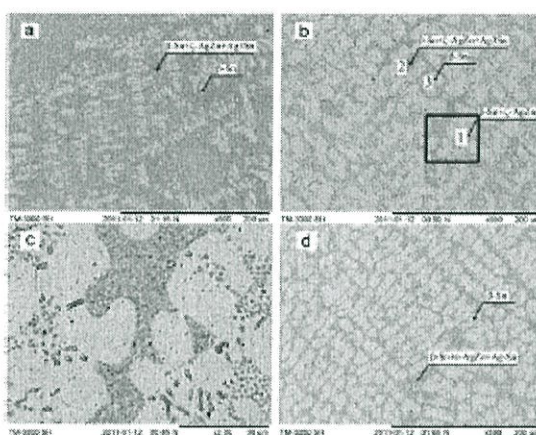
โครงสร้างจุลภาคที่หลากหลายสำหรับโลหะบัดกรีที่มีธาตุ Ag ต่ำ 2 wt%Ag ดังภาพที่ 2.24 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-1.5Ag-2Zn เหมือนกันกับโลหะบัดกรี Sn-2Ag-2.5Zn ดังภาพที่ 2.24(a) ในโลหะบัดกรี Sn-1.5Ag-4Zn เฟส Primary Ag-Zn จะมีอนุภาคที่หยาบ ดังภาพที่ 2.24(c) เมื่อ Ag ลดลง 1wt% เฟส  $\beta$ -Sn ยังคงมีอยู่ในโลหะบัดกรี แสดงดังภาพที่ 2.24(d) และจะไม่ปรากฏตั้งแต่ 3 wt%Zn แสดงดังภาพที่ 2.24(e) นอกจากนั้นจากผล EDX แสดงเด่นได้ Primary Ag-Zn ใน Sn-1Ag-4Zn ถูกเปลี่ยนเป็น  $\epsilon$ -AgZn ดังภาพที่ 2.24(f)

#### ตารางที่ 2.7 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn [16]

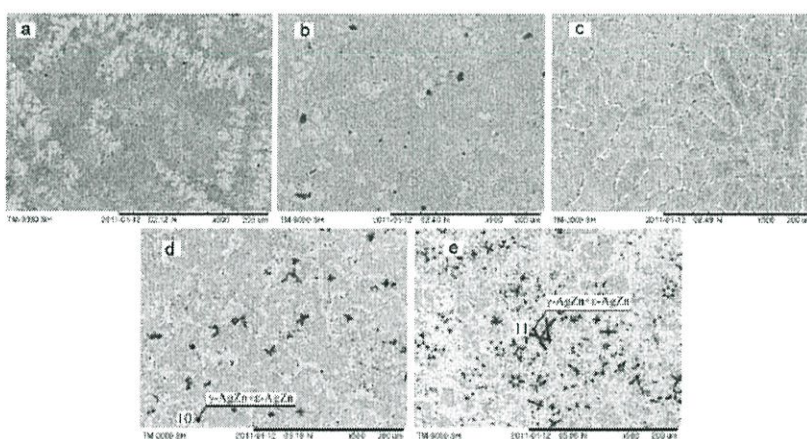
Point code	Atomic (%)			Phase identification
	Sn	Ag	Zn	
1	33.85	33.06	33.09	$\beta$ -Sn+ $\zeta$ -AgZn
2	49.43	44.06	6.52	$\beta$ -Sn+ $\zeta$ -AgZn+Ag <sub>3</sub> Sn
3	100	0	0	$\beta$ -Sn
4	85.53	12.66	1.81	Ag <sub>3</sub> Sn
5	0	40.16	59.84	$\gamma$ -AgZn
6	99.22	0	0.78	$\beta$ -Sn
7	93.11	3.24	3.63	$\beta$ -Sn+ $\zeta$ -AgZn
8	58.65	9.97	31.38	$\epsilon$ -AgZn
9	52.05	14.33	33.62	$\beta$ -Sn+ $\epsilon$ -AgZn
10	0	35.91	64.09	$\gamma$ -AgZn+ $\epsilon$ -AgZn
11	0	33.40	66.60	$\gamma$ -AgZn+ $\epsilon$ -AgZn
12	0	31.59	68.05	$\epsilon$ -AgZn



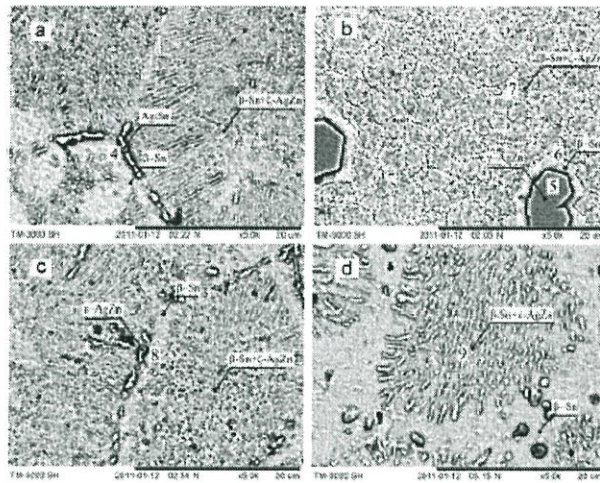
ภาพที่ 2.20 ผลการวิเคราะห์ XRD ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Zn [16]



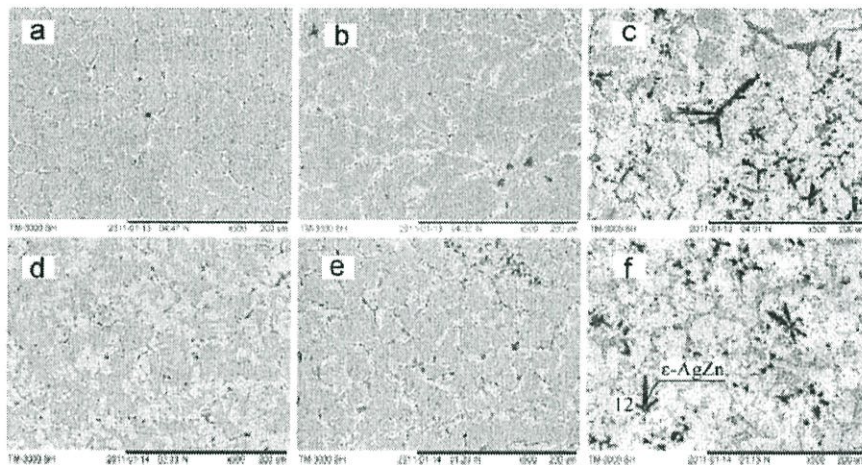
ภาพที่ 2.21 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-xAg-1Zn : (a) Sn-3Ag-1Zn, (b) Sn-2Ag-1Zn, (c) Enlarged figure of Sn-2Ag-1Zn และ (d) Sn-1Ag-1Zn [16]



ภาพที่ 2.22 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-2Ag-xZn : (a) Sn-2Ag-1.5Zn, (b) Sn-2Ag-2Zn, (c) Sn-2Ag-2.5Zn, (d) Sn-2Ag-3Zn และ (e) Sn-2Ag-4Zn [16]



ภาพที่ 2.23 ภาพขยายของโลหะบัดกรี Sn-2Ag-xZn : (a) Sn-2Ag-1.5Zn, (b) Sn-2Ag-2Zn, (c) Sn-2Ag-2.5Zn และ (d) Sn-2Ag-3Zn [16]

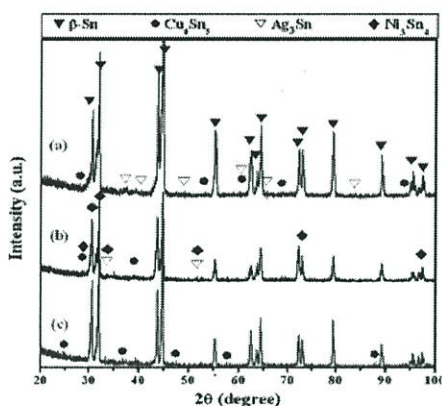


ภาพที่ 2.24 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-xAg-yZn : (a) Sn-1.5Ag-2Zn, (b) Sn-1.5Ag-3Zn, (c) Sn-1.5Ag-4Zn, (d) Sn-1Ag-2Zn, (e) Sn-1Ag-3Zn และ (f) Sn-1.5Ag-4Zn [16]

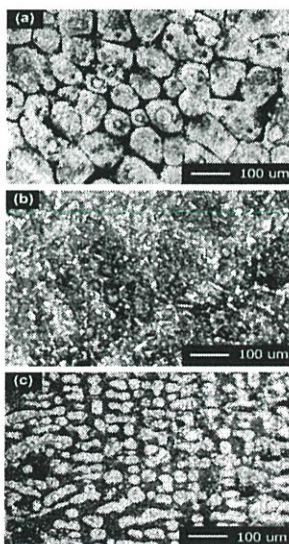
ในงานวิจัยของ El-Daly และคณะ [17] ได้ศึกษาพฤติกรรมโครงสร้างจุลภาคสมบัติทางกล และความผิดปกติของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.5Cu หลังจากเพิ่มเติม Ni และ Sb โดยเติม Ni ปริมาณ 0.06 wt% และ Sb 0.5 wt% พบว่าพฤติกรรมโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.5Cu (SAC105) เมื่อเติมธาตุ Sb ลงในโลหะบัดกรีกลุ่ม SAC105 จะไปยับยั้งการสร้างเกรน  $\beta$ -Sn ขนาดใหญ่ และการสร้างผลึกลักษณะเหมือนเข็ม แทนการสร้าง  $\beta$ -Sn ขนาดเล็กที่ล้อมรอบตาม บริเวณยูเทคติกของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Sn,  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  และ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  นอกจากนี้การเติม Ni ช่วยให้การสร้างเฟสสารประกอบเชิงโลหะมีรูปร่างการตกผลึกที่ละเอียดที่ผิวของ  $\beta$ -Sn มากกว่ารูปร่าง การตกผลึกแบบเข็ม จากผล X-ray diffraction (XRD) ของโลหะบัดกรี SAC(105), SAC(105)0.06Ni และ SAC(105)0.5Sb ดังภาพที่ 2.25 ในภาพที่ 2.25(a) สารประกอบ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ ,  $\eta$ - $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  และเฟส  $\beta$ -Sn ถูกพบในโลหะบัดกรี SAC(105) ภาพที่ 2.25(b) แสดงให้เห็นว่า Ni มีผลต่อการเจริญเติบโตของ สารประกอบ  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  เนื่องจากการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาค แต่อย่างไรก็ตามภาพที่ 2.25(c) แสดง

ให้เห็นว่าจากการตรวจสอบไม่มี Peak ใหม่เกิดขึ้นสำหรับโลหะบัดกรี SAC(105) นอกเหนือจาก Peak Sb หมายความว่าธาตุ Sb ของโลหะผสมส่วนใหญ่ละลายในเมทริกซ์  $\beta$ -Sn ในรูปแบบสารละลาย และภาพที่ 2.26 แสดงให้เห็นโครงสร้างจุลภาค OM ทัวไปของโลหะบัดกรี SAC(105) ด้วยเฟสที่สว่างและมีดเป็นเฟส Primary  $\beta$ -Sn และ เฟสยูเทคติก SAC ตามลำดับ ซึ่งเป็นไปตามการวิเคราะห์ XRD ภาพที่ 2.26(b) และ (c) สัดส่วนปริมาตรของเฟส Primary  $\beta$ -Sn ของโลหะบัดกรี SAC(105) ลดลง ขณะที่พื้นที่ยูเทคติกเพิ่มขึ้น ในภาพที่ 2.26(b) เฟสยูเทคติกมีเฟส  $\beta$ -Sn,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ,  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  และ Needle-like  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  ยืนยันโดยการวิเคราะห์ XRD

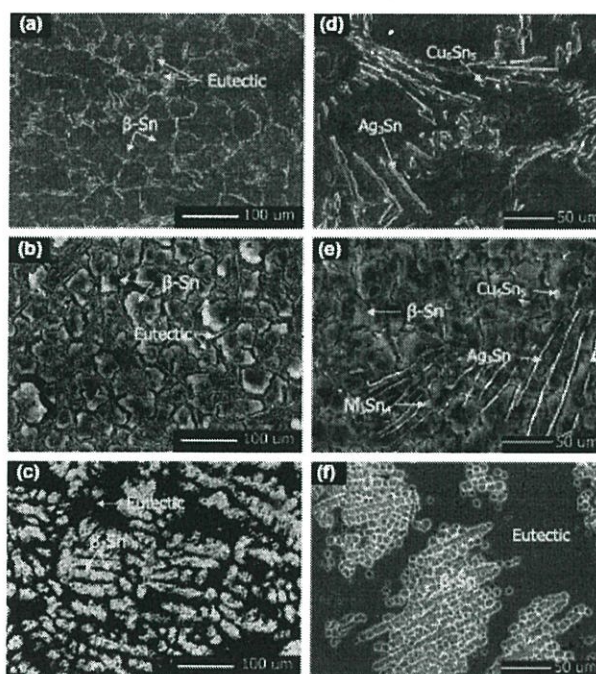
การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคโดยใช้ SEM ของโลหะบัดกรี SAC(105), SAC(105)0.06Ni และ SAC(105)0.5Sb ดังภาพที่ 2.27(a) และ (d) มีตะกอนสารประกอบที่หนาแน่นในเฟส  $\beta$ -Sn ระบุได้ว่าเป็น  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  และ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  ที่ยูเทคติกตามการวิเคราะห์ EDS แสดงในภาพที่ 2.28



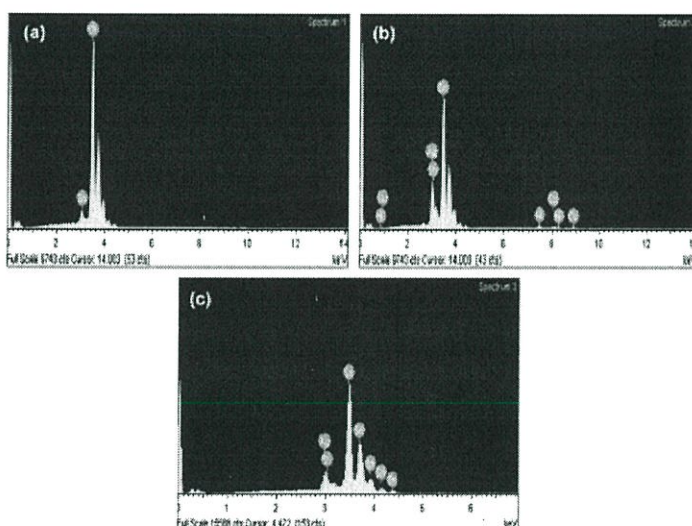
ภาพที่ 2.25 รูปแบบ XRD ของโลหะบัดกรี (a)SAC (105), (b)SAC-0.06Ni และ (c)SAC-0.5Sb [17]



ภาพที่ 2.26 โครงสร้างจุลภาค OM ของโลหะบัดกรี (a) SAC (105), (b) SAC-0.06Ni และ (c) SAC-0.5Sb [17]

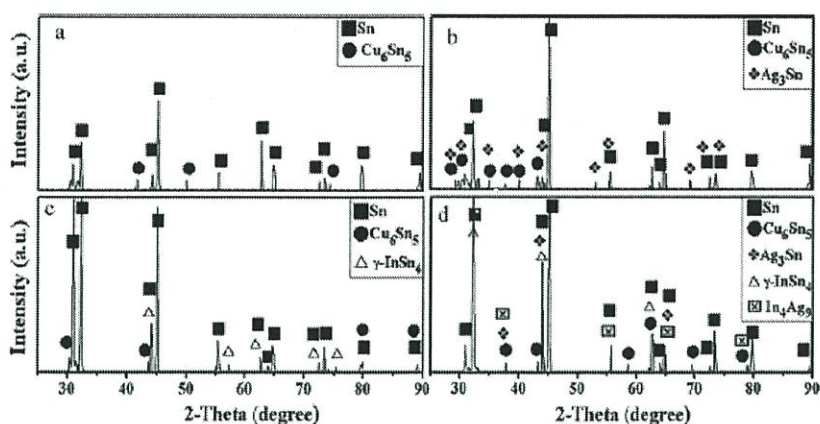


ภาพที่ 2.27 โครงสร้างจุลภาค SEM ของโลหะบัดกรี (a) SAC (105), (b) SAC-0.06Ni และ (c) SAC-0.5Sb และการวิเคราะห์ EDS ที่สอดคล้องกันของบางพื้นที่ [17]



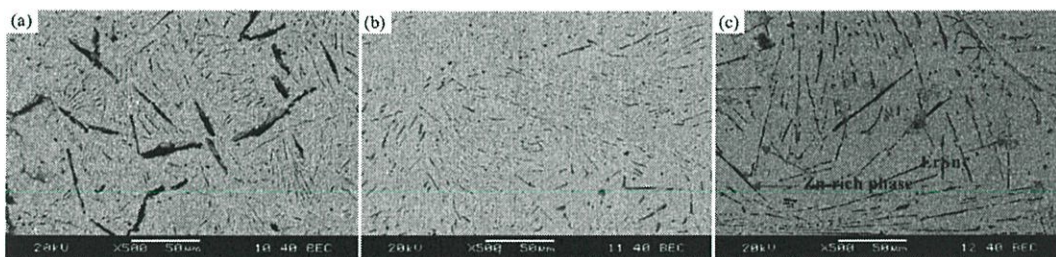
ภาพที่ 2.28 การวิเคราะห์ EDS ของอนุภาคโลหะผสม (a)  $\beta$ -Sn, (b)  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  และ (c)  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  [17]

จากผล X-ray diffraction (XRD) เป็นการยืนยันได้ว่าเมื่อเติมธาตุ Ag ลงไปในโลหะบัดกรี SC จะเกิดการสร้างเฟสสารประกอบ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  เนื่องจากเกิดการผสมของ Sn และ Ag ดังภาพที่ 2.29(b) เช่นเดียวกับกับภาพที่ 2.29(c) แสดงเฟส  $\gamma\text{-InSn}_4$  เนื่องจากเกิดการผสมของ Sn และ In กับตัวอย่างโลหะผสม SC-In ในกรณีของ SC-AgIn จะเห็นว่าโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยสารประกอบ 3 ชนิดคือ  $\text{Ag}_3\text{Sn}$ ,  $\text{In}_4\text{Ag}_9$  และ  $\gamma\text{-InSn}_4$  ดังภาพที่ 2.29(d)



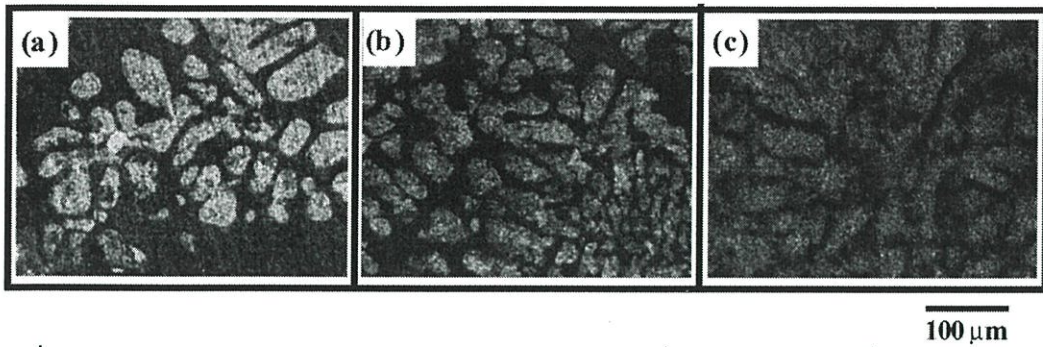
ภาพที่ 2.29 รูปแบบ XRD ของโลหะบัดกรี (a) Sn-0.7Cu, (b) Sn-0.7Cu-2Ag, (c) Sn-0.7Cu-2In และ (d) Sn-0.7Cu-2Ag-2In [17]

ในงานวิจัยของ Liang และคณะ [23] ได้ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด SnZn-xEr เมื่อเพิ่มเออร์เปียม(Er) 0.08 wt% โครงสร้างของ SnZn0.08Er ละเอียดยิ่งกว่า SnZn โดยเฉพาะอย่างยิ่งมีการลดลงของ Zn-rich ปรางค์การณณ์นี้สามารถอธิบายได้ด้วยทฤษฎีการดูดซึมคือ จำนวนเพียงเล็กน้อยของเออร์เปียม(Er) จะถูกดูดซึมโดยมีสารประกอบเกิดขึ้นบริเวณผิวสัมผัสและยังเป็นฟองอากาศตรงกลางนิวเคลียส ทำให้มีการเปลี่ยนความเร็วการเจริญเติบโตของผลึกพร้อมกับทิศทางผลึกต่างๆ อย่างไรก็ตามเมื่อเพิ่มเออร์เปียม(Er)มากขึ้น โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SnZn-based ค่อนข้างใหญ่, หยาบและกระจายอย่างสม่ำเสมอในโลหะบัดกรีชนิด SnZn0.2Er มากกว่า แสดงดังภาพที่ 2.30



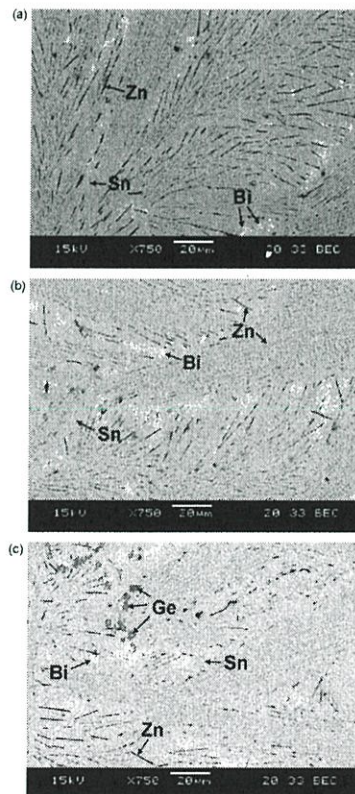
ภาพที่ 2.30 แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SnZn/ SnZnEr (a) Sn9Zn (b) Sn9Zn0.08Er (c) Sn9Zn0.2Er [23]

ในงานวิจัยของ Shohji และคณะ [26] ได้ศึกษาคุณสมบัติความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Ag และอัตราความเครียด พบว่าโครงสร้าง Hypoeutectic ในโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag มีอัตราแข็งตัวที่ 12°C / S ซึ่งอยู่ใกล้กับอัตราการเย็นตัวในช่วงการหลอมในการศึกษาครั้งนี้ 10°C / S ดังนั้น การก่อตัวของโครงสร้างจุลภาค Hypoeutectic เกิดขึ้นในช่วงแข็งตัว มีโครงสร้างจุลภาคที่คล้ายกันระหว่าง Sn-3.5Ag-0.75Cu และ Sn-3Ag-2Bi แสดงดังภาพที่ 2.31(b) และ (c)



ภาพที่ 2.31 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีหลังจากการอบที่ 100 °C เวลา 1 ชั่วโมง (OM image). (a) Sn-3.5Ag; (b) Sn-3.5Ag-0.75Cu; (c) Sn-3Ag-2Bi [26]

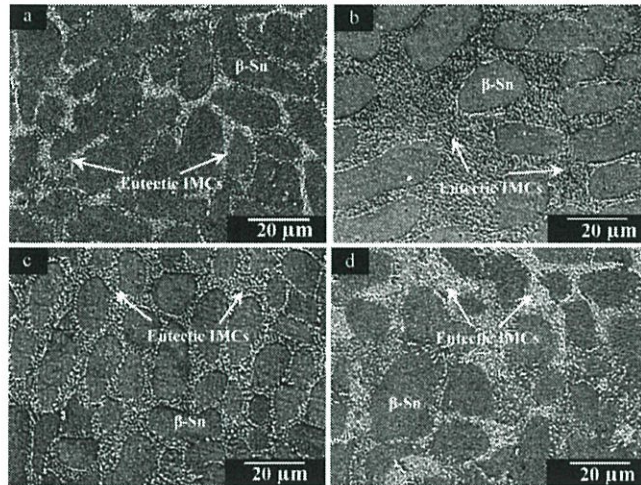
ในงานวิจัยของ Wang และคณะ [18] ได้ศึกษาเกี่ยวกับการเติมเจอร์เมเนียม(Ge) ในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Zn-Bi จากการวิเคราะห์ด้วย SEM พบว่าเฟส Bi และเฟส Zn มีลักษณะเหมือนเข็มที่เป็นบ่อเกิดตะกอนของโลหะผสม  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.9}\text{Ge}_{0.1}$  ส่วนเฟส Ge จะไม่ก่อตัวในโลหะผสมขณะที่เติม Ge ปริมาณ 0.1 – 0.3 wt% ยิ่งไปกว่านั้นการมีธาตุ Ge นำไปสู่การเกิดตะกอนของ Zn ที่เล็กน้อย ซึ่งจะหลีกเลี่ยงการเปราะของโลหะบัดกรีโดยการลดการก่อตัวของรอยแตกหรือการขยายผ่านทางตะกอนที่มีลักษณะเหมือนเข็มแสดงดังภาพที่ 2.32



ภาพที่ 2.32 แสดงโครงสร้างจุลภาคจากการวิเคราะห์ SEM ของโลหะบัดกรี (a).

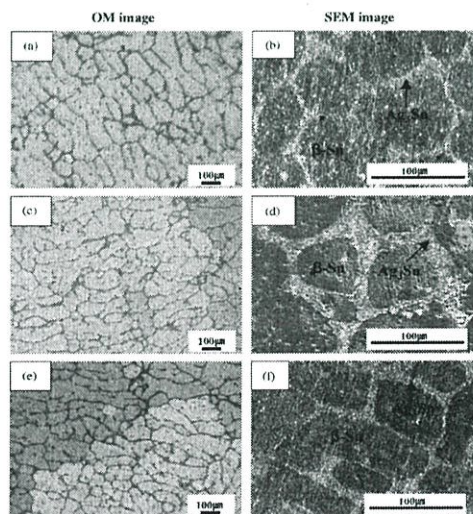
$(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.9}\text{Ge}_{0.1}$ , (b).  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.9}\text{Ge}_{0.3}$ , (c).  $(\text{Sn}_{84}\text{Zn}_{13}\text{Bi}_3)_{99.9}\text{Ge}_{0.5}$  ตามลำดับ [18]

ในงานวิจัยของ El-Daly และ Hammad [25] ได้ศึกษาความแข็งแรงสูงสุดของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu ด้วยการเติม Ag และ In เล็กน้อย จากการวิเคราะห์พบว่ามีการเกิดสารประกอบในเฟส  $\beta$ -Sn เมื่อเทียบกับโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu ที่ยูเทคติก ดังนั้น  $Ag_3Sn$  จะเกิดในโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu-2Ag,  $Ag_2Sn$  และ  $\gamma$ -Sn  $InSn_4$  เกิดในโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu-2In ตลอดจน  $Ag_3Sn$ ,  $\gamma$ - $InSn_4$  และ  $In_4Ag_9$  เกิดในโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu-2Ag-2In ซึ่งในการปรากฏสองเฟสนี้ส่งผลต่อการเพิ่มคุณสมบัติทางกลสำหรับโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu แสดงดังภาพที่ 2.33

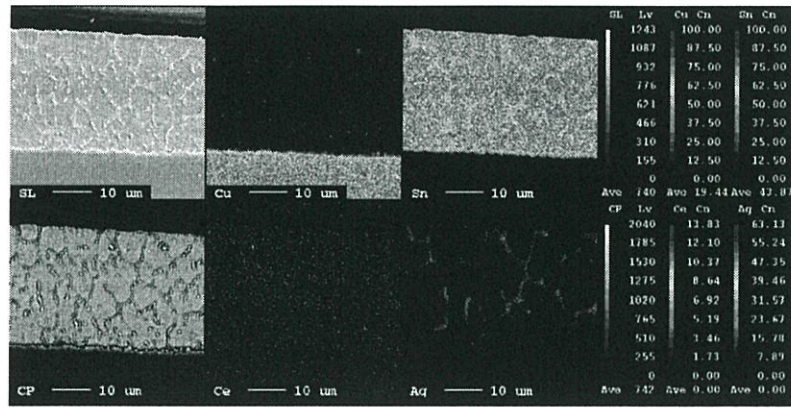


ภาพที่ 2.33 แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี (a) Sn-0.7Cu, (b) Sn-0.7Cu-2Ag, (c) Sn-0.7Cu-2In และ (d) Sn-0.7Cu-2Ag-2In [25]

ในงานวิจัยของ Noh และคณะ [19] ได้ศึกษาผลกระทบการของธาตุ Ce ที่มีต่อการแผ่, โครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Ce โดยใช้วิธี SEM แสดงดังภาพที่ 2.34 ซึ่งผลของ EPMA พบว่าส่วนประกอบของโลหะบัดกรีประกอบด้วย  $\beta$ -Sn,  $Cu_6Sn_5$ , และ  $Ag_3Sn$  นอกจากนี้องค์ประกอบของ Ce มีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอบริเวณขอบของโลหะบัดกรีและไม่พบสารประกอบ Ce ในโลหะบัดกรีแสดงดังภาพที่ 2.35

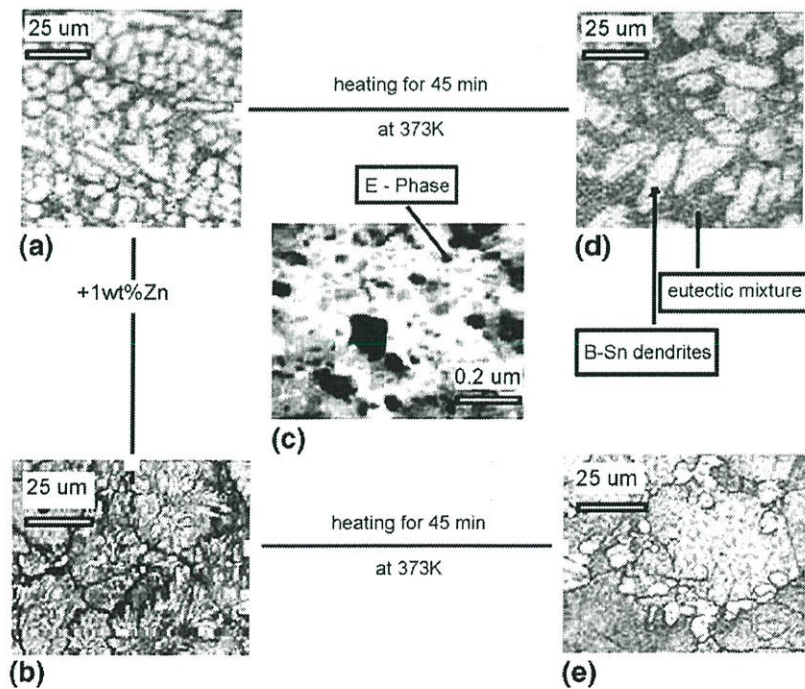


ภาพที่ 2.34 แสดงภาพ OM และ SEM ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-xCe : (a,b) Sn-1.0Ag-0.1Ce, (c,d) Sn-1.0Ag-0.3Ce และ (e,f) Sn-1.0Ag-0.5Ce [19]

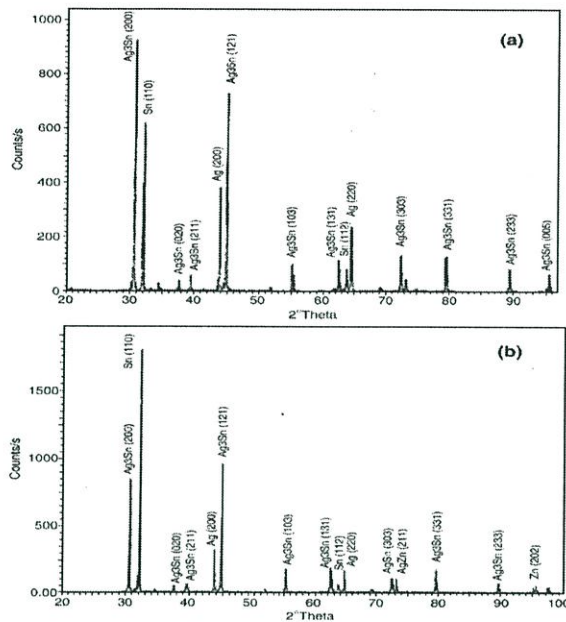


ภาพที่ 2.35 ผลการวิเคราะห์ EPMA mapping ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.5Ce/ แผ่นรองทองแดง [19]

ในงานวิจัยของ A. Fawzy [27] ศึกษาผลกระทบของการเพิ่มธาตุสังกะสี(Zn), อัตราความเครียดและอุณหภูมิปกติกับคุณสมบัติแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-3.3 wt%Ag โดยใช้วิธี Optical microscopy (OM) , Transmission electron microscopy (TEM)แสดงดังภาพที่ 2.36 และ X-ray diffraction แสดงดังภาพที่ 2.37 พบว่าจากการเติม Zn 1 wt% พบว่าเกิดการก่อตัวของ  $\beta$ -Sn dendrites และมีการกระจายตัวสม่ำเสมอของสารประกอบ  $Ag_3Sn$  ภายในส่วนผสม Sn-rich ซึ่งพบจุลภาคภายในคือ  $\beta$ -Sn

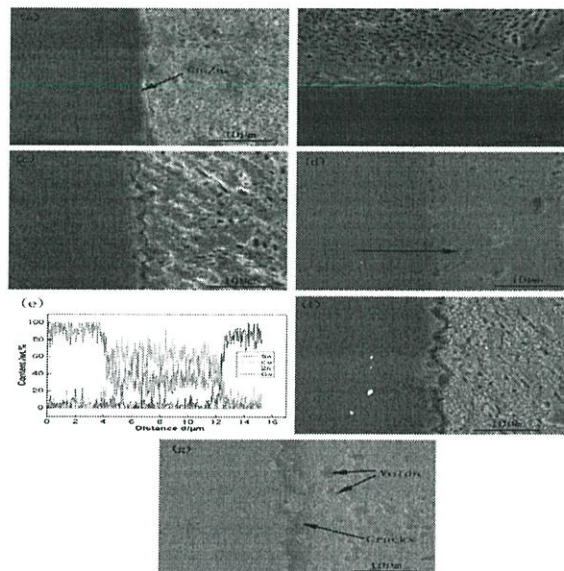


ภาพที่ 2.36 แสดงโครงสร้างจุลภาค : (a) OM ของโลหะบัดกรี Sn-3.3 wt%Ag, (b) OM ของโลหะบัดกรี Sn-3.3 wt%Ag-1 wt%Zn, (c) TEM ของโลหะบัดกรี Sn-3.3 wt%Ag, (d) OM ของโลหะบัดกรี Sn-3.3 wt%Ag หลังจากผ่านความร้อนที่ 373K เวลา 45 นาที และ (e) OM ของโลหะบัดกรี Sn-3.3 wt%Ag-1 wt%Zn หลังจากผ่านความร้อนที่ 373K เวลา 45 นาที [27]



ภาพที่ 2.37 ผลการวิเคราะห์ X-ray ของโลหะบัดกรี Sn-3.3wt%Ag และ Sn-3.3 wt%Ag-1 wt%Zn แสดงให้เห็นชั้นสารประกอบ  $Ag_3Sn$  ในโลหะบัดกรีดังนี้ : (a) Sn-3.3 wt%Ag และ (b) Sn-3.3 wt%Ag-1 wt%Zn [27]

ในงานวิจัยของ Chen และคณะ [28] ได้ศึกษาคุณสมบัติการแผ่และโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-Zn-xGa บนพื้นผิวทองแดง ด้วยเครื่อง Scanning electron microscope (SEM) และ Energy dispersive X-ray (EDX) พบว่าใน Sn-Zn มีชั้นสารประกอบ  $Cu_5Zn_8$  เกิดขึ้นที่รอยต่อ Sn-9Zn/Cu และรูปร่างของสารประกอบ  $Cu_5Zn_8$  จะมีลักษณะเป็นเม็ด นอกเหนือจาก Ga จะทำให้เกิดสารประกอบในโลหะบัดกรีแล้วนั้น Cu จะมีความหนาซึ่งมากกว่าของ Sn-9Zn/Cu แสดงดังภาพที่ 2.38



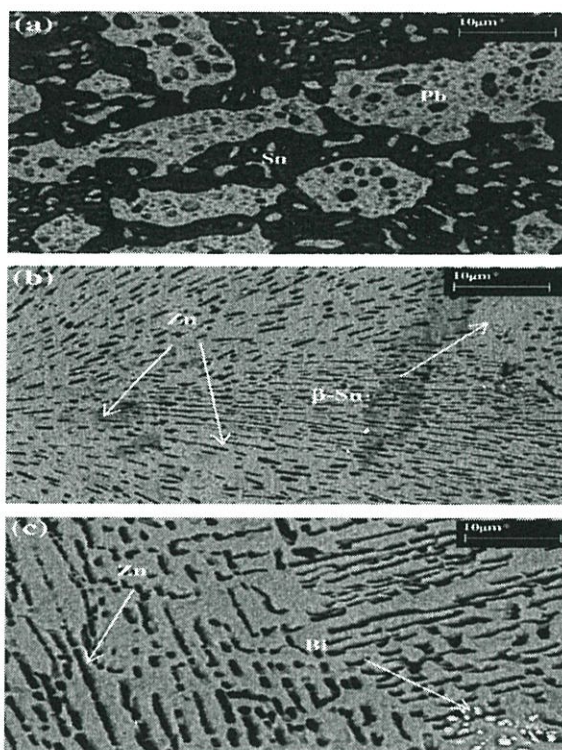
ภาพที่ 2.38 โครงสร้างผิวสัมผัสของ : (a) Sn-9Zn/Cu, (b) Sn-9Zn-0.1Ga/Cu, (c) Sn-9Zn-0.5Ga/Cu, (d) Sn-9Zn-1Ga/Cu, (e) line scanning ของผิวสัมผัส Sn-9Zn-1Ga/Cu, (f) Sn-9Zn-2Ga/Cu และ Sn-9Zn-3Ga/Cu [28]

ในงานวิจัยของ Mayappan และคณะ [3] ได้ศึกษาผลกระทบที่เกิดขึ้นและอุณหภูมิที่ใช้กับ Sn-Zn ด้วยเครื่อง Scanning electron microscope (SEM) และ Energy dispersive X-ray (EDX) แสดงให้เห็นภาพ SEM backscattered ของโครงสร้างจุลภาคใกล้ยูเทคติกของโลหะบัดกรี Sn-40Pb จากการวิเคราะห์ EDX ซึ่งให้เห็นเฟสสีดำคือเฟส Sn-rich และเฟสสว่างคือ Pb-rich แสดงดังภาพที่ 2.39(a). โลหะบัดกรี Sn-9Zn ภาพที่ 2.39(b) ที่ยูเทคติกพบเฟสมีรูปร่างคล้ายเข็มคือเฟส Zn-rich เนื่องจาก Zn ละลายในกรดไนตริก ซึ่งการกัดกรดสำหรับผิวที่ถูกขัดจะก่อให้เกิดเฟส Zn-rich ที่พื้นที่ที่ถูกกัดกรด ดังนั้นเฟส Zn-rich จะเห็นเป็นพื้นที่มีดุกล้อมรอบด้วย Zn กระจายในแมทริก เพราะการละลายของธาตุ Zn ใน Sn ที่น้อยเพียง 0.09wt% ส่วนหนึ่งของธาตุ Zn จะแบ่งแยกในแมทริก Sn-9Zn เมื่ออากาศเย็น(อัตราการระบายความร้อนต่ำ) จากผล EDX และไบนารี เฟสไดอะแกรม Sn-Zn ซึ่งให้เห็นแมทริก  $\beta$ -Sn ที่มี Zn บางส่วนที่ละลายเป็นสารละลายของแข็ง จากภาพที่ 2.39(c) แสดงโลหะบัดกรี Sn-8Zn-3Bi พบเฟส Zn-rich มีรูปร่างคล้ายเข็มและพบเฟส Bi-rich เล็กๆจำนวนมาก เป็นตะกอนสีขาวในแมทริก  $\beta$ -Sn ซึ่งการเกิดตะกอนเฟส Bi-rich เพราะการละลายของ Bi ใน Sn เพียง 2 wt% ที่อุณหภูมิห้องและแสดงให้เห็นดังเฟสไดอะแกรม Sn-Bi

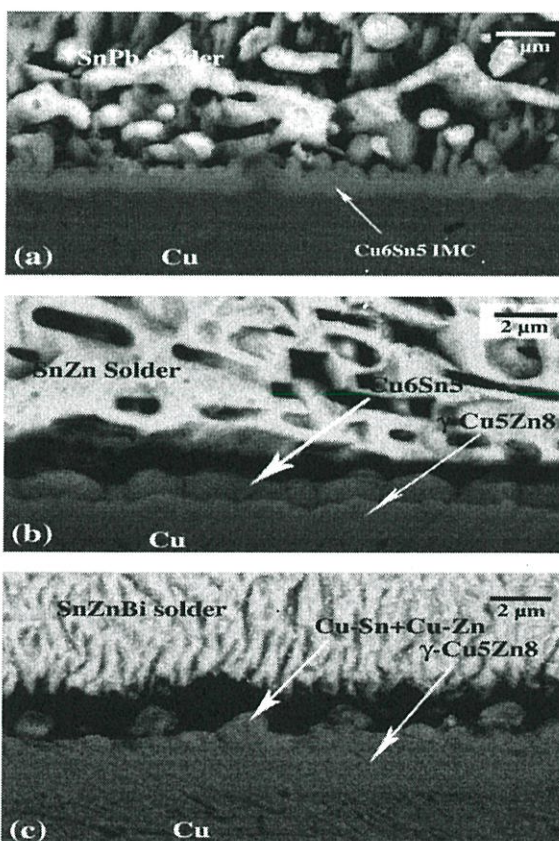
การเกิดขึ้นสารประกอบระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นรองทองแดงมีส่วนประกอบของ interface อธิบายจากการวิเคราะห์ EDX และแสดงในตารางที่ 2.8 ตามเฟสไดอะแกรม พบว่ายังคงมี Oxygen (O) ซึ่งมีสาเหตุมาจากการดูดซึมของ (O) ในอากาศ สังเกตได้จากพื้นผิวในช่วงการละลายและการขัด จากปฏิกิริยา Sn-40Pb/Cu ก่อให้เกิดเฟสสารประกอบ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  จะประกอบด้วยเกรนรูปร่าง Scallop และปฏิกิริยาระหว่าง Sn-9Zn และ Sn-8Zn-3Bi จะแสดงให้เห็นชั้น Cu สองชั้น จาก Sn-9Zn/Cu ชั้นแรกเป็นเฟส  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ส่วนองค์ประกอบของชั้นที่สองคือเฟส  $\gamma$ - $\text{Cu}_5\text{Sn}_8$  ซึ่งสารประกอบทั้งสองจะเกิดขึ้นอย่างต่อเนื่อง สุดท้ายการบัดกรี Sn-8Zn-3Bi/Cu เกิดจากการผสมของ Cu-Sn + Cu-Zn จะเกิดขึ้นแรกเท่านั้น จะเห็นว่า Bi ไม่มีส่วนร่วมในการทำปฏิกิริยาและไม่เกิดสารประกอบอีกด้วยแสดงดังภาพที่ 2.40

ตารางที่ 2.8 ส่วนประกอบทางเคมีของชั้นสารประกอบ(IMC)ที่เกิดจากโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดง [3]

Solder	Chemical composition (wt.%)					Phase
	Cu	Sn	Zn	O	C	
(a)Sn-40Pb	41	59	-			$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$
(b)Sn-9Zn						
1st layer (1)	44	56	-	-	-	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5$
2 nd layer(2)	45	-	55	-	-	$\gamma$ - $\text{Cu}_5\text{Sn}_8$
(c)Sn-8Zn-3Bi						
1st layer(1)	21	18	42	8	11	Cu-Sn+Cu-Zn
2 nd layer(2)	30	8	52	5	5	$\gamma$ - $\text{Cu}_5\text{Sn}_8$



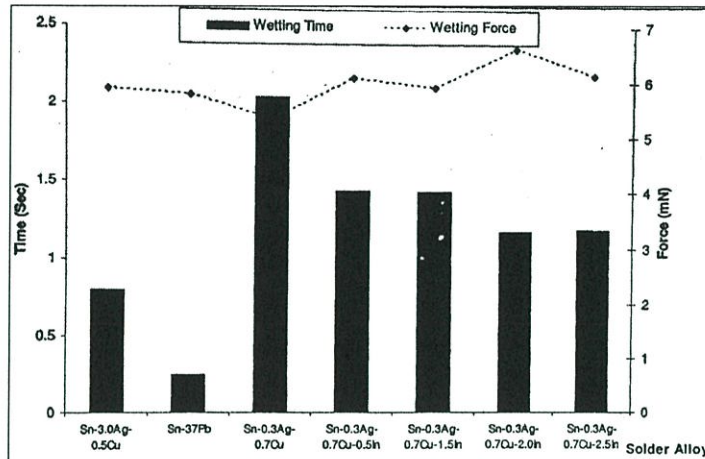
ภาพที่ 2.39 ตัวอย่าง Backscatter (SEM) : (a) Sn-40Pb; (b) Sn-9Zn และ (c) Sn-8Zn-3Bi [3]



ภาพที่ 2.40 ภาพ Backscattered (SEM) ของชั้นสารประกอบระหว่างโลหะบัดกรี : (a) Sn-40Pb; (b) Sn-9Zn; และ (c) Sn-8Zn-3Bi ที่อุณหภูมิ 250 °C กับแผ่นรองทองแดง [3]

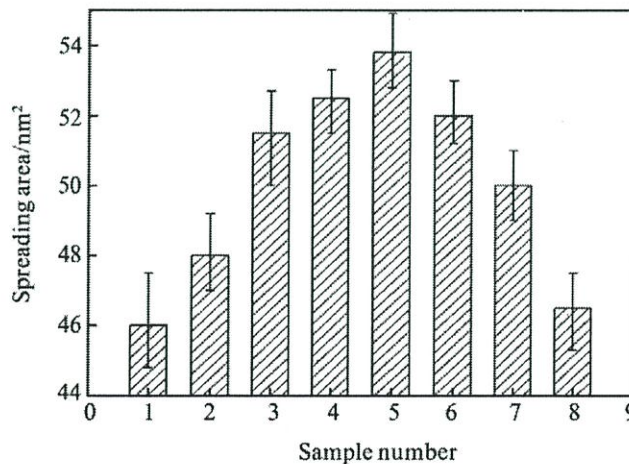
#### 2.1.4 การทดสอบความสามารถในการเปียก

ในงานวิจัยของ ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ [14] ได้ศึกษาอิทธิพลของอินเดียมต่อสมบัติการแพร่กระจายและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ทดสอบด้วยเครื่อง Solder checker พบว่าการเติมอินเดียมช่วยปรับปรุงสมบัติทางด้านความสามารถในการเชื่อมประสานให้กับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว สังเกตได้จาก Wetting time มีแนวโน้มลดลงและ Wetting force มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเติมอินเดียมเพิ่มมากขึ้นแสดงดังภาพที่ 2.41



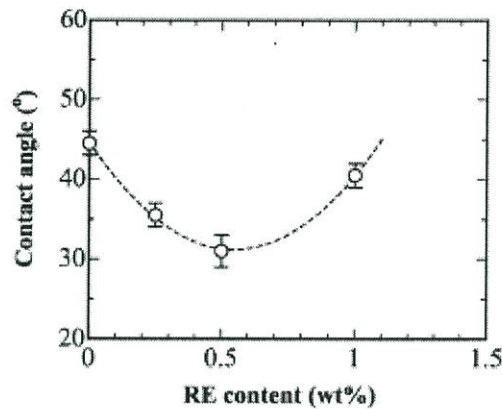
ภาพที่ 2.41 ค่า Wetting force และ Wetting time ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด [14]

ในงานวิจัยของ Liang และคณะ [23] ได้ทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด SnZn-xEr เมื่อเติมธาตุเออร์เบียม (Er) ในปริมาณที่น้อยกว่า 0.08 wt% พบว่าการแพร่กระจายของ SnZn-xEr เพิ่มขึ้นตามปริมาณการเติมเออร์เบียม(Er) แต่เมื่อเติมเออร์เบียม (Er) ในปริมาณที่มากกว่า 0.08 wt% มีแนวโน้มการแพร่กระจายลดลงแสดงดังภาพที่ 2.42 อย่างไรก็ตามให้ระวังการเกิดออกไซด์ระหว่างการผลิตเพราะอาจช่วยให้การแพร่กระจายของโลหะบัดกรี SnZn ลดลง

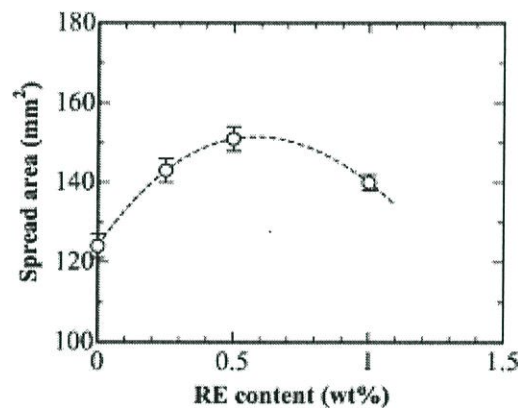


ภาพที่ 2.42 พื้นที่การแผ่ของโลหะบัดกรี Sn9Zn-xEr [14]

ในงานวิจัยของ L.Wang และคณะ [24] ได้ทำการปรับปรุงการแผ่กระจายและสมบัติความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Ag-RE โดยการเติมธาตุ RE ลงในโลหะผสม Sn-3.5Ag จนถึง 0.5 wt.% ส่งผลให้ค่าเฉลี่ยของมุมสัมผัสผิวด้านน้อยลงเท่ากับ  $31 \pm 2^\circ$  แสดงดังภาพที่ 2.43 ซึ่งเป็นผลจากการเติม RE 0.5 wt% จากนั้นเติมปริมาณธาตุ RE เพิ่มเป็น 1.0 wt% ส่งผลให้ค่าเฉลี่ยของธาตุองค์ประกอบเพิ่มขึ้นซึ่งเป็นผลดีต่อการแผ่กระจายแสดงดังภาพที่ 2.44

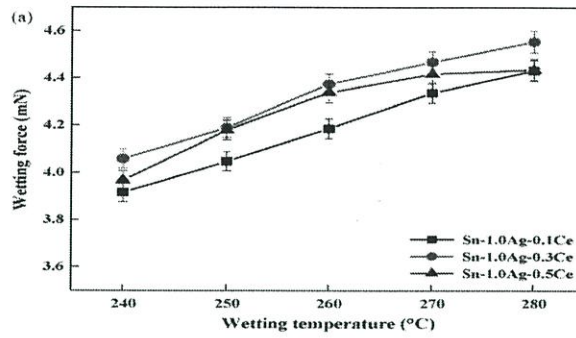


ภาพที่ 2.43 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณธาตุ RE และ มุมสัมผัสผิว (Contact angle) [24]

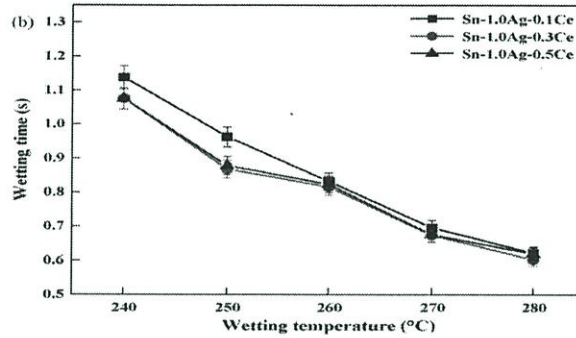


ภาพที่ 2.44 ความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณธาตุ RE และ พื้นที่การแผ่กระจาย (Spread area) [24]

ในงานวิจัยของ Noh และคณะ [19] ได้ศึกษาผลกระทบการของธาตุ Ce ที่มีต่อการแผ่, โครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Ce โดยใช้วิธี Wetting balance tester พบว่า Sn-1.0Ag-0.3Ce มีการแผ่ดีกว่า Sn-1.0Ag ในขณะที่ใช้เวลาในการแผ่ที่สั้น หมายความว่า การเพิ่ม Ce 0.3 wt% เป็นการปรับปรุงการแผ่ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag อย่างไรก็ตาม ช่วงอุณหภูมิการแผ่ของ Sn-37Pb และ Sn-1.0Ag-0.3Ce มีความแตกต่างกันเนื่องจากอุณหภูมิหลอมเหลวแตกต่างกันและส่งผลให้เวลาในการแผ่ของ Sn-1.0Ag-0.3Ce มากขึ้นแสดงดังภาพที่ 2.45 ขณะที่เวลาในการแผ่ของโลหะบัดกรีทั้งสองคล้ายกัน ดังนั้นจึงใช้ Sn-1.0Ag-0.3Ce แทน Sn-37Pb หรือ Sn-1Ag เพราะการแผ่ดีกว่าและคุณสมบัติเชิงกลของโลหะบัดกรีแสดงดังภาพที่ 2.46

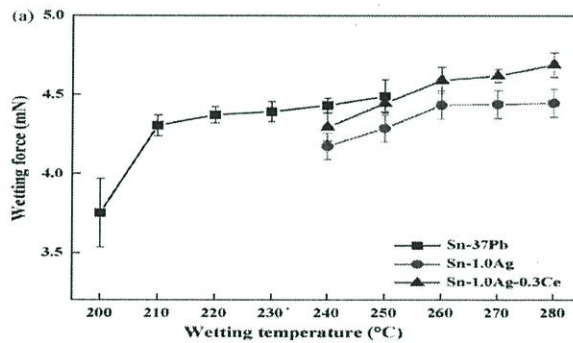


(a)

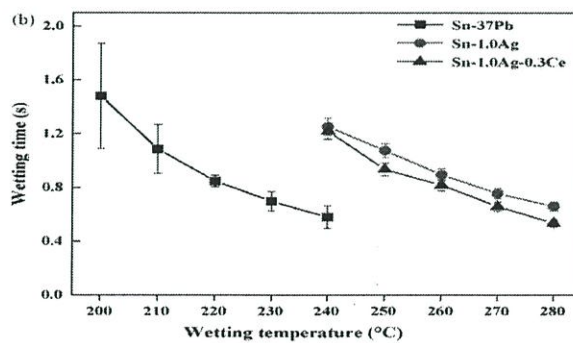


(b)

ภาพที่ 2.45 เปรียบเทียบการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-xCe : (a).Wetting force และ (b).Wetting time [19]



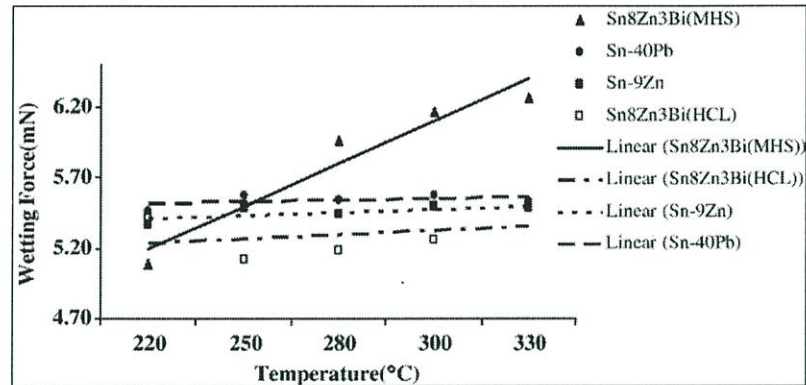
(a)



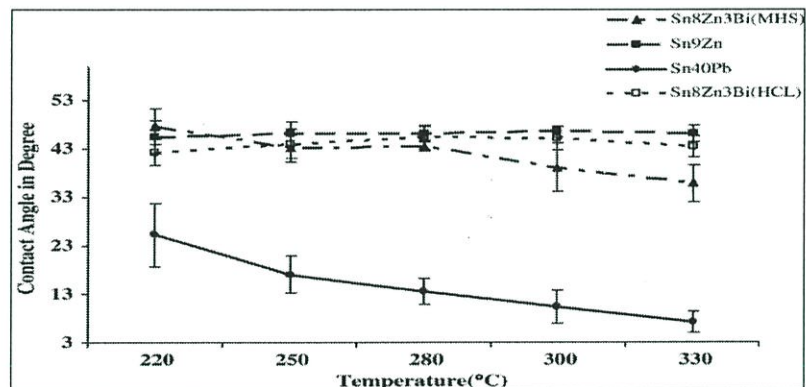
(b)

ภาพที่ 2.46 เปรียบเทียบการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีแตกต่างกัน : (a).Wetting force และ (b).Wetting time [19]

ในงานวิจัยของ Mayappan และคณะ [3] ได้ศึกษาได้ศึกษาผลกระทบที่เกิดขึ้นและอุณหภูมิที่ใช้กับ Sn-Zn โดยใช้ Wetting balance และ Contact angle ซึ่งใช้ Cu(ทองแดง) เป็นสารตั้งต้น ซึ่งทำการวิเคราะห์โลหะบัดกรี Sn-40Pb, Sn-9Zn และ Sn-8Zn-3Bi ตามลำดับ เมื่อใช้ฟลักซ์ชนิด HCl การแผ่กระจายจะเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น แต่เมื่อใช้ฟลักซ์ชนิด MHS ทำให้การแผ่กระจายเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว เพราะที่อุณหภูมิสูงฟลักซ์ชนิด HCl มีการระเหยและมีการบวมการแผ่ที่ช้า ในอีกแง่หนึ่งคือฟลักซ์ชนิด MHS ไม่ระเหยและยังมีผลต่อการแผ่กระจายเพิ่มขึ้น แสดงดังภาพที่ 2.47 และ 2.48

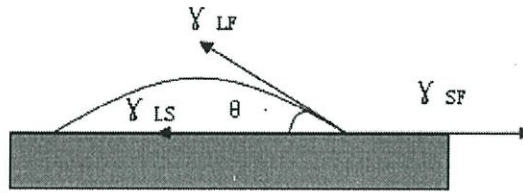


ภาพที่ 2.47 ผลกระทบของอุณหภูมิต่อการแผ่กระจาย [3]

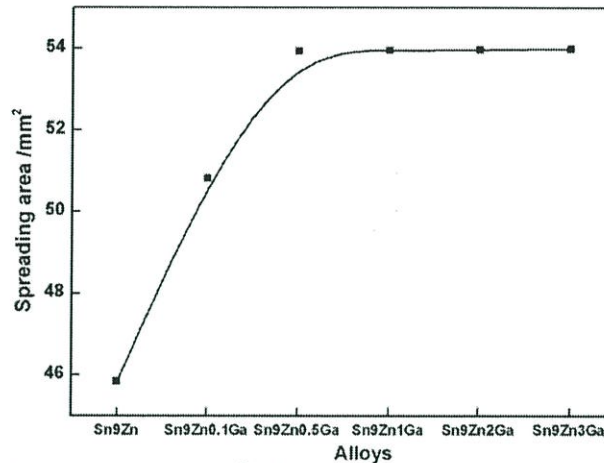


ภาพที่ 2.48 ผลกระทบของอุณหภูมิต่อมุมสัมผัส [3]

ในงานวิจัยของ Chen และคณะ [29] ได้ศึกษาคุณสมบัติการแผ่และโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-Zn-xGa บนพื้นผิวทองแดง โดยใช้การวัด Contact angles ในการวิเคราะห์ดังภาพที่ 2.49 พบว่าโลหะบัดกรี Sn-9Zn-0.5Ga ด้านทานออกซิเดชันดีกว่า Sn-9Zn ใช้เวลาแผ่กระจายประมาณ 40 วินาที ซึ่งมากกว่าในกลุ่มโลหะบัดกรีและในการผลิตขนาดเล็กจะมีการสร้างฟิล์มเมื่อเติม 1-3 wt%Ga เพื่อป้องกันการอึดตัวและไม่หนาเกินไป จะเห็นว่าความหลากหลายของการแผ่จะไม่ชัดเจนเมื่อเทียบกับโลหะบัดกรี Sn-9Zn-0.5Ga ดังภาพที่ 2.50



ภาพที่ 2.49 แผนภาพของแรงตึงผิวภายใต้สภาวะสมดุล [29]



ภาพที่ 2.50 เปรียบเทียบพื้นที่การแผ่กระจายของโลหะบัดกรี [29]

## 2.2 ทฤษฎีพื้นฐาน

### 2.2.1 การบัดกรี (Soldering)

การบัดกรีหมายถึง กรรมวิธีในการยึดหรือต่อ (Joining) แผ่นโลหะชิ้นงานสองชิ้นเข้าด้วยกันโดยโลหะที่นำมาต่อจะไม่หลอมละลายเป็นเนื้อเดียวกันเหมือนการเชื่อม (Welding) แต่การบัดกรีจะใช้วิธีนำเอาโลหะผสมที่เรียกว่า โลหะบัดกรีหรือตะกั่วบัดกรี (Solder) ซึ่งมีจุดหลอมเหลวต่ำกว่าโลหะชิ้นงานที่นำมาบัดกรีเป็นตัวประสานชิ้นงานให้ติดกัน การบัดกรีต้องอาศัยตัวช่วยประสานหรือสารฟลักซ์ (Flux) เพื่อทำความสะอาดผิวหน้าตรงส่วนที่จะบัดกรีก่อน และต้องอาศัยความร้อนที่ใช้หลอมละลายโลหะบัดกรี (Solder) พร้อมทั้งให้ความร้อนแก่ชิ้นงานจากหัวแร้งบัดกรี (Soldering copper)

การบัดกรีโดยทั่วไปแบ่งเป็นชนิดใหญ่ๆได้ 2 ชนิด ได้แก่

1. การบัดกรีแข็ง (Brazing) เป็นการบัดกรีที่ต้องใช้ความร้อนหลอมตัวประสานหรือโลหะบัดกรี ซึ่งมีจุดหลอมละลายเกินกว่า 800°F แต่ต่ำกว่าจุดหลอมเหลวของโลหะชิ้นงาน ปกติตัวประสานจะเป็นพวกโลหะที่ไม่ใช่เหล็ก (Non-ferrous metal) และให้ความร้อนแก่ชิ้นงานจนร้อนแดง (แต่ไม่ละลาย) การบัดกรีชนิดนี้รวมทั้งการบัดกรีเงิน (Silver soldering) และการแล่นประสาน (Brazing) ด้วยซึ่งมีรอยต่อที่แข็งแรงเกือบเท่ากับรอยเชื่อม

2. การบัดกรีอ่อน (Soft soldering) เป็นการบัดกรีชนิดที่ต้องให้ความร้อนหลอมละลายโลหะหรือตะกั่วบัดกรี (Solder) ต่ำกว่า 800°F ใช้สำหรับบัดกรีโลหะแผ่นโดยทั่วไป ซึ่งในการศึกษาครั้งนี้เราจะทำการศึกษาในกระบวนการบัดกรีอ่อน

การบัดกรีที่ดีอันจะทำให้ได้รอยต่อที่มีคุณภาพนั้น ขึ้นอยู่กับองค์ประกอบ 3 ประการด้วยกันคือ

1. ธรรมชาติของผิวโลหะ (Base metal) ซึ่งครอบคลุมถึงชนิดของโลหะและสภาพผิวของผิวหน้าด้วย

2. ชนิดของโลหะบัดกรีที่ใช้ (Soldering metal)

3. สารฟลักซ์ (Soldering flux)

ตัวประกอบทั้ง 3 นี้จะแปรเปลี่ยนไปด้วยอุณหภูมิที่ใช้ในการบัดกรี จึงอาจกล่าวได้ว่าตัวประกอบทั้ง 3 นี้สัมพันธ์กันอยู่ด้วยความร้อนที่ใช้ในการบัดกรี

### 2.2.1.1 โลหะพื้น (Base metal)

โลหะที่ถูกบัดกรีหรือโลหะพื้น ส่วนใหญ่จะเป็นเหล็กและทองแดง ส่วนอลูมิเนียมก็สำคัญเพราะมีน้ำหนักเบาแต่จะบัดกรียากกว่าเหล็ก ทองแดง และโลหะผสมของเหล็กกับทองแดงจากตารางที่ 2.9 จะแสดงถึงชนิดของโลหะต่อความยากง่ายในการบัดกรี แต่จะต้องคำนึงถึงฟลักซ์ที่เหมาะสมด้วยว่าเป็นชนิดว่องไวหรือไม่ ซึ่งจะมีผลต่อการบัดกรี

โลหะที่เป็นดีบุก แคดเมียม ทองแดงจะง่ายต่อการเปียกของโลหะบัดกรี โดยไม่ต้องทำความสะอาดก่อนและใช้ฟลักซ์ที่ไม่ว่องไวได้ ถ้าเป็นเงินจะเกิดฟิล์มของอัลไพต์บนผิว ซึ่งจะเป็นตัวลดประสิทธิภาพการบัดกรีทันที ตะกั่วจะเกิดออกไซด์ที่ผิวเมื่ออยู่ในสภาพขึ้น และอาจต้องทำความสะอาดก่อนบัดกรี ทองแดง ทองเหลือง บรอนซ์ และเหล็กจะเกิดออกไซด์บางบริเวณ ซึ่งต้องทำความสะอาดหรือล้างด้วยกรดอ่อน ความจำเป็นในการทำความสะอาดจะขึ้นกับขอบเขตของผิวโลหะที่เกิดออกซิเดชันและความว่องไวของฟลักซ์

ตารางที่ 2.9 ชนิดของโลหะต่อความยากง่ายในการบัดกรี

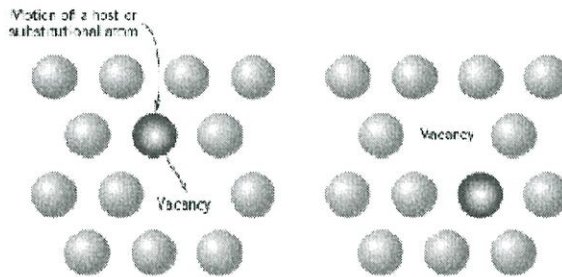
โลหะพื้นหรือโลหะชิ้นงาน	การบัดกรี
เงิน ดีบุก แคดเมียม แพลลาเดียม โรเดียม	ดีเยี่ยม
ทองแดง บรอนซ์ ทองเหลือง ตะกั่ว นิกเกิลผสมเงิน - เบอร์ริลเลียมผสมทองแดง	ดี
เหล็ก สังกะสี นิกเกิล	พอใช้
อลูมิเนียม อลูมิเนียมผสมบรอนซ์ เหล็กผสมโครเมียม	ยาก
เหล็กหล่อ โครเมียม ไททาเนียม แทนทาลัม แมกนีเซียม	เคลือบด้วยโลหะบัดกรีก่อน

### 2.2.1.2 การแพร่ (Diffusion)

การแพร่คือ การขนถ่ายมวลจากเฟสของเหลว ก๊าซ หรือของแข็งอื่นมายังเฟสหนึ่ง แต่ในระดับอะตอมการแพร่เป็นการเคลื่อนที่ของอะตอมจากตำแหน่งแลตทิซหนึ่งไปยังอีกตำแหน่งหนึ่ง โดยกลไกการแพร่ในโลหะแบ่งเป็น 2 แบบคือ

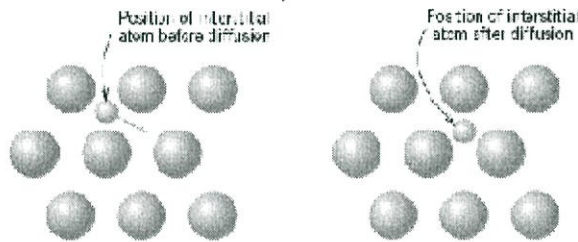
การแพร่โดยอาศัยช่องว่าง (Vacancy Diffusion) เป็นกลไกการเปลี่ยนตำแหน่งของอะตอมจากตำแหน่งแลตทิซปกติไปยังตำแหน่งแลตทิซข้างๆที่ยังว่างอยู่หรือเป็นช่องว่างดังแสดงในภาพที่ 2.51 กระบวนการนี้จำเป็นต้องมีช่องว่างอยู่ในวัสดุ และการแพร่โดยอาศัยช่องว่างจะเกิดได้มากน้อยเพียงใดก็ขึ้นกับช่องว่างนั่นเอง เนื่องจากอะตอมที่กำลังแพร่และช่องว่างต้องแลกเปลี่ยน

ตำแหน่งกัน ดังนั้นการแพร่ของอะตอมในทิศทางหนึ่งจึงหมายถึงการเคลื่อนที่ช่องว่างในทิศทางตรงกันข้ามด้วย ทั้งการแพร่ในตัวเองและการแพร่ของอะตอมต่างชนิดสามารถเกิดได้ด้วยกลไกนี้



ภาพที่ 2.51 การแพร่โดยอาศัยช่องว่าง [30]

การแพร่แบบแทรกตัว (Interstitial Diffusion) เป็นกลไกการเคลื่อนที่ของอะตอมจากตำแหน่งแทรกที่ไปยังตำแหน่งข้างเคียงที่ยังว่างอยู่ดังแสดงในภาพที่ 2.52 กลไกนี้จะพบในการแพร่ของอะตอมต่างชนิดของธาตุมลทิน เช่น H C O N ซึ่งมีอะตอมขนาดเล็กพอที่จะแทรกเข้าไปในตำแหน่งระหว่างอะตอมได้ ส่วนอะตอมของโลหะหลักและอะตอมธาตุมลทินที่ละลายแบบแทนที่นั้นมีโอกาสอยู่ในตำแหน่งระหว่างอะตอมน้อยมาก ดังนั้นตามปกติการแพร่จึงไม่แพร่ด้วยกลไกนี้



ภาพที่ 2.52 การแพร่แบบแทรกที่ [30]

ปัจจัยที่มีผลต่อการแพร่

สารที่แพร่ (Diffusion special)

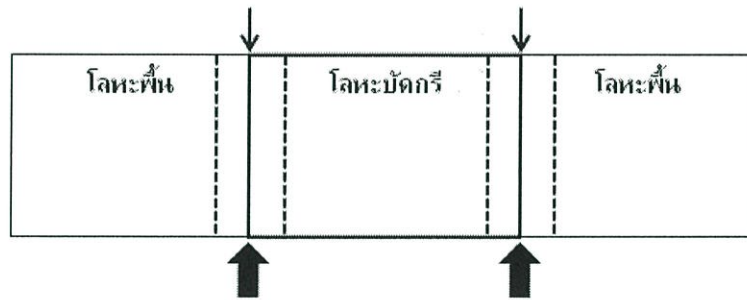
ขนาดของค่าสัมประสิทธิ์การแพร่จะเป็นดัชนีชี้วัดความเร็วที่อะตอมนั้นๆ จะแพร่ไปได้ทั้งกรณีการแพร่ในตัวเองและการแพร่ระหว่างอะตอมต่างชนิดในระบบ ชนิดของสาร (อะตอม) ที่แพร่เองและตัวโลหะแม่ (โครงสร้างหลัก-Host Metal) ล้วนมีผลต่อสัมประสิทธิ์การแพร่ ตัวอย่างเช่น การแพร่ในตัวเองและการแพร่ของคาร์บอน (อะตอมต่างชนิด) ในเหล็กแอลฟาที่  $500^{\circ}\text{C}$  มีความแตกต่างกันมาก ค่า  $D$  ของการแพร่ของคาร์บอนมีค่าสูงกว่ามาก ความแตกต่างที่บ่งบอกถึงความแตกต่างของอัตราเร็วในการแพร่โดยอาศัยช่องว่าง และการแพร่แบบแทรกที่ดังได้อภิปรายไว้ข้างต้นแล้ว การแพร่ในตัวเองต้องอาศัยช่องว่างขณะที่การแพร่ของคาร์บอนในเหล็กเป็นการแพร่แบบแทรกที่

### อุณหภูมิ (Temperature)

เนื่องจากการแพร่ในระดับอะตอมเกี่ยวข้องกับการเคลื่อนที่ของอะตอม อุณหภูมิจึงมีผลอย่างรุนแรงที่สุดต่อสัมประสิทธิ์และอัตราเร็วของการแพร่ผลของอุณหภูมิต่อสัมประสิทธิ์การแพร่ มักเขียนอยู่ในรูปของสมการอาร์เรเนียส (Arrhenius equation)

#### 2.2.1.3 โลหะบัดกรี (Soldering metal)

จุดบัดกรีจะเกิดขึ้นจากการใช้โลหะบัดกรีเป็นตัวกลางในการอัดให้แน่น และเชื่อมยึดระหว่างโลหะที่ต้องการเชื่อมให้ติดกัน การบัดกรีจะก่อให้เกิดการเชื่อมโยงกันทางด้านกลศาสตร์ของโลหะบัดกรีกับความหยابบนผิวหน้าที่ไม่สม่ำเสมอของโลหะพื้นผิว อุณหภูมิของการบัดกรีที่เหมาะสม ซึ่งจะทำให้โลหะบัดกรีหลอมเป็นของเหลวไม่เกิน  $427^{\circ}\text{C}$  สำหรับโลหะบัดกรีชนิดแข็ง (Hard solder) จะไม่เกิน  $315^{\circ}\text{C}$  และควรต่ำกว่าจุดหลอมตัวของโลหะที่จะบัดกรี พันธะระหว่างโลหะบัดกรีกับโลหะที่จะบัดกรีจะมีมากกว่าแรงเกาะติดทางกลซึ่งก็คือ พันธะโลหะ ทั้งสองแรงจะส่งผลให้เกิดความแข็งแรงของการเกาะติด ดังภาพที่ 2.53



ภาพที่ 2.53 การเกิดการเชื่อมของโลหะบัดกรี

ตะกั่วบัดกรีเป็นโลหะผสมระหว่างดีบุกและตะกั่วในอัตราส่วนต่างๆ อาจมีโลหะอื่นผสม เช่น แอนติโมนี เงิน แคดเมียม อินเดียม และบิสมีท ซึ่งช่วยควบคุมสมบัติทางฟิสิกส์และทางกลของตะกั่วบัดกรี เช่น ช่วงของอุณหภูมิการหลอมเหลว ความแข็ง และความต้านทานการกัดกร่อน ซึ่งจะถูกออกแบบให้เหมาะกับการใช้งาน โดยดีบุกจะเริ่มหลอมเหลวที่อุณหภูมิ  $327^{\circ}\text{C}$  และอ่อนตัวหลอมเหลวลงมาถึงอุณหภูมิ  $283^{\circ}\text{C}$  ส่วนตะกั่วจะเริ่มหลอมเหลวที่อุณหภูมิ  $232^{\circ}\text{C}$  และอ่อนตัวหลอมเหลวลงมาถึงอุณหภูมิ  $183^{\circ}\text{C}$  หากใช้ดีบุก หรือตะกั่วเพียงอย่างเดียว อย่างหนึ่งในการบัดกรีจะไม่เหมาะสมเนื่องจากจุดหลอมเหลวสูงเกินไปและในขณะที่โลหะบัดกรีอยู่ในสถานะอ่อนตัวหลอมเหลว หากมีการเคลื่อนไหวที่รอยต่อจะทำให้ได้รอยต่อที่ไม่ดีและราคาของดีบุกก็แพงกว่าตะกั่วถึง 20 เท่าเมื่อนำเอาดีบุกและตะกั่วมาผสมกันในอัตราส่วนที่พอเหมาะ จะทำให้ได้ตะกั่วบัดกรีที่มีจุดหลอมเหลวและอุณหภูมิช่วงอ่อนตัวลดต่ำลง อัตราส่วนระหว่างดีบุก 63% และตะกั่ว 37% ทำให้ส่วนผสมนี้ไม่มีบริเวณที่เป็นสถานะอ่อนตัวหลอมเหลว โดยมันจะเปลี่ยนสถานะจากของแข็งไปเป็นของเหลวที่อุณหภูมิแน่นอนคือที่  $183^{\circ}\text{C}$

#### 2.2.1.4 สารฟลักซ์ (Soldering flux)

ฟลักซ์ มาจากภาษาละตินมีความหมายว่า Flow ในโลหะบัดกรีสารฟลักซ์มีหน้าที่อื่นๆ นอกเหนือจากการช่วยให้โลหะบัดกรีไหล เป็นที่เชื่อกันว่าสารฟลักซ์จะไม่เกิดพันธะ แต่เหมือน

จะเป็นตัวเร่งปฏิกิริยาเคมี การบัดกรีโดยไม่มีฟลักซ์ซึ่งใช้ประโยชน์ในอุตสาหกรรมก็อาจทำได้ แต่ถ้ามีฟลักซ์จะทำให้การบัดกรีสะดวกขึ้น โดยสารฟลักซ์ทำหน้าที่หลักๆ ดังนี้คือ เป็นตัวทำให้ผิวหน้าโลหะพื้นไม่ให้มีสิ่งสกปรกพวกออกไซด์ทำให้ชิ้นงานสะอาดและทำให้โลหะบัดกรีแผ่ขยายไปเป็นผลให้เกาะติดได้ง่าย

สารฟลักซ์ แบ่งออกเป็นประเภทใหญ่ๆ ได้ 2 ประเภท คือ

สารฟลักซ์ประเภทที่มีการกัดกร่อน (Corrosive fluxes) เช่น สังกะสีคลอไรด์ (Zinc chloride) กรดเกลือ (Muriatic acid)

สารฟลักซ์ประเภทที่ไม่มีการกัดกร่อน (Noncorrosive fluxes) เช่น โซลด์ฟลักซ์ ยางสน กรดเกลือ หรือ Muriatic acid หรือ Raw acid เป็นกรดที่เข้มข้นและมีอันตรายมาก มีสีเหลืองใช้เป็นสารฟลักซ์เมื่อเวลาจะบัดกรีเหล็กอาบสังกะสี จะเดือดและมีควัน แผ่นเหล็กอาบสังกะสีจะมีรอยดำ Muriatic acid ใช้ในการผลิต Zinc chloride สำหรับทำความสะอาดโลหะก่อนบัดกรี โดยเฉพาะเหล็กอาบสังกะสี (Galvanized steel) ในงานโลหะแผ่นต่างๆ ไป Muriatic acid จะถูกเรียกว่า Raw acid

สังกะสีคลอไรด์ (Zinc chloride) หรือบางครั้งเรียกว่า Cut acid, Cured acid หรือ Killed acid ใช้เป็นสารฟลักซ์ในการบัดกรี เหล็กอาบสังกะสี (Galvanized steel) สังกะสีทองเหลือง ทองแดง และตะกั่ว เป็นสารฟลักซ์ที่ไม่มีสี ไม่มีกลิ่น กัดกร่อนโลหะและอันตรายมากเท่าๆ กรดเกลือ ฉะนั้นในการทำสารฟลักซ์ชนิดนี้จะต้องระมัดระวัง

การทำสังกะสีคลอไรด์ โดยการตัดแผ่นสังกะสีเป็นชิ้นเล็กๆ ใส่ลงในถ้วยที่บรรจุกรดเกลือ กรดเกลือจะละลายสังกะสีได้แก่ไฮโดรเจนระเหยขึ้นมา น้ำกรดที่เหลือนี้จะเป็นสังกะสีคลอไรด์ ดังสมการ



## 2.2.2 คุณสมบัติเบื้องต้นในการเลือกใช้โลหะบัดกรีแบบไร้สารตะกั่ว

ตะกั่วบัดกรีที่เป็นส่วนผสมระหว่างดีบุกและตะกั่ว (Tin-lead) โดยมีส่วนผสมที่นิยมใช้งานคือ Sn-37Pb มีข้อดีหลายประการเช่น ราคาถูก, จุดบัดกรีมีความแข็งแรง, มีความเงางาม และนำไฟฟ้าได้ดี เป็นต้น ดังนั้นการที่จะนำโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว (Lead-free) มาใช้แทนตะกั่วบัดกรีชนิด Sn-37Pb นั้น มีข้อควรพิจารณาเบื้องต้นดังนี้

1. ราคาของโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว (Lead-free) โดยทั่วไปจะสูงกว่าตะกั่วบัดกรี Sn-37Pb อย่างน้อย 35% ขึ้นไป เนื่องจากโลหะที่จะนำมาแทนสารตะกั่วจะเป็นโลหะที่หายากและมีอยู่อย่างจำกัด เช่น บิสมัท (Bismuth) อินเดียม (Indium) หรือเงิน (Silver) เป็นต้น จะส่งผลให้ต้นทุนของสินค้าสูงขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งถ้าเป็นการใช้โลหะบัดกรีแบบแท่ง (Solder bar) สำหรับเครื่อง Wave soldering หรือโลหะบัดกรีแบบเส้น (Solder wire) สำหรับการบัดกรีด้วยมือจะมีปริมาณการใช้สูงกว่าตะกั่วเหลว (Solder paste) ซึ่งโดยทั่วไปปริมาณโลหะบัดกรีแบบแท่งหรือแบบเส้นที่ใช้จะเป็นส่วนประกอบหลักของต้นทุนการผลิต

2. จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว (Lead-free) โดยทั่วไปจะสูงกว่าตะกั่วบัดกรีชนิด Sn-37Pb การที่โลหะบัดกรีมีจุดหลอมเหลวสูง ก็หมายถึงเราต้องปรับตั้งอุณหภูมิของเครื่องหลอมตะกั่วให้สูงขึ้นด้วย ซึ่งอาจทำให้ชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์เสียหายได้ หรืออาจทำให้แผงวงจรเกิดการเปลี่ยนสี บิดงอเนื่องจากอุณหภูมิที่สูงเกินไป

3. ความสามารถในการนำไฟฟ้าต้องดีพอที่จะไม่ทำให้ประสิทธิภาพการทำงานของวงจรอิเล็กทรอนิกส์ลดลง
4. ความสามารถในการถ่ายเทความร้อนที่เกิดจากอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ต้องดีพอ
5. ต้องมีความเป็นพิษต่อร่างกายต่ำ ซึ่งนี่คือจุดประสงค์หลักของการใช้โลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว (Lead-free)
6. ต้องใช้ได้ดีกับเครื่องหลอมตะกั่วที่มีอยู่ โดยไม่ต้องดัดแปลงมาก หรือต้องซื้อระบบใหม่ อาจยอมรับการดัดแปลงโดยเล็กน้อยเช่นเพิ่มระบบจ่ายแก๊สไนโตรเจน ( $N_2$ ) ในเครื่อง Wave soldering หรือเครื่อง Reflow soldering เพื่อปรับปรุงคุณภาพของจุดบัดกรี เนื่องจากต้นทุนของการติดตั้งระบบจ่ายแก๊สไนโตรเจนโดยทั่วไปจะไม่สูงมากนัก
7. สมบัติทางกายภาพ เช่นความแข็งแรง ความทนทานของจุดบัดกรีต้องไม่ด้อยไปกว่าตะกั่วบัดกรีชนิด Sn-37Pb
8. ควรมียุทธศาสตร์ที่ เนื่องจากในการผลิตสินค้าปริมาณมากๆ (Mass volume) จะต้องมีการควบคุมความผันแปรต่างๆ ในขบวนการผลิต เพื่อไม่ให้ปริมาณของเสียในการผลิตมีมากเกินไป เป็นที่น่าสังเกตว่า โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะตั้งแต่ 4 ชนิดขึ้นไปจะมีจุดหลอมเหลวที่มีลักษณะเป็นช่วงอุณหภูมิไม่คงที่ที่อุณหภูมิใดอุณหภูมิหนึ่ง ดังนั้นการเลือกใช้โลหะบัดกรีประเภทนี้จะทำให้ประสบปัญหาในขบวนการผลิตได้
9. ความสวยงามของจุดบัดกรี (Solder joint cosmetics) ควรจะใกล้เคียงกับตะกั่วบัดกรีชนิด Sn-37Pb
10. โลหะที่จะนำมาทดแทนสารตะกั่วจะต้องหาได้ง่าย ผู้ผลิตสามารถผลิตออกมาแข่งขันกันได้อย่างกว้างขวาง ซึ่งจะส่งผลให้ราคาลดลงในอนาคต

### 2.2.2.1 โลหะทดแทนสารตะกั่ว

โลหะบัดกรีโดยทั่วไปจะเป็นส่วนผสมระหว่างโลหะตั้งแต่สองชนิดขึ้นไป เช่น ดีบุก-ตะกั่ว (Tin-lead) เป็นต้น ถึงแม้จะมีความพยายามในการเลิกใช้สารตะกั่วโดยหาโลหะชนิดอื่นมาทดแทน แต่ก็ยังคงต้องใช้ดีบุก (Tin) เป็นโลหะหลักในส่วนผสมของโลหะบัดกรี เนื่องจากดีบุกมีสมบัติในการเชื่อมประสาน (Wetting) และการแผ่กระจาย (Spreading) ที่ดี หาได้ง่าย มีสมบัติทางกายภาพที่ดี สามารถใช้ได้กับ Substrate หลายชนิด นอกจากนี้ ดีบุกยังเป็นส่วนผสมหลักของตะกั่วบัดกรีที่หลายคนคุ้นเคย คือ Sn-37Pb ส่วนธาตุเจือที่นำมาทดแทนสารตะกั่วมีหลายชนิดด้วยกัน ธาตุโลหะเจือที่สำคัญๆ ได้แก่ เงิน (Ag) อินเดียม (In) บิสมัท (Bi) พลวง (Sb) ทองแดง (Cu) และสังกะสี (Zn) เป็นต้น

อินเดียม (Indium) เป็นโลหะที่สามารถทำให้จุดหลอมเหลวของส่วนผสม (Alloy) ลดลงได้ดี เมื่อนำมาผสมกับดีบุก มีสมบัติทางกายภาพ และความสามารถในการเชื่อมประสานที่ดี (Wetting) แต่อินเดียมเป็นโลหะที่มีจำกัด และเริ่มขาดแคลนในปัจจุบัน จึงทำให้ราคาสูง

เงิน (Silver) เป็นโลหะที่สามารถทำให้จุดหลอมเหลวของส่วนผสม (Alloy) ต่ำลง เมื่อนำมาผสมกับดีบุกจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะบัดกรี และมีสมบัติการแผ่กระจาย (Spreading) ดีขึ้น แต่เงินเป็นโลหะที่มีราคาสูง [ASM, 1995]

บิสมัท (Bismuth) เป็นโลหะที่สามารถทำให้จุดหลอมเหลวของโลหะผสม (Alloy) ลดลงได้ดีเหมือนอินเดียม ยังมีสมบัติทางกายภาพ และความสามารถในการเชื่อมประสาน (Wetting) ที่ดีมาก เมื่อโลหะดีบุกผสมบิสมัท (Sn-58Bi) ที่ยูเทคติก โลหะบัดกรีในกลุ่มนี้มีจุดเด่นคือ มีอุณหภูมิ

หลอมเหลวต่ำมาก 139 °C จึงเป็นข้อดี คือ สามารถใช้กับอุปกรณ์ที่ไม่สามารถทนความร้อนในการบัดกรีสูงๆได้ แต่ข้อเสียคือ บิสมัทมีราคาสูง

โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วได้ถูกพัฒนา เพื่อทดแทนโลหะบัดกรีชนิดผสมตะกั่ว สามารถจัดแบ่งกลุ่มตามช่วงอุณหภูมิหลอมเหลวออกเป็น 4 กลุ่ม ดังตารางที่ 2.10 [Calce,2004]

ตารางที่ 2.10 ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว

ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว	ส่วนผสม	จุดหลอมเหลว
ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำ ( $< 180^{\circ}\text{C}$ )	Sn-58Bi	138
	Sn-52In	118
	Sn50In	118 – 125
	Bi-33In	109
ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลวปานกลาง ( $180^{\circ}\text{C} - 200^{\circ}\text{C}$ )	Sn-9Zn	198.5
	Sn-8Zn-3Bi	188 – 189
	Sn-20Bi-10In	143 – 193
ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลวสูง ( $200^{\circ}\text{C} - 230^{\circ}\text{C}$ )	Sn-3.5Ag	221
	Sn-2Ag	221 – 226
	Sn-0.7Cu	227
	Sn-3.5Ag-3Bi	206 – 213
	Sn7.5Bi-2Ag	207 – 212
	Sn-3.8Ag-0.7Cu	217
	Sn-2Ag-0.8Cu-0.5Sb	216 – 222
ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลวสูงมาก ( $> 230^{\circ}\text{C}$ )	Sn-5Sb	232 – 240
	Sn-80Au	280
	Sn-25Ag-10Sb	233

นอกจากโลหะชนิดต่างๆดังกล่าว บรรดาผู้ผลิตหลายรายก็ได้มีการเสนอส่วนผสม (Alloy) แบบต่างๆออกมามากมายถึงกว่า 75 ชนิดในปัจจุบัน ยกตัวอย่างบางชนิดที่ได้ถูกนำไปใช้ในอุตสาหกรรม ดังตารางที่ 2.11

ตารางที่ 2.11 โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่ถูกนำไปใช้ในอุตสาหกรรมต่างๆ

โลหะบัดกรี	ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว ( $^{\circ}\text{C}$ )	อุตสาหกรรมที่นำไปใช้	บริษัทผู้ผลิต
SnAg	221 - 226	ยานยนต์	Visteon (Ford)
SnAgBi	206 - 213	การทหาร/อวกาศ	Panasonic
		ไฟฟ้า/อิเล็กทรอนิกส์	Hitachi
SnAgBiCu		การทหาร/อวกาศ	Panasonic

ตารางที่ 2.11 (ต่อ) โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่ถูกนำไปใช้ในอุตสาหกรรมต่างๆ

โลหะบัดกรี	ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว (°C)	อุตสาหกรรมที่นำไปใช้	บริษัทผู้ผลิต
SnAgBiX	206 - 213	ไฟฟ้า/อิเล็กทรอนิกส์	Panasonic
SnAgCu	217	ยานยนต์	Panasonic
		โทรคมนาคม	Nokia Nortel
SnAgCu	217	โทรคมนาคม	Panasonic
			Toshiba
SnBi	138	ไฟฟ้า/อิเล็กทรอนิกส์	Panasonic
SnCu	227	ไฟฟ้า/อิเล็กทรอนิกส์	Panasonic
		โทรคมนาคม	Nortel
SnZn	198.5	ไฟฟ้า/อิเล็กทรอนิกส์	NEC
			Panasonic
			Toshiba

### 2.2.3 แผนภูมิเฟส (Phase diagram) ของโลหะผสม

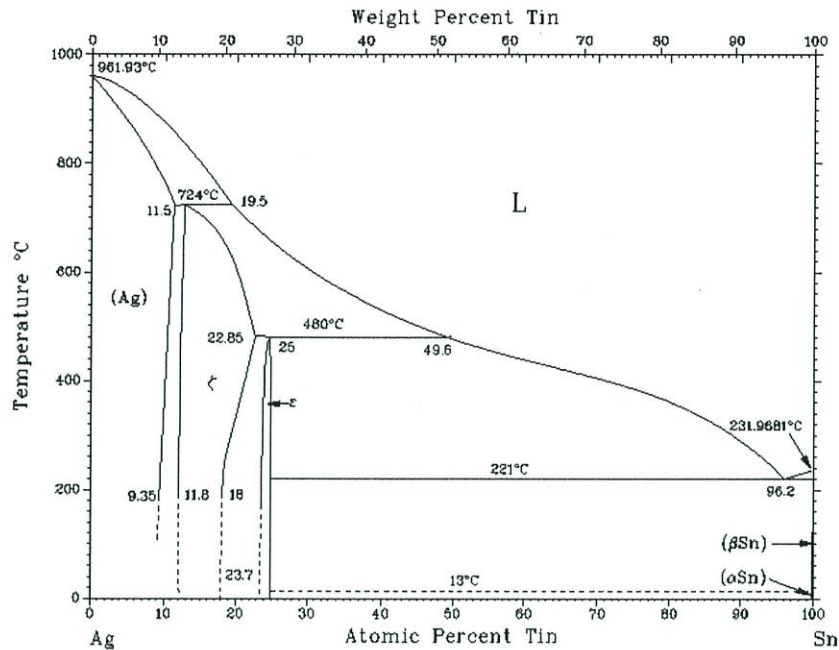
#### 2.2.3.1 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก-เงิน (Sn-Ag)

ปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมดีบุก - เงิน จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิประมาณ 221°C ที่อุณหภูมินี้จะถูกเรียกว่า อุณหภูมิยูเทคติก (Eutectic temperature) ดังแสดงในภาพที่ 2.54 ซึ่งอุณหภูมิยูเทคติกเป็นอุณหภูมิที่ต่ำที่สุดที่เฟสของเหลวยังคงมีอยู่ในระบบ และสภาวะที่จุดยูเทคติกนี้เฟสของเหลวจะเปลี่ยนสภาพเป็นของแข็ง 2 เฟสคือ  $Ag_3Sn$  และเป็นเฟสของ  $\beta-Sn$  ซึ่งสมการของปฏิกิริยามีดังนี้



โดยในปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมดีบุก - เงิน แต่ละเฟสจะมีส่วนผสมดังนี้

เฟส	Mass%Ag	Mass%Sn
Liquid	3.73	96.72
$Ag_3Sn$	73.17	28.83
Sn	0.07	99.93



ภาพที่ 2.54 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - เงิน [31]

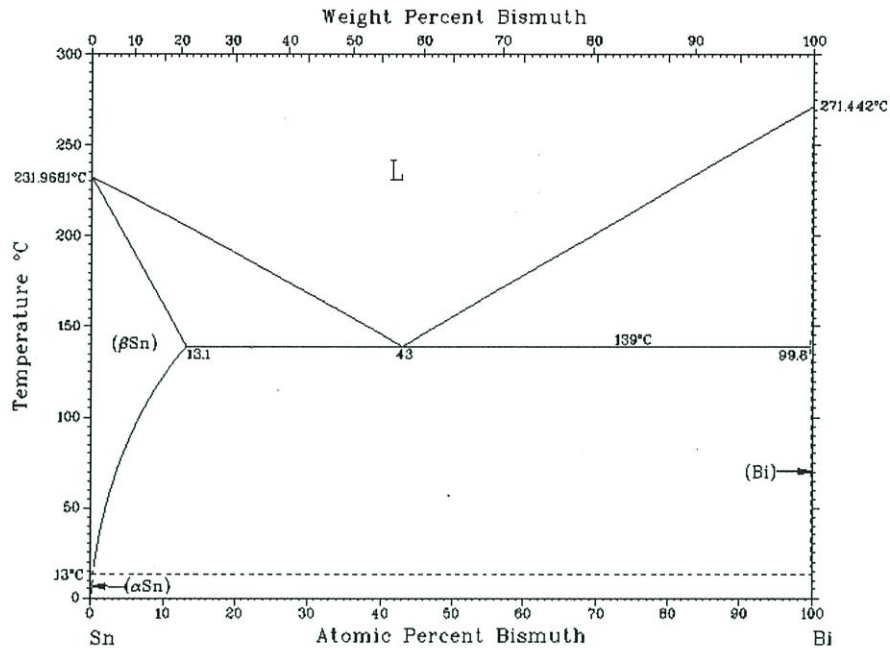
### 2.2.3.2 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก-บิสมัท (Sn-Bi)

โลหะผสมทั้งสองนี้จะไม่เกิดการละลายในสภาวะของแข็งสมบูรณ์ โดยความสามารถในการละลายของ Bi ใน Sn ละลายได้น้อย และอีกสิ่งหนึ่งของแผนภูมิระหว่างดีบุก-บิสมัทก็คือ จุดที่เกิดการบรรจบกันของเส้นของเหลวสมบูรณ์กับเส้นของแข็งสมบูรณ์ที่ส่วนผสมบิสมัท 43 เปอร์เซ็นต์โดยอะตอมและที่อุณหภูมิเท่ากับ 139°C โลหะผสมที่เกิดขึ้นที่ตำแหน่งนี้จะเรียกว่า ยูเทคติก ดังภาพที่ 2.55



โดยในปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมดีบุก - เงิน แต่ละเฟสจะมีส่วนผสมดังนี้

เฟส	Mass%Bi	Mass%Sn
Liquid	56.97	43.03
Bi	99.89	0.11
Sn	21.01	78.99



ภาพที่ 2.55 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - บิสมัท [31]

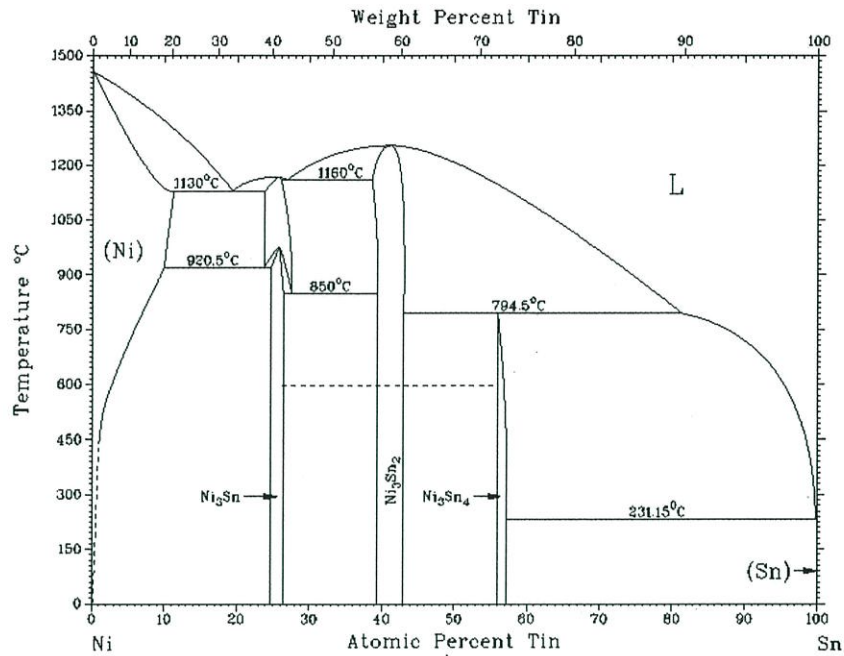
### 2.2.3.3 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก-นิกเกิล (Sn-Ni)

ปฏิกิริยาที่สำคัญของโลหะผสมดีบุก - นิกเกิล ก็คือปฏิกิริยาที่อุณหภูมิ 231.15°C ซึ่งปฏิกิริยายูเทคติก ดังแสดงในภาพที่ 2.55 โดยที่จุดยูเทคติกนี้ของเหลวจะเปลี่ยนไปเป็นเฟสของแข็ง 2 เฟส ได้แก่ สารประกอบเชิงโลหะ  $Ni_3Sn_4$  กับเฟส Sn โดยสมการของปฏิกิริยายูเทคติกคือ



โดยในปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมดีบุก - นิกเกิล แต่ละเฟสจะมีส่วนผสมดังนี้

เฟส	Mass%Sn	Mass%Ni
Liquid	0.33	99.67
Sn	0.11	99.99
$Ni_3Sn_4$	43	57



ภาพที่ 2.56 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - นิกเกิล [31]

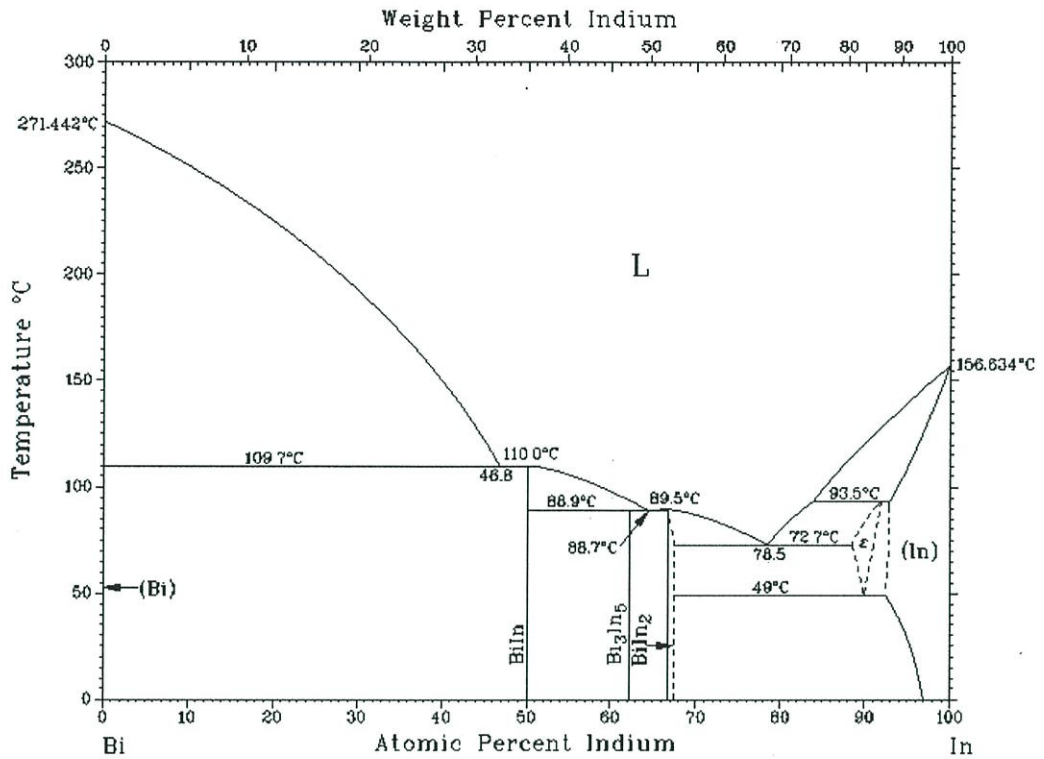
2.2.3.4 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมบิสมัท-อินเดียม (Bi-In)

ปฏิกิริยาที่สำคัญของโลหะผสมบิสมัท - อินเดียม ก็คือปฏิกิริยาที่อุณหภูมิ 109.7°C ซึ่งปฏิกิริยายูเทคติก ดังแสดงในภาพที่2.57 โดยที่จุดยูเทคติกนี้ของเหลวจะเปลี่ยนไปเป็นเฟสของแข็ง 2 เฟส ได้แก่ สารประกอบเชิงโลหะ Biln กับเฟส Bi โดยสมการของปฏิกิริยายูเทคติกคือ



โดยในปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมดีบุก - นิกเกิล แต่ละเฟสจะมีส่วนผสมดังนี้

เฟส	Mass%In	Mass%Bi
Liquid	46.8	53.2
Bi	0	100
Biln	50	50



ภาพที่ 2.57 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมบิสมัท – อินเดียม [31]

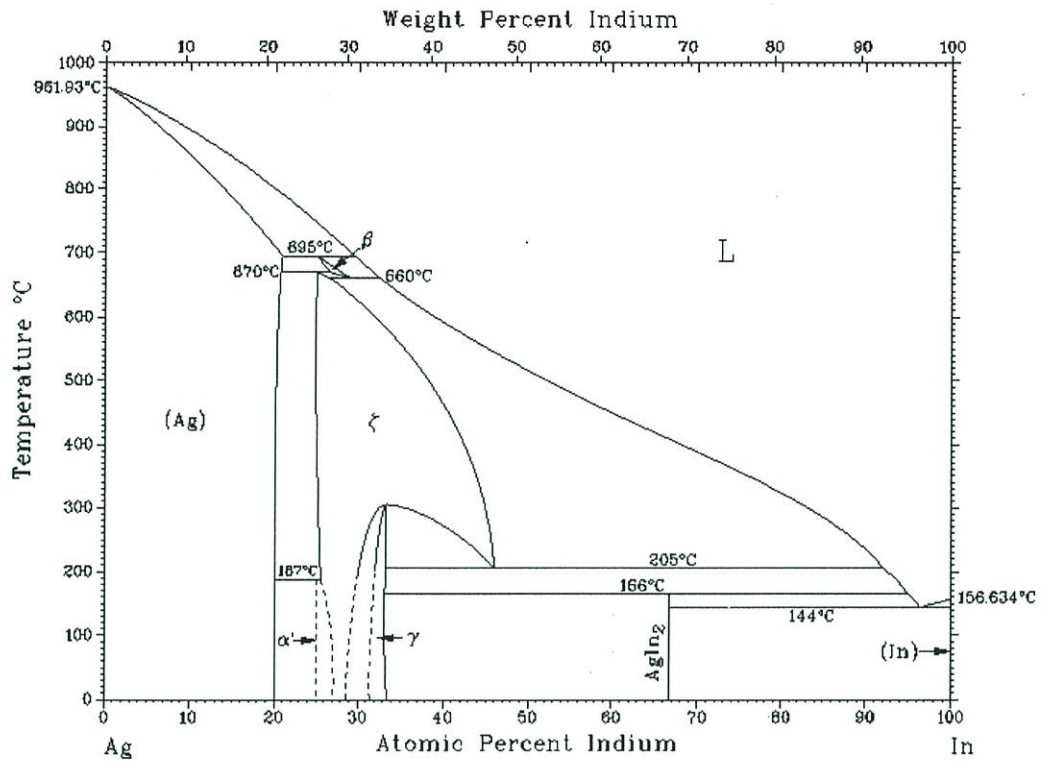
2.2.3.5 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมเงิน-อินเดียม (Ag-In)

ปฏิกิริยาที่สำคัญของโลหะผสมเงิน – อินเดียม ก็คือปฏิกิริยาที่อุณหภูมิ 144°C ซึ่งปฏิกิริยายูเทคติก ดังแสดงในภาพที่ 2.58 โดยที่จุดยูเทคติกนี้ของเหลวจะเปลี่ยนไปเป็นเฟสของแข็ง 2 เฟส ได้แก่ สารประกอบเชิงโลหะ In กับเฟส AgIn<sub>2</sub> โดยสมการของปฏิกิริยายูเทคติกคือ



โดยในปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมดีบุก – นิกเกิล แต่ละเฟสจะมีส่วนผสมดังนี้

เฟส	Mass%Ag	Mass%In
Liquid	33.4	66.6
In	3.0	97.0
AgIn <sub>2</sub>	33	67



ภาพที่ 2.58 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมเงิน - อินเดียม [31]

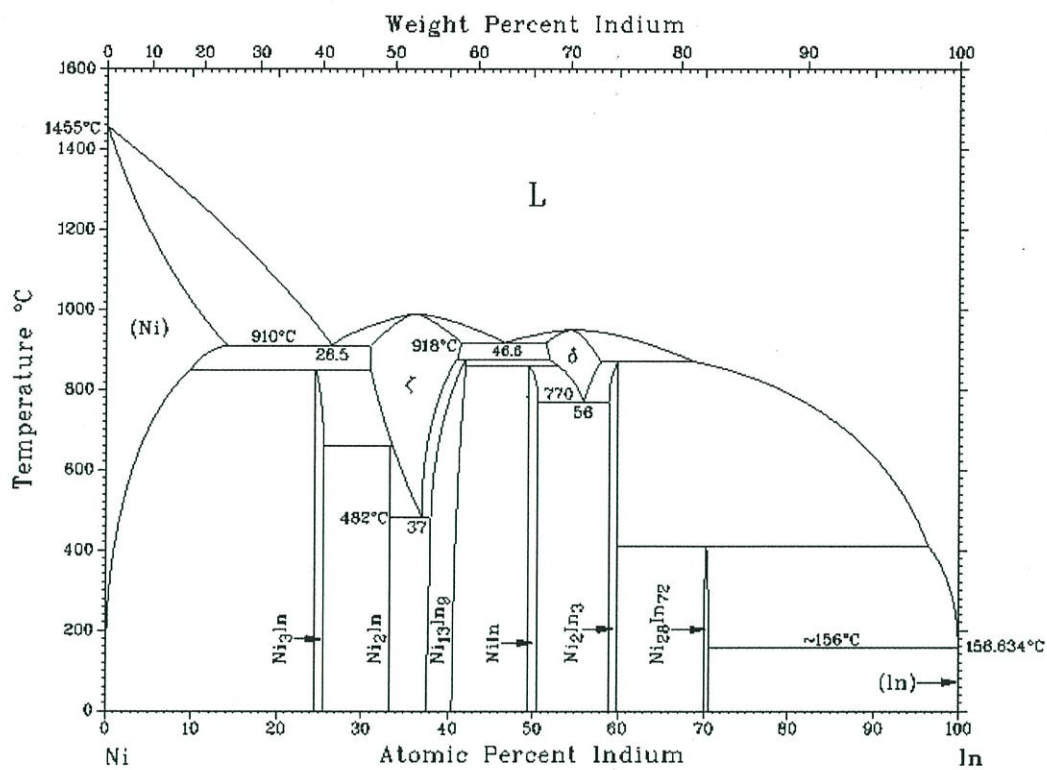
#### 2.2.3.4 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมนิกเกิล-อินเดียม (Ni-In)

ปฏิกิริยาที่สำคัญของโลหะผสมนิกเกิล - อินเดียม ก็คือปฏิกิริยาที่อุณหภูมิ 156.6°C ซึ่งปฏิกิริยายูเทคติก ดังแสดงในภาพที่ 2.59 โดยที่จุดยูเทคติกนี้ของเหลวจะเปลี่ยนไปเป็นเฟสของแข็ง 2 เฟส ได้แก่ สารประกอบเชิงโลหะ  $Ni_{28}In_{72}$  กับเฟส Ni โดยสมการของปฏิกิริยายูเทคติกคือ



โดยในปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมนิกเกิล-อินเดียมแต่ละเฟสจะมีส่วนผสมดังนี้

เฟส	Mass%Ni	Mass%In
Liquid	46.8	53.2
In	0	100
$Ni_{28}In_{72}$	30	70



ภาพที่ 2.59 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมนิกเกิล - อินเดียม [31]

## บทที่ 3

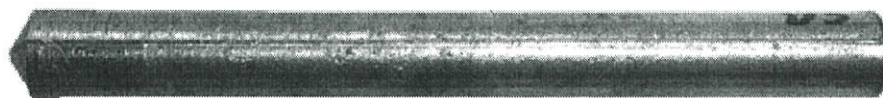
### วิธีดำเนินการวิจัย

#### 3.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

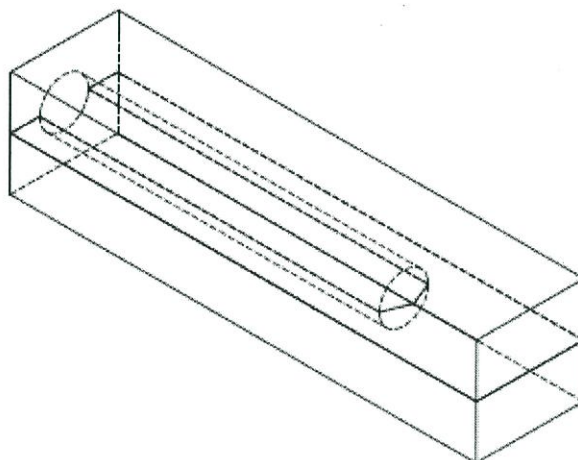
การเตรียมชิ้นงานเพื่อใช้ทดสอบ เริ่มต้นด้วยการหล่อโลหะบัดกรีเป็นรูปทรงกระบอก ขนาด 18.3×160 mm. ดังภาพที่ 3.1 ซึ่งโลหะบัดกรีแต่ละชนิดจะทำการหลอมในเข้าหลอมกราไฟต์ แล้วเทลงแบบหล่อสแตนเลสดังภาพที่ 3.2 และทำการวิเคราะห์ส่วนผสมด้วยเครื่อง Spark-OES (Optical emission spectroscopy) โดยนำธาตุ In, Ag และ Ni ผสมลงไปดังตารางที่ 3.1 ซึ่งมีปริมาณ Ni ที่นำมาผสมอยู่ในช่วงระหว่าง 0.05 – 1.0 wt% เพื่อช่วยปรับแต่งโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีและการเชื่อมประสาน ปริมาณ In และ Ag ใช้ปริมาณความเข้มข้น 0.1 wt% และ 0.05 wt% ซึ่งทั้งสองธาตุนี้จะใช้ความเข้มข้นต่ำเนื่องจากมีราคาสูง

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมของตัวอย่างที่ใช้ทำการทดสอบ

โลหะบัดกรี	ส่วนประกอบ (wt%)				
	Sn	Bi	Ni	In	Ag
Sn58Bi	42.00	58.00	0.00	0.00	0.00
Sn58Bi-0.01Ni	41.95	58.00	0.05	0.00	0.00
Sn58Bi-0.1Ni	41.90	58.00	0.1	0.00	0.00
Sn58Bi-0.5Ni	41.50	58.00	0.5	0.00	0.00
Sn58Bi-1.0Ni	41.00	58.00	1.0	0.00	0.00
Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	41.90	58.00	0.05	0.05	0.00
Sn58Bi-0.05Ni-0.10In	41.85	58.00	0.05	0.10	0.00
Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	41.90	58.00	0.05	0.00	0.05
Sn58Bi-0.05Ni-0.10Ag	41.85	58.00	0.05	0.00	0.10
Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	41.85	58.00	0.01	0.05	0.00
Sn58Bi-0.1Ni-0.1In	41.80	58.00	0.01	0.10	0.00
Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	41.85	58.00	0.01	0.00	0.05
Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag	41.80	58.00	0.01	0.00	0.10
Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	41.45	58.00	0.1	0.05	0.00
Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	41.40	58.00	0.1	0.10	0.00
Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	41.45	58.00	0.1	0.00	0.05
Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	41.40	58.00	0.1	0.00	0.10
Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	41.85	58.00	1.0	0.05	0.00
Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	41.80	58.00	1.0	0.10	0.00
Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	41.85	58.00	1.0	0.00	0.05
Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	41.80	58.00	1.0	0.00	0.10



ภาพที่ 3.1 ตัวอย่างชิ้นงานหลังจากการหล่อ



ภาพที่ 3.2 แบบหล่อชิ้นงานโลหะบัดกรี

### 3.2 การวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี

ทำการทดสอบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีโดยใช้ Differential scanning calorimeter (DSC) ซึ่งเป็นเครื่องสำหรับวัดความแตกต่างของพลังงานหรือการไหลของความร้อน (Heat flow) ระหว่างสารทดสอบกับสารอ้างอิง ซึ่งเป็นฟังก์ชันกับเวลาหรืออุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงเชิงพลังงานที่เกิดขึ้น สามารถบอกขนาด และทิศทางเคมีที่เกิดขึ้นเมื่อได้รับความร้อนหรือถูกทำให้เย็นตัวลง ซึ่งสามารถตรวจวัดพลังงานได้ทั้งการคายความร้อนและการดูดความร้อนของวัสดุขณะการเปลี่ยนแปลงสถานะ โดยกำหนดค่าที่ใช้ในการทดสอบตามมาตรฐาน JIS Z 3198-1 ได้แก่ น้ำหนักของตัวอย่าง ประมาณ 10 มิลลิกรัม กำหนดช่วงอุณหภูมิที่ทำการทดสอบอยู่ระหว่าง 25°C ถึง 260°C และกำหนดอัตราการเพิ่มความร้อน (Heating rate) ที่ 10°C ต่อนาที และอัตราการไหลของก๊าซ (Flow rate) ไนโตรเจนที่ใช้ปกคลุมเพื่อป้องกันการทำปฏิกิริยากับอากาศที่ 50 มิลลิลิตรต่อนาทีที่ตลอดการทดลองผลที่ได้จากการทดสอบจะอยู่ในลักษณะของ Peak temperature และ Onset temperature ซึ่งจะแสดงถึงอุณหภูมิ Liquidus และ Solidus ของโลหะบัดกรีตามลำดับ

### 3.3 การวิเคราะห์ความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรี

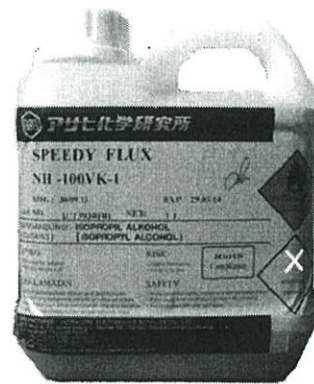
#### 3.3.1 ขั้นตอนการเตรียมแผ่นทองแดง

การทดสอบความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดเป็นอีกวิธีหนึ่งที่ใช้ประมาณค่าความสามารถในการเปียก (Wettability) โดยเตรียมแผ่นทองแดงบริสุทธิ์ 99.99% ขนาด 30x30x0.35 มิลลิเมตร เป็นโลหะบัดกรีพื้นฐาน จากนั้นนำแผ่นทองแดงมาล้างด้วย IPA และจุ่มลงใน

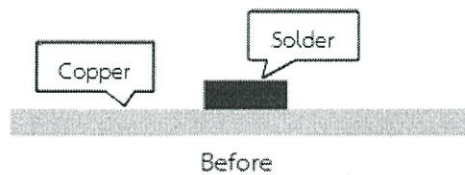
สารละลาย  $H_2SO_4$  ที่อุณหภูมิ  $65 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$  เป็นเวลา 1 นาที และนำมาล้างสารละลาย  $(NH_4)_2S_2O_8$  เป็นเวลา 1 นาที ล้างด้วยน้ำประปาเปิดไหลผ่าน 5 วินาที และจุ่มในสารละลาย  $H_2SO_4$  ที่อุณหภูมิ  $25 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$  เป็นเวลา 1 นาที ล้างด้วยน้ำประปาเปิดไหลผ่าน และนำมาล้างด้วย DI Water สุดท้ายล้างด้วย IPA ตามมาตรฐาน JIS Z3284

### 3.3.2 วิธีการทดสอบ

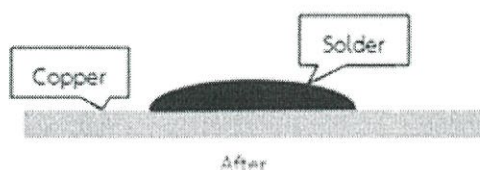
หลอมโลหะบัดกรีเป็นแผ่นวงกลมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 6.50 มิลลิเมตร หนา 1.6 มิลลิเมตร วางบนแผ่นรองทองแดงขนาด  $30 \times 30 \times 0.35$  มิลลิเมตร ความหยาบผิว 0.06Ra. ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  และใส่ฟลักซ์ชนิด NH-100VK-1 ดังภาพที่ 3.3 ซึ่งมีสถานะเป็นของเหลว ปริมาณ 0.02 ml. จากนั้นปรับตั้งค่าอุณหภูมิ Hot plate ที่  $179 \text{ }^\circ\text{C} \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$  ซึ่งใช้เวลาหลอมโลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดง 30 วินาที นับเมื่อโลหะบัดกรีเริ่มหลอมเหลวที่อุณหภูมิ  $179 \text{ }^\circ\text{C}$  ตามมาตรฐาน JIS Z 3198-3:2003 จากนั้นยกชิ้นงานออกและปล่อยให้เย็นตัวที่อุณหภูมิห้อง แล้วล้างฟลักซ์ออกด้วยเอทานอล ลักษณะชิ้นงานก่อนและหลังการทดสอบแสดงดังภาพที่ 3.4 และ 3.5 สำหรับการวัดค่าความสามารถในการเปียกนั้น นำไมโครมิเตอร์ดิจิตอลวัดความสูงของโลหะบัดกรีที่จุดสูงสุด



ภาพที่ 3.3 SPEEDY FLUX NH-100VK-1



ภาพที่ 3.4 ชิ้นงานก่อนทดสอบความสามารถในการเปียก

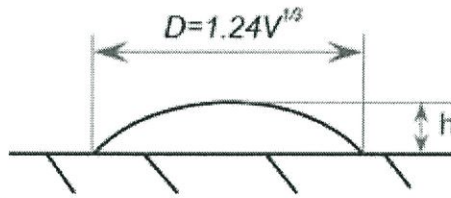


ภาพที่ 3.5 ชิ้นงานหลังทดสอบความสามารถในการเปียก

จากนั้นนำชิ้นงานหลังทดสอบการแผ่กระจายดังภาพที่ 3.5 มาคำนวณหาอัตราการแผ่กระจาย ดังสมการที่ 3.1

$$S_f = \frac{D - H}{H} \times 100 \quad (3.1)$$

โดยที่  $S_f$  คือ อัตราการแผ่กระจาย  $H$  คือ ความสูงของโลหะบัดกรีที่แผ่กระจายและ  $D$  คือ เส้นผ่านศูนย์กลางเมื่อโลหะบัดกรีที่ถูกทดสอบเป็นวงกลมแสดงดังภาพที่ 3.6



ภาพที่ 3.6 ความสูงและเส้นผ่านศูนย์กลางโลหะบัดกรี

$$D = 1.24V^{1/3} \quad (3.2)$$

โดยที่  $V$  คือน้ำหนัก/ความหนาแน่นของตัวอย่างโลหะบัดกรีที่ทดสอบ

### 3.4 การวิเคราะห์ความต้านทานแรงดึง (Tensile strength test)

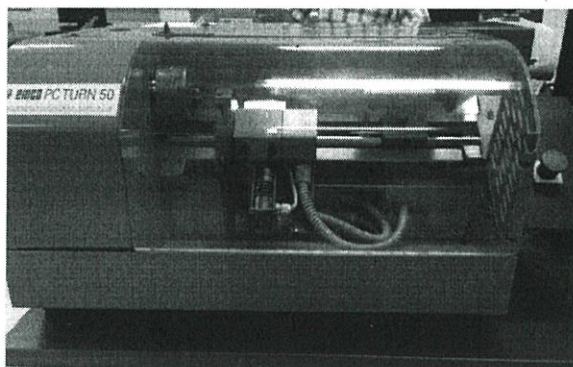
การทดสอบความต้านทานแรงดึง (Tensile strength test) ของโลหะบัดกรี โดยอ้างอิงตามมาตรฐาน ASTM E8M สำหรับการทดสอบชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยการหล่อ ซึ่งเป็นมาตรฐานการทดสอบวัสดุประเภทโลหะและโลหะผสม โดยนำชิ้นงานทดสอบทำการกลึงด้วยเครื่อง CNC ยี่ห้อ Emco รุ่น PC-TURN 50 ดังภาพที่ 3.7 เพื่อให้ชิ้นงานมีขนาดดังภาพที่ 3.8 โดยชิ้นงานทดสอบมีขนาดดังตารางที่ 3.2

ตารางที่ 3.2 ขนาดชิ้นงานทดสอบความต้านทานแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8M

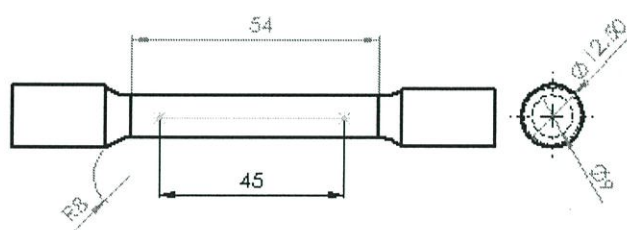
Dimensions, mm [in.]	
For Test Specimens with Gage Length Five times the Diameter [E8M]	
	Small-Size Specimens Proportional to Standard
	Specimen 2
G—Gage length	45.0 ± 0.1 [1.750 ± 0.005]
D—Diameter	9.0 ± 0.1 [0.350 ± 0.007]
R—Radius of fillet, min	8 [0.25]
A—Length of reduced section, min	54 [2.0]

ตามมาตรฐาน ASTM E8M สำหรับการทดสอบชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยการหล่อ การทดสอบความต้านทานแรงดึงโดยใช้เครื่องทดสอบ Universal testing machine ยี่ห้อ SHIMADZU รุ่น

Autograph AG-X 100kN แสดงดังภาพที่ 3.9 ซึ่งเครื่องทดสอบสามารถควบคุมการทำงานต่างๆ รวมถึงกระบวนการประมวลผลด้วยระบบคอมพิวเตอร์ โดยทำการทดสอบที่อุณหภูมิห้องที่ 25°C อัตราความเร็วในการดึงชิ้นงานเท่ากับ 2.7 มิลลิเมตรต่อนาที และทำการทดสอบโลหะบัดกรีชนิดละ 3 ชิ้น เพื่อหาค่าเฉลี่ยของค่าที่ทดสอบ และวัดค่าการยึดตัวของวัสดุจากการทดสอบแรงดึง เป็นค่าเพิ่มของระยะเงา (วัดหลังการแตกเสียหาย) ทหารด้วยระยะเงาเริ่มต้น



ภาพที่ 3.7 เครื่องกลึง CNC



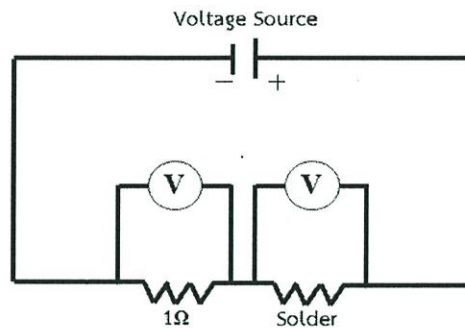
ภาพที่ 3.8 ขนาดชิ้นงานทดสอบความต้านทานแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8M



ภาพที่ 3.9 เครื่องทดสอบ Universal testing machine

### 3.5 การวิเคราะห์สมบัติความต้านทานไฟฟ้า

ทำการทดสอบคุณสมบัติความต้านทานไฟฟ้าด้วยวิธี Four-Point Probe [33, 34] แสดงดังภาพที่ 3.10 โดยใช้ไฟฟ้ากระแสตรง 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7, 0.8, 0.9 และ 1.0 A และวัดค่าความต่างศักย์ตกคร่อมชิ้นงานตัวอย่างทดสอบที่ระยะ 47 มิลลิเมตร เส้นผ่านศูนย์กลาง 18 มิลลิเมตรเพื่อหาค่าความต้านทานไฟฟ้าของตัวอย่างทดสอบโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วสามารถคำนวณได้จากสูตรในสมการที่ 3.3



ภาพที่ 3.10 การวัดสมบัติความต้านทานไฟฟ้าด้วยวิธี Four-Point Probe

$$\rho = \frac{V \times \pi r^2}{I \times l} \quad (3.3)$$

เมื่อ  $\rho$  คือ ความต้านทานไฟฟ้า ( $\Omega \cdot \text{cm}$ )  $V$  คือ ความต่างศักย์ (V)  $I$  คือ กระแสไฟฟ้า (A)  $\pi r^2$  คือ -ขนาดของชิ้นงานทรงกระบอก (m) และ  $l$  คือ ระยะที่วัดค่าความต่างศักย์ตกคร่อม (m)

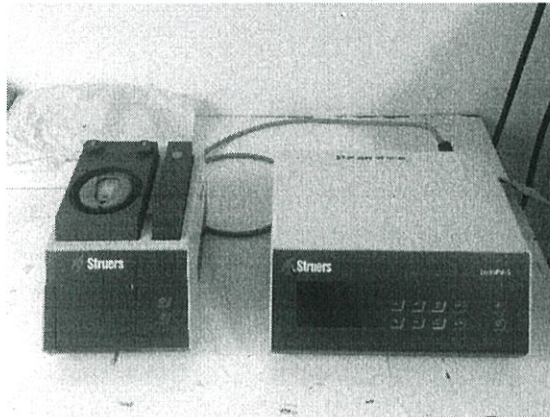
### 3.6 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค

#### 3.6.1 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

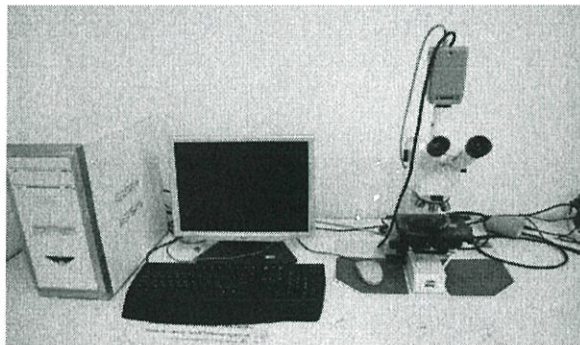
ในเบื้องต้นต้องทำการทดสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน เพื่อตรวจสอบเกี่ยวกับลักษณะโครงสร้าง การกระจายตัว รวมถึงลักษณะและขนาดของเกรน เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคนั้นส่งผลโดยตรงต่อสมบัติทางกลของโลหะผสม ทำการทดสอบโดยการตัดชิ้นงานให้มีความสูงประมาณ 15 มิลลิเมตร แล้วนำชิ้นงานไปขัดด้วยกระดาษทรายที่ความละเอียดตั้งแต่เบอร์ 800, 1000, 1200, 1500 และ 2000 ตามลำดับ หลังจากนั้นจึงทำการขัดโดยใช้ผงอลูมิน่าขนาด 1.0 ไมครอน โดยใช้เครื่องขัดยี่ห้อ Struers LaboPol-1 ดังภาพที่ 3.11 แล้วจึงทำการกัดผิวหน้าชิ้นงาน (Etching) ด้วยเครื่องกัดกรดยี่ห้อ Struers รุ่น lectropol 5 ดังภาพที่ 3.12 โดยใช้กรด 1-5 mL  $\text{HNO}_3$  - 100 mL methanol (95%) ตาม Standard Test Method for Macroetching Metals and Alloys เป็นเวลา 2 วินาที แล้วล้างออกด้วยน้ำเปล่า จากนั้นนำไปตรวจดูโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope) ยี่ห้อ Zeiss รุ่น Axiolab ซึ่งมีกำลังขยายสูงสุดอยู่ที่ 500 เท่าดังแสดงในภาพที่ 3.13



ภาพที่ 3.11 เครื่องขัดชิ้นงานทดสอบ



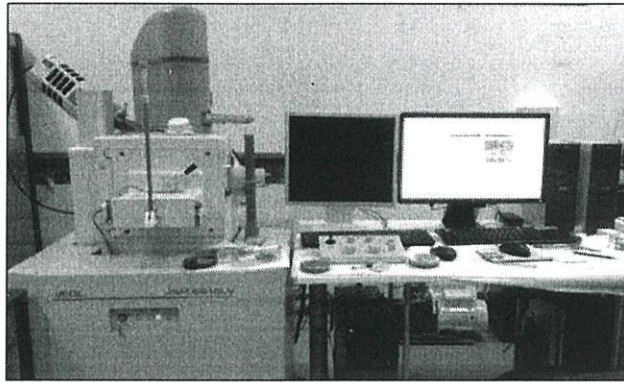
ภาพที่ 3.12 เครื่องกัดกรัดชิ้นงานทดสอบ



ภาพที่ 3.13 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope)

### 3.6.2 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมี

ในการศึกษาองค์ประกอบทางเคมีของเฟสที่เกิดขึ้นในโลหะบัดกรีแต่ละชนิด จะทำการศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning electron microscope หรือ SEM) ยี่ห้อ JEOL JSM-6380 LV แสดงดังภาพที่ 3.14 ด้วยวิธี Back Scatter Electron เพื่อตรวจสอบลักษณะพื้นผิวของชิ้นงาน หลังจากนั้นจะทำการตรวจสอบปริมาณธาตุที่พบบนพื้นผิวชิ้นงานตัวอย่าง ด้วยวิธี Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX) จะได้ผลเป็นปริมาณธาตุที่ผิวชิ้นงานในแต่ละสเปกตรัม ซึ่งจะแสดงผลเฉพาะธาตุที่ค้นพบและรายงานผลเป็นเปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักหรือโดยจำนวนอะตอม



ภาพที่ 3.14 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning electron microscope)

### 3.7 การเลือกโลหะบัดกรี

จากผลการทดสอบสมบัติทางกายภาพทั้ง 5 ด้าน คือ สมบัติทางกล ความสามารถในการเปียก จุดหลอมเหลว และการนำไฟฟ้า ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-Ni-X ทั้งหมด 21 ชนิด แสดงดังตารางที่ 3.3 ทำการคัดเลือกโลหะบัดกรีที่ดีที่สุดหลังการปรับปรุงสมบัติทางกายภาพเมื่อเติมธาตุ Ni, Ni ร่วมกับ In และ Ni ร่วมกับ Ag โดยใช้วิธีการจัดลำดับ ซึ่งสมบัติทางกล ความสามารถในการเปียก และการนำไฟฟ้า จะทำการเรียงจากค่ามากไปหาน้อย สำหรับสมบัติจุดหลอมเหลว จะเรียงจากค่าน้อยไปหาค่ามาก โดยลำดับที่ 1 จะเป็นค่าที่ดีที่สุดของสมบัติดังกล่าว

ตารางที่ 3.3 โลหะบัดกรีที่นำมาทำการคัดเลือก

ลำดับ	Solder	ลำดับ	Solder
1	Sn58Bi	12	Sn58Bi-1.0Ni-0.05In
2	Sn58Bi-0.05Ni	13	Sn58Bi-1.0Ni-0.1In
3	Sn58Bi-0.1Ni	14	Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag
4	Sn58Bi-0.5Ni	15	Sn58Bi-0.05Ni-0.10Ag
5	Sn58Bi-1.0Ni	16	Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag
6	Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	17	Sn58Bi-0.1Ni-0.10Ag
7	Sn58Bi-0.05Ni-0.10In	18	Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag
8	Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	19	Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag
9	Sn58Bi-0.1Ni-0.10In	20	Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag
10	Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	21	Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag
11	Sn58Bi-0.5Ni-0.1In		

## บทที่ 4

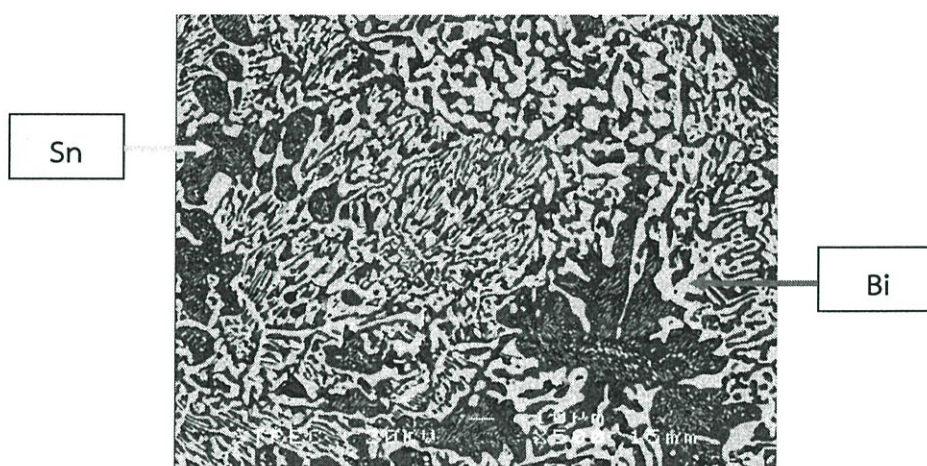
### การวิเคราะห์ผลการทดลอง

#### 4.1 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค

##### 4.1.1 การตรวจสอบโครงสร้างเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

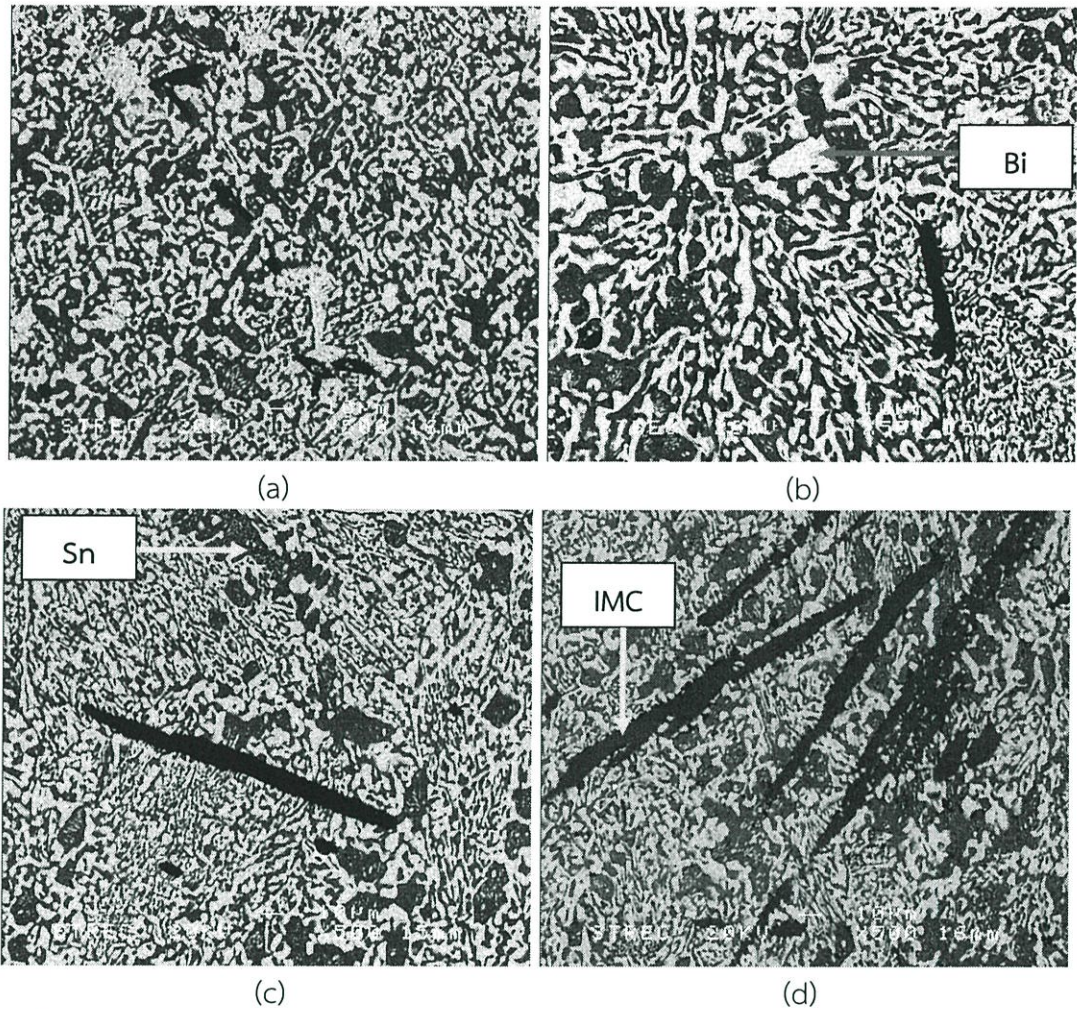
จากการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดได้ผลการตรวจสอบ

ดังนี้



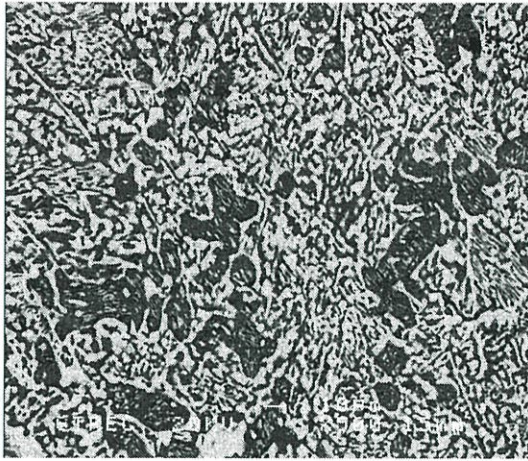
ภาพที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi

จากภาพถ่ายลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีแสดงดังภาพที่ 4.1 จะเห็นได้ว่าลักษณะเกรนของโลหะบัดกรีมีลักษณะคล้ายกันคือมีส่วนประกอบของ Sn และ Bi เป็นหลัก ซึ่งที่จุดยูเทคติกมีองค์ประกอบของธาตุ Bi ประมาณ 43 at% ที่อุณหภูมิ 140°C และที่อุณหภูมิยูเทคติกพบ Bi ละลายใน  $\beta$ -Sn 12.4 at% อ้างอิงจากแผนภูมิเฟส (Phase diagram) [31] ทำให้เห็นเฟส Sn และ Bi แยกส่วนกัน ซึ่งโครงสร้าง Sn จะเห็นเป็นสีเทาและโครงสร้างของ Bi จะเห็นเป็นสีขาว และการเติม Bi โดยปกติจะละลายในเมทริกซ์ Sn ซึ่งทำให้ความแข็งแรงของโลหะบัดกรีมีค่าเพิ่มขึ้นเนื่องจากเป็นสารละลายของแข็ง (Solid solution) [36]

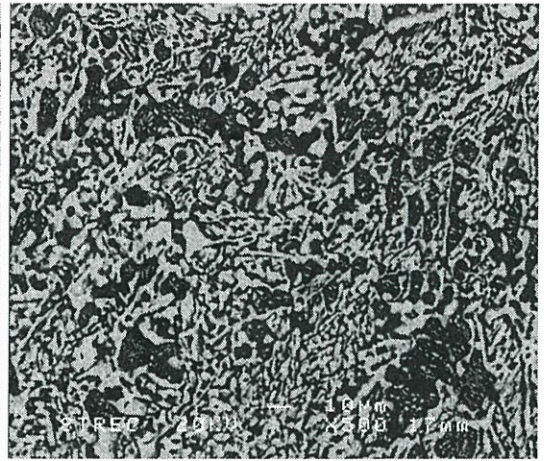


ภาพที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี (a).Sn58Bi-0.05Ni (b).Sn58Bi-0.1Ni (c).sn58Bi-0.5Ni (d).Sn58Bi-1.0Ni

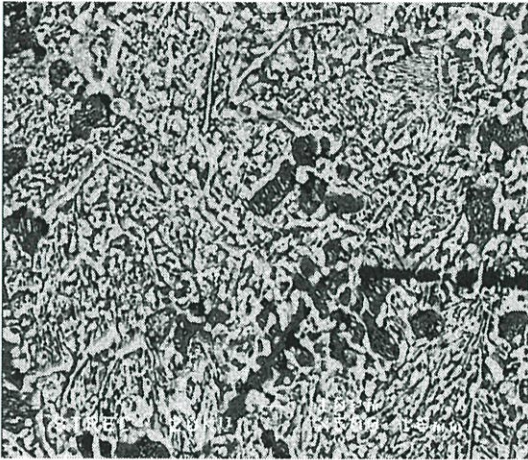
จากภาพที่ 4.2 แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi ที่มีการปรับปรุงคุณสมบัติโดยการเติมธาตุ Ni ลงไปจะสังเกตเห็นลักษณะโครงสร้างของโลหะบัดกรีมีการเปลี่ยนแปลงคือมีความละเอียดมากขึ้น มีลักษณะโครงสร้างที่เรียงตัวสลับกันเป็นแบบ lamellae และเกิดเฟสตกตะกอนที่ยูเทคติกเนื่องจากขีดจำกัดในการละลายของธาตุ ซึ่งความสามารถในการละลายของ Ni ใน Sn น้อยกว่า 0.005 at.% และความสามารถในการละลายของ Sn ใน Ni มีขีดจำกัดที่ 9.7 at.% ซึ่งโครงสร้างดังกล่าวส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลเช่นกัน และการเติม Ni ช่วยให้เกิดสารประกอบเชิงโลหะมีลักษณะการตกผลึกที่ละเอียดที่ผิวของ  $\beta$ -Sn [17]



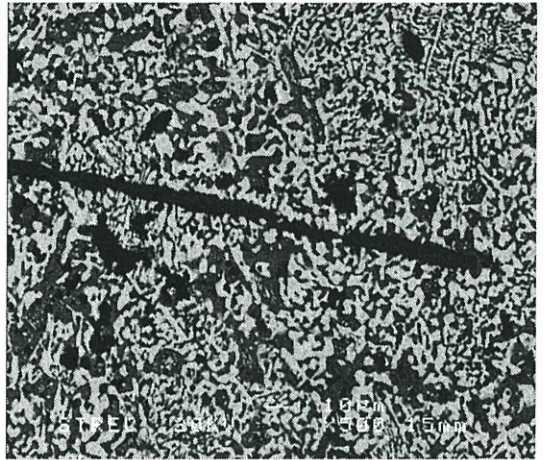
(a)



(b)



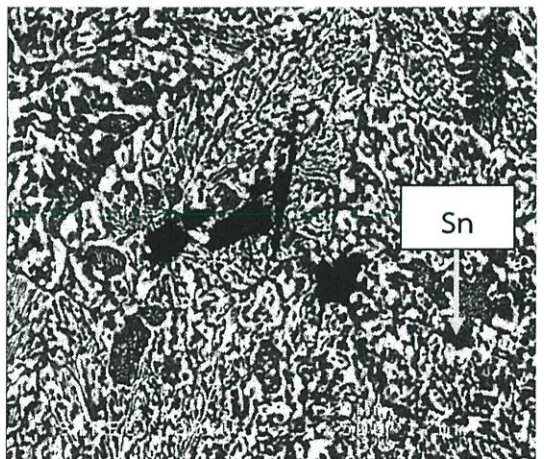
(c)



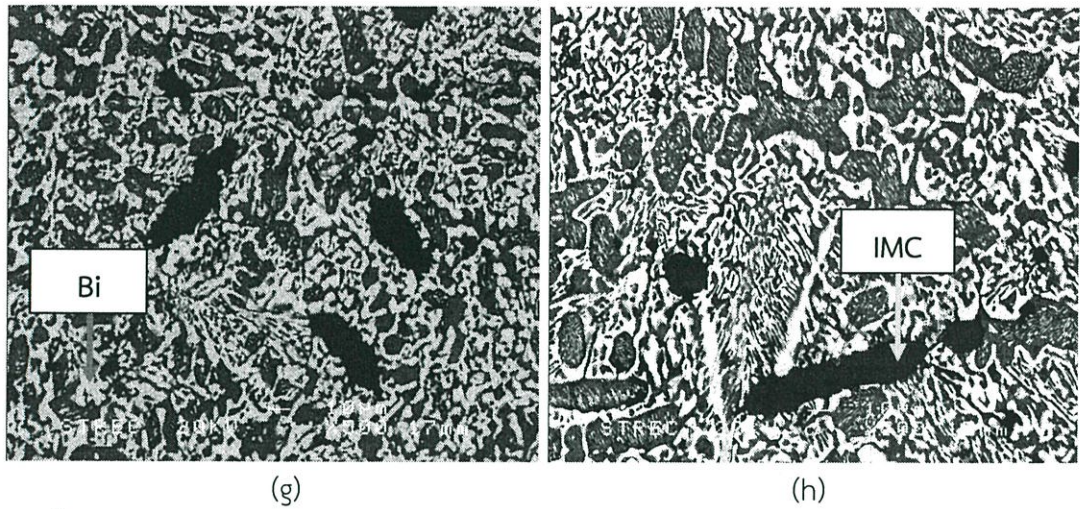
(d)



(e)

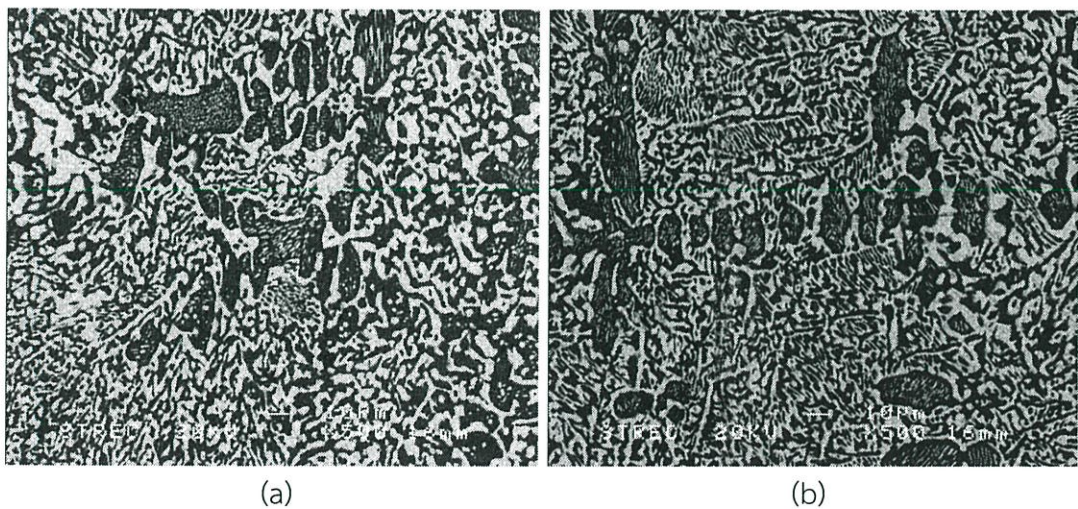


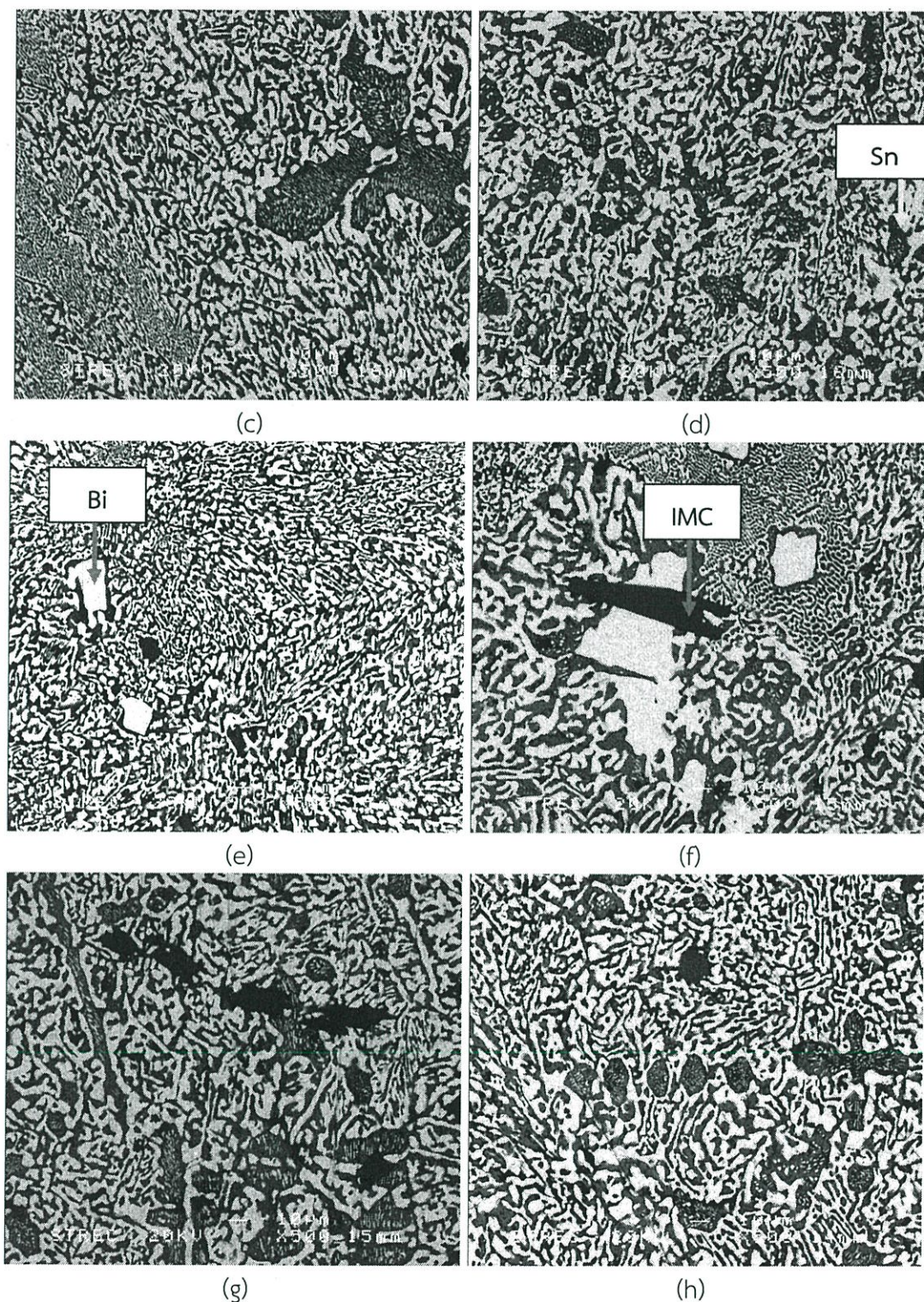
(f)



ภาพที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี (a). Sn58Bi-0.05Ni-0.05In (b). Sn58Bi-0.05Ni-0.1In (c). Sn58Bi-0.1Ni-0.05In (d). Sn58Bi-0.1Ni-0.1In (e). Sn58Bi-0.5Ni-0.05In (f). Sn58Bi-0.5Ni-0.1In (g). Sn58Bi-1.0Ni-0.05In (h). Sn58Bi-1.0Ni-0.1In

จากภาพถ่ายลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi ที่มีการปรับปรุงคุณสมบัติโดยการเติมธาตุ Ni ร่วมกับ In แสดงดังภาพที่ 4.3 พบว่าขนาดเกรนของโลหะบัดกรีมีขนาดเล็กลงตามปริมาณอินเดียมที่เพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากปรากฏการณ์ดูดซับอะตอม (Adsorption phenomenon) ของตัวถูกละลายบนระนาบที่มีการเจริญเติบโต ซึ่งเป็นการยับยั้งการเจริญเติบโตของระนาบดังกล่าว ทำให้ขนาดเกรนเล็กลงเมื่อปริมาณตัวถูกละลายที่เป็น In มีปริมาณมากขึ้น [14] และพบเฟสการตกตะกอนที่อยู่เขตติง ซึ่งจะสังเกตเห็นเป็นสีดำ





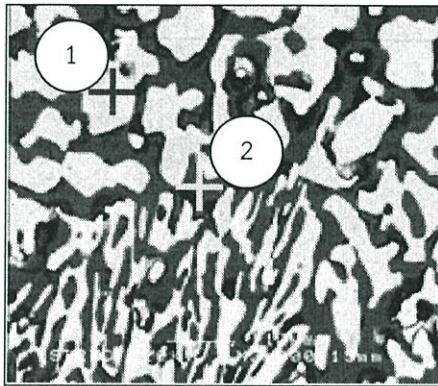
ภาพที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี (a). Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag (b). Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag (c). Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag (d). Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag (e). Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag (f). Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag (g). Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag (h). Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag

จากภาพถ่ายลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีดังภาพที่ 4.4 หลังจากปรับปรุงคุณสมบัติโดยการเติมธาตุ Ni ร่วมกับ Ag พบว่า ลักษณะโครงสร้างของโลหะบัดกรีมีการเปลี่ยนแปลง โดยจะสังเกตเห็นพื้นที่ผิวของ  $\beta$ -Sn มีขนาดใหญ่ขึ้นตามปริมาณธาตุ Ag ที่เพิ่มขึ้น ซึ่งส่งผลต่อช่วงการ

หลอมเหลวของโลหะบัดกรีและขนาดเกรนมีความละเอียดมากขึ้น อีกทั้งยังพบเฟสตกตะกอนที่อยู่เทคติกเนื่องจากขีดจำกัดในการละลายของธาตุ

#### 4.1.2 การวิเคราะห์ธาตุองค์ประกอบทางเคมีของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

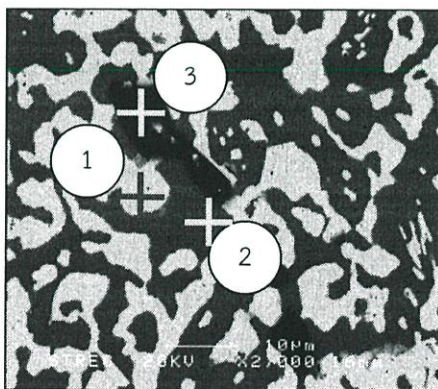
จากผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดที่กำลังขยาย 2,000 เท่า และสเปกตรัมจากการวิเคราะห์ Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX) เพื่อระบุองค์ประกอบทางเคมีที่พื้นผิวของชิ้นงานจะรายงานผลเป็นเปอร์เซ็นต์โดยอะตอมของธาตุที่ค้นพบ แสดงผลการทดลองดังนี้



Spot	Atomic Percent			Phase
	Sn	Bi	Ni	
1	0.40	99.60	-	Bi-rich
2	95.4	4.56	-	Sn-rich

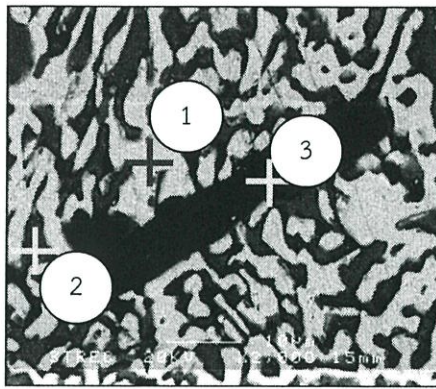
ภาพที่ 4.5 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi

จากผล EDX ของโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi ดังภาพที่ 4.5 พบว่าพื้นผิวหลักของชิ้นงานประกอบไปด้วยลักษณะโครงสร้างพื้นฐาน Sn กับ Bi ซึ่งจะเห็นโครงสร้างของ Bi มีขนาดเกรนเฉลี่ยใหญ่กว่า เนื่องจากธาตุ Bi สามารถละลายใน  $\beta$ -Sn ได้เพียง 21 wt%Bi ที่อุณหภูมิยูเทคติก สำหรับการวิเคราะห์ผล EDX ที่กำลังขยาย 500 เท่า แสดงส่วนผสมโดยประมาณ 42 wt%Sn - 58 wt%Bi



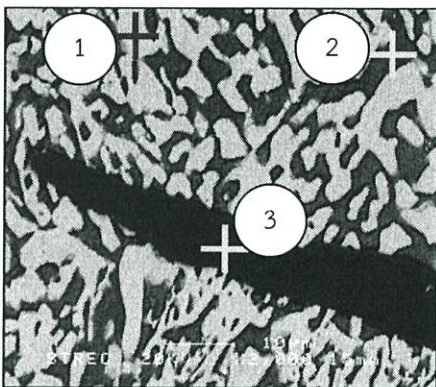
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	1.17	98.83	-	-	Bi-rich
2	97.17	2.74	0.09	-	Sn-rich
3	62.15	1.79	36.07	-	$Ni_3Sn_4 + \beta$ -Sn

(a)



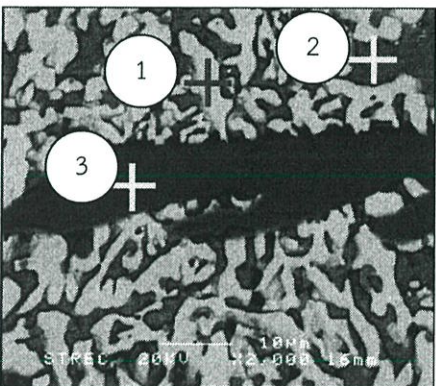
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	8.92	91.08	-	-	Bi-rich
2	96.73	3.27	-	-	Sn-rich
3	60.9	2.70	36.29	-	Ni <sub>3</sub> Sn <sub>4</sub> + β-Sn

(b)



Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	4.4	95.58	-	-	Bi-rich
2	79.90	19.94	0.16	-	Sn-rich
3	60.39	-	39.61	-	Ni <sub>3</sub> Sn <sub>4</sub> + β-Sn

(c)

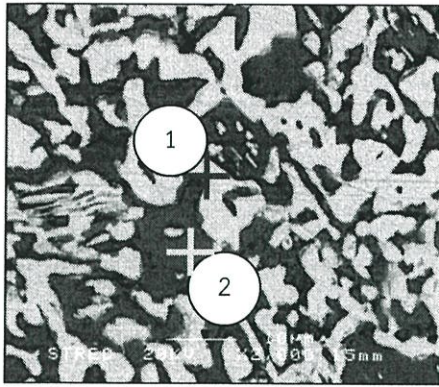


Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	21.99	78.01	-	-	Bi-rich
2	94.89	4.51	0.60	-	Sn-rich
3	59.23	0.20	40.57	-	β-Sn+ Ni <sub>3</sub> Sn <sub>4</sub>

(d)

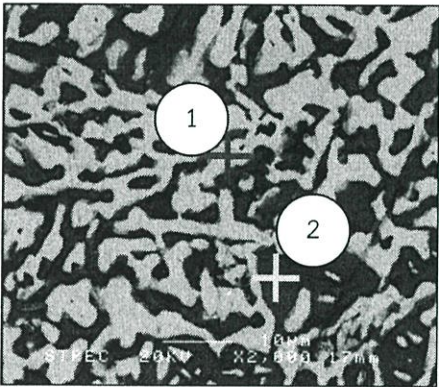
ภาพที่ 4.6 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด (a).Sn58Bi-0.05Ni (b).Sn58Bi-0.1Ni (c).sn58Bi-0.5Ni (d).Sn58Bi-1.0Ni

หลังจากการเติมธาตุ Ni ลงไปในโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi จะสังเกตเห็นโครงสร้างของ β-Sn เป็นสีเทาที่มีส่วนผสมโดยประมาณ 95.44at%Sn-4.56at%Bi ส่วนบริเวณสีขาวเป็นโครงสร้างของเฟส Bi มีส่วนผสมโดยประมาณ 0.40at%Sn-99.60at%Bi แสดงดังภาพที่ 4.6 ซึ่งผลจากการวิเคราะห์ด้วย EDX พบสารประกอบเชิงโลหะ Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> และ β-Sn+Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> กระจายอยู่ในโครงสร้าง Sn-rich โดยจะเห็นได้อย่างชัดเจนว่ามีสีทึบและจะมีรูปร่างคล้ายๆกัน โดยจากงานวิจัยของ El-Daly และคณะ [17] กล่าวว่า การเติม Ni ช่วยให้เฟสสารประกอบเชิงโลหะ Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> มีรูปร่างการตกผลึกละเอียดที่ผิวของ β-Sn มากกว่าการตกผลึกแบบเข็ม



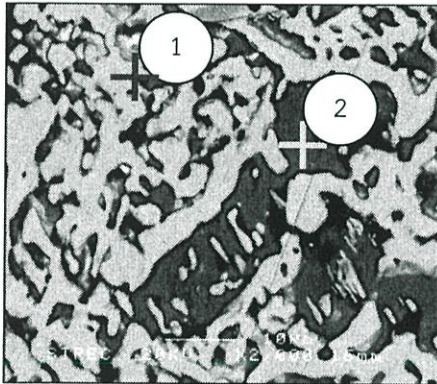
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	5.66	93.60	-	0.74	$\alpha$ -Bi+ Bi(In,Sn)
2	95.11	2.36	-	2.53	$\beta$ -Sn+BiIn

(a)



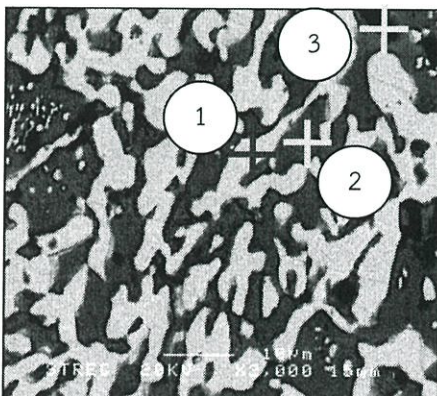
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	6.19	93.81	-	-	Bi-rich
2	95.14	2.86	-	2.01	$\beta$ -Sn+BiIn

(b)



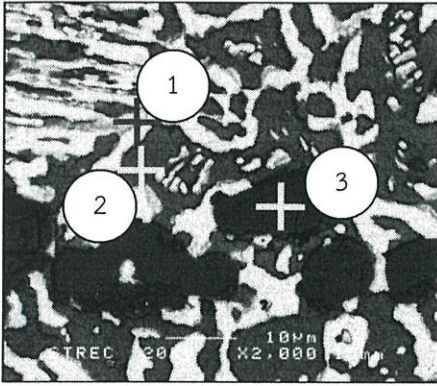
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	2.34	97.66	-	-	Bi-rich
2	94.67	4.78	-	0.54	$\beta$ -Sn+BiIn

(c)



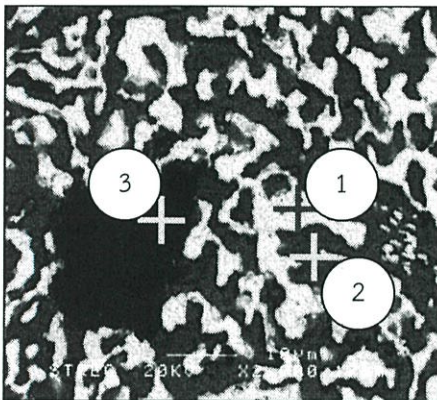
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	15.15	84.85	-	-	Bi-rich
2	81.67	16.63	-	1.70	$\beta$ -Sn+BiIn
3	59.78	0.31	38.65	1.25	Ni <sub>3</sub> Sn <sub>4</sub> + BiIn

(d)



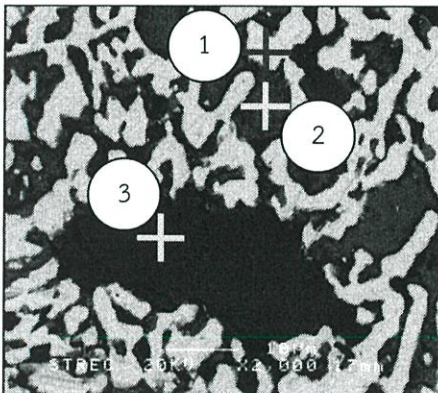
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	7.50	91.33	-	1.12	$\alpha$ -Bi+ Bi(In,Sn)
2	92.99	4.67	-	2.34	$\beta$ -Sn+BiIn
3	59.20	0.10	39.38	1.32	$\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ + BiIn

(e)



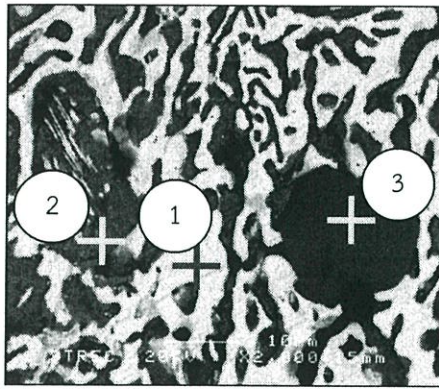
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	8.10	90.76	-	1.14	$\alpha$ -Bi+ Bi(In,Sn)
2	90.69	6.50	-	2.81	$\beta$ -Sn+ BiIn
3	59.95	0.11	35.76	4.18	$\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ + BiIn

(f)



Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	2.20	96.63	-	1.38	$\alpha$ -Bi+ Bi(In,Sn)
2	91.66	2.63	-	5.70	$\beta$ -Sn+ BiIn
3	57.98	0.08	36.96	4.98	$\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ + BiIn

(g)

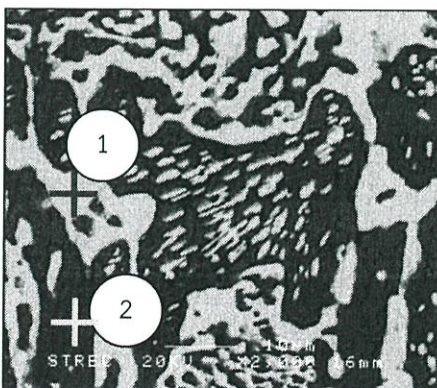


Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	2.43	95.14	1.32	1.11	$\alpha$ -Bi+ Bi(In, Sn)
2	94.32	3.15	-	2.53	$\beta$ -Sn+ BiIn
3	42.32	0.0	54.4	3.12	$\text{Ni}_3(\text{Sn}, \text{In})_2$

(h)

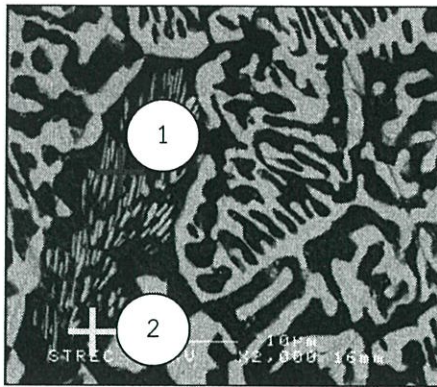
ภาพที่ 4.7 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด (a).Sn58Bi-0.05Ni-0.05In (b). Sn58Bi-0.05Ni-0.1In (c). Sn58Bi-0.1Ni-0.05In (d). Sn58Bi-0.1Ni-0.1In (e). Sn58Bi-0.5Ni-0.05In (f).Sn58Bi-0.5Ni-0.1In (g). Sn58Bi-1.0Ni-0.05In (h). Sn58Bi-1.0Ni-0.1In

หลังจากการเติมธาตุ Ni ร่วมกับ In ลงไปในโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi พบว่าเกิดโครงสร้างสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Sn+BiIn โดยจะเห็นเป็นสีเทาเมื่อปรากฏในเฟสของดีบุกและจะเห็นเป็นสีขาวเมื่อปรากฏในบิสมีท แสดงดังภาพที่ 4.7(a)-(h) และพบสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$ +BiIn มีลักษณะกลมมนมีสีที่กระจายอยู่ในโครงสร้าง Sn-rich แสดงดังภาพที่ 4.7(d)-(g) และเกิดสารประกอบเชิงโลหะ  $\alpha$ -Bi+Bi(In,Sn) ที่เฟสบิสมีทมีลักษณะรูปร่างหลากหลายจะเห็นเป็นสีขาว โดยธาตุอินเดียมกับดีบุกมีรัศมีอะตอมเท่ากันรวมทั้งโครงสร้างผลึกมีลักษณะเหมือนกัน ทำให้เกิดการแทนที่ของอะตอมได้ แสดงดังภาพที่ 4.7(e)-(h) และพบโครงสร้างสารประกอบ  $\beta$ -Bi+Ni(In,Sn) และ  $\text{Ni}_3(\text{Sn}, \text{In})_2$  เกิดขึ้นในโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.1In โดยจะสังเกตได้ว่าหลังจากเติมอินเดียมลงไปจะปรากฏสารประกอบเชิงโลหะ BiIn ตลอดชิ้นงาน ซึ่งจากผลการวิเคราะห์ EDX บางสเปกตรัมไม่ปรากฏ Ni และ Ag เนื่องจากในโลหะผสมมีปริมาณอยู่เพียง 0.05 – 1.0 wt%. จึงทำให้ไม่สามารถตรวจสอบปริมาณของธาตุได้หรือพบในปริมาณที่น้อยมาก เนื่องจากในการวิเคราะห์โดยใช้ EDX ยี่ห้อ JEOL รุ่น Link ISIS Series 300 จะต้องมีปริมาณธาตุที่จะวิเคราะห์อย่างน้อย 1 wt%



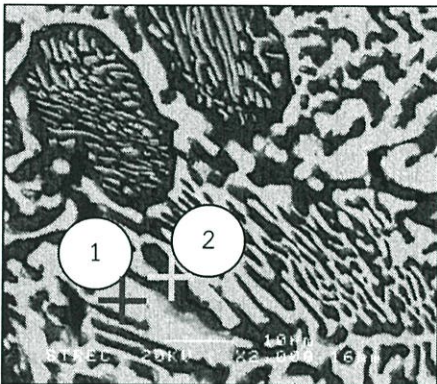
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	44.41	55.59	-	-	Bi-rich
2	96.85	3.15	-	-	Sn-rich

(a)



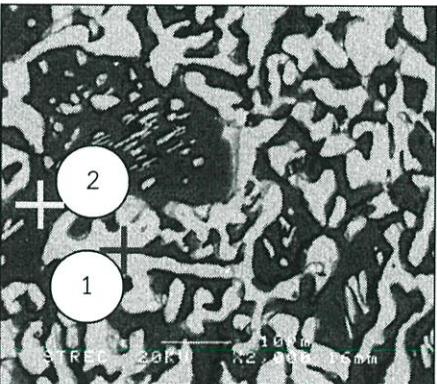
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	4.97	95.03	-	-	Bi-rich
2	95.63	4.37	-	-	Sn-rich

(b)



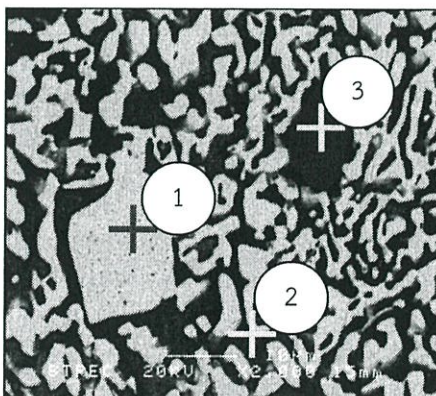
Spot	Atomic Percen				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	1.14	98.86	-	-	Bi-rich
2	93.78	6.22	-	-	Sn-rich

(c)



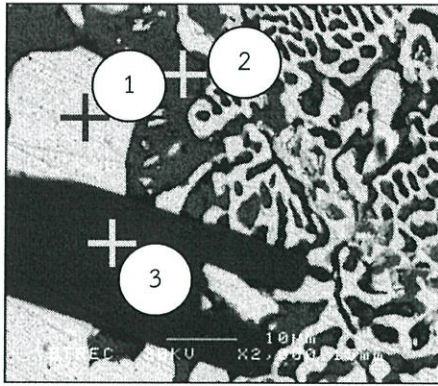
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	1.23	98.77	-	-	Bi-rich
2	95.11	4.89	-	-	Sn-rich

(d)



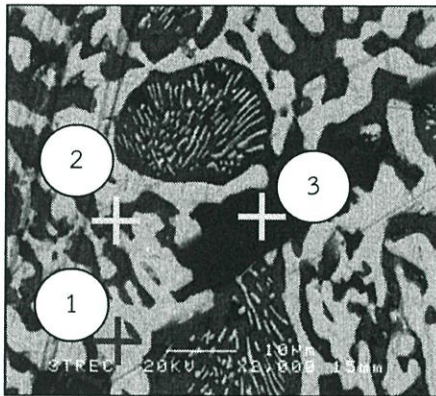
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	3.03	96.97	-	-	Bi-rich
2	92.65	7.24	0.1	-	Sn-rich
3	60.07	0.29	39.65	-	$\beta$ -Sn+ $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$

(e)



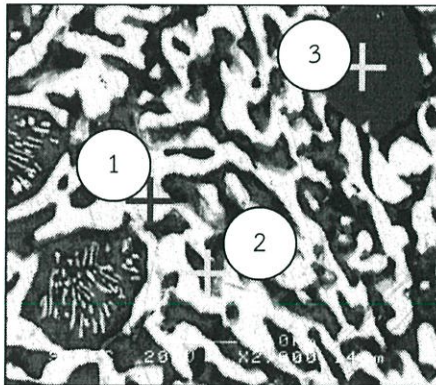
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	3.22	96.70	0.08	-	Bi-rich
2	97.2	2.98		-	Sn-rich
3	59.15	0.18	40.67	-	$\beta$ -Sn+ $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$

(f)



Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	0.47	99.53	-	-	Bi-rich
2	97.31	2.69	-	-	Sn-rich
3	60.13	0.10	39.73	-	$\beta$ -Sn+ $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$

(g)



Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	1.02	98.98	-	-	Bi-rich
2	96.90	3.10	-	-	Sn-rich
3	60.24	-	39.79	-	$\text{Ni}_3\text{Sn}_4$

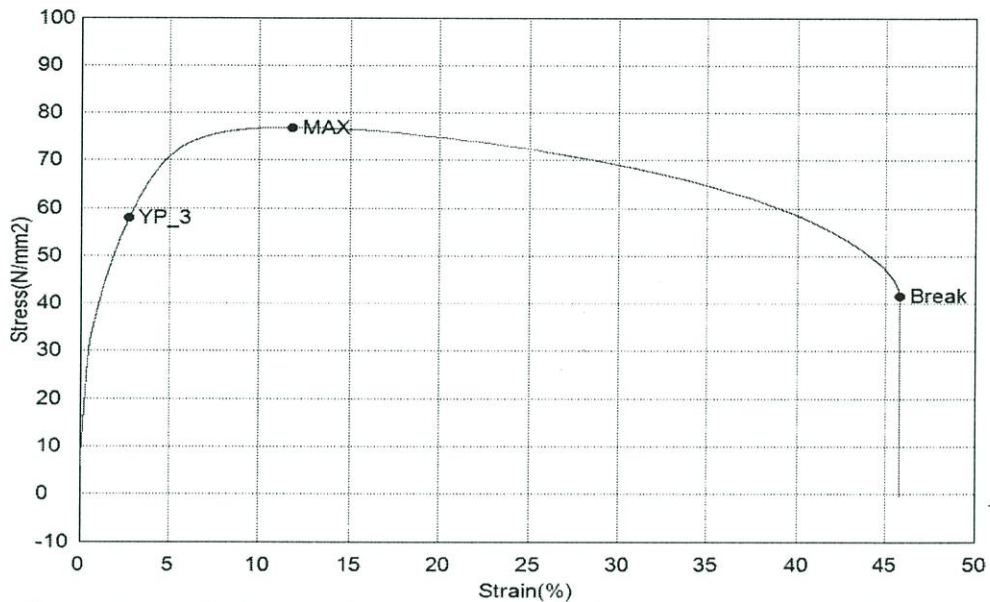
(h)

ภาพที่ 4.8 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด (a).Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag (b). Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag (c). Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag (d). Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag (c). Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag (d). Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag (e). Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag (f). Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag

จากผล EDX ของโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi หลังจากเติม Ni ร่วมกับ Ag ลงไปแสดงดังภาพที่ 4.8 พบว่าเกิดสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Sn+ $\text{Ni}_3\text{Sn}_4$  จะเห็นได้ว่ามีลักษณะรูปร่างกลมมนและแบบยาวมีสี่ทิว ซึ่งจากผลการวิเคราะห์ EDX บางสเปกตรัมไม่ปรากฏ Ni และ Ag เนื่องจากในโลหะผสมมีปริมาณอยู่เพียง 0.05 – 1.0 wt%. จึงทำให้ไม่สามารถตรวจสอบปริมาณของธาตุได้หรือพบในปริมาณที่น้อยมาก เนื่องจากการวิเคราะห์โดยใช้ EDX ยี่ห้อ JEOL รุ่น Link ISIS Series 300 จะต้องมีปริมาณธาตุที่จะวิเคราะห์อย่างน้อย 1 wt%

## 4.2 การทดสอบความต้านทานแรงดึง (Tensile strength test)

จากการทดสอบค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วโดยอ้างอิงตามมาตรฐาน ASTM E8M ได้ผลการทดสอบออกมาในรูปของเส้นโค้งความเค้นกับความเครียด (Stress - strain curve) ดังกราฟตัวอย่างในภาพที่ 4.9 อ้างอิงตามภาคผนวก ข.



ภาพที่ 4.9 ตัวอย่างเส้นโค้งความเค้นกับความเครียดที่ได้จากการทดสอบค่าความต้านทานแรงดึง

จากข้อมูลกราฟเส้นโค้งความเค้นกับความเครียดที่ได้สามารถนำมาอ่านความต้านทานแรงดึงได้ดังตารางที่ 4.1 อ้างอิงตามภาคผนวก ข.

ตารางที่ 4.1 ผลการทดสอบความต้านทานแรงดึง

Solder No.	Solder alloy	Tensile strength (N/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)
1	Sn58Bi	73.89	67
2	Sn58Bi-0.05Ni	80.52	56
3	Sn58Bi-0.1Ni	82.39	52
4	Sn58Bi-0.5Ni	80.03	42
5	Sn58Bi-1.0Ni	71.59	32
6	Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	80.30	67
7	Sn58Bi-0.05Ni-0.10In	71.15	56
8	Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	76.44	48
9	Sn58Bi-0.1Ni-0.10In	79.95	53
10	Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	78.29	45
11	Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	79.71	44

ตารางที่ 4.1 ผลการทดสอบความต้านทานแรงดึง

Solder No.	Solder alloy	Tensile strength (N/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)
12	Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	79.54	39
13	Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	79.84	50
14	Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	82.05	59
15	Sn58Bi-0.05Ni-0.10Ag	82.68	57
16	Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	84.40	56
17	Sn58Bi-0.1Ni-0.10Ag	81.93	61
18	Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	88.48	42
19	Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	85.40	39
20	Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	83.94	37
21	Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	77.37	40

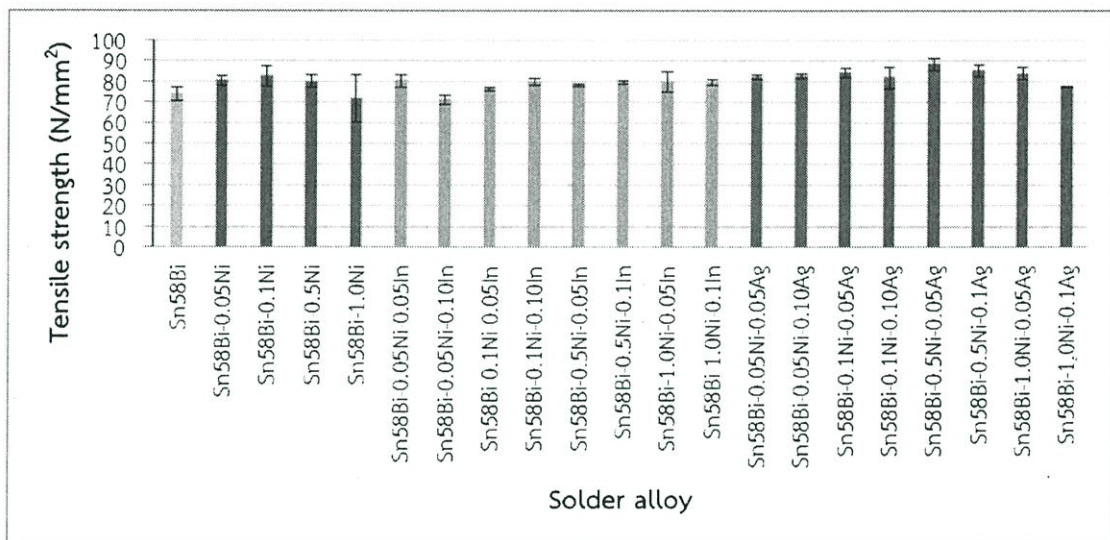
จากผลการทดลองความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีแสดงดังตารางที่ 4.1 พบว่าโลหะบัดกรีที่มีค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด คือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag มีค่าความต้านทานแรงดึงเท่ากับ 88.48 N/mm<sup>2</sup> แสดงว่าโลหะบัดกรีดังกล่าวสามารถรับแรงกระทำได้ดีกว่าโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi และในทางตรงกันข้ามโลหะบัดกรีที่มีค่าความต้านทานแรงดึงต่ำสุด คือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni-0.10In มีค่าความต้านทานแรงดึงเท่ากับ 71.15 N/mm<sup>2</sup> สำหรับกลุ่มของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi เป็นกลุ่มโลหะบัดกรีที่อุณหภูมิต่ำ ซึ่งเป็นกลุ่มที่นำมาปรับปรุงคุณสมบัติโดยการเติม Ni, In และ Ag แสดงผลการทดลองดังภาพที่ 4.10 พบว่าเมื่อเติม Ni ลงไปจนถึง 0.1 wt% ค่าความต้านทานแรงดึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นและความต้านทานเริ่มลดลงเมื่อเติม Ni มากกว่า 0.1 wt% เนื่องจากการเติม Ni มากขึ้นอาจเกิดการตกตะกอนละเอียดที่ผิวของ  $\beta$ -Sn [17] และเกิดสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Sn+Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> แสดงดังในภาพผนวก จ. ซึ่งทำให้ชิ้นงานมีความเปราะส่งผลให้ความต้านทานแรงดึงลดลง

จากนั้นเติม Ni ร่วมกับ In พบว่าค่าความต้านทานแรงดึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณ In ที่เพิ่มมากขึ้น และจากผลการวิเคราะห์ EDX ยังพบสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Sn+BiIn, Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>+BiIn,  $\alpha$ -Bi+Bi(In,Sn),  $\beta$ -Bi+Ni(In,Sn) และ Ni<sub>3</sub>(Sn,In)<sub>2</sub> อาจส่งผลให้ความต้านทานแรงดึงมีค่าสูงขึ้นเช่นกัน ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ [14] ซึ่งพบว่า In ส่งผลให้ขนาดของเกรนและขนาดของสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเล็กลง มีการกระจายตัวสม่ำเสมอมากขึ้น นอกจากนี้ธาตุ In ที่เติมลงไปจะถูกสะสมอยู่บริเวณขอบเกรนทำให้สามารถต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันได้เป็นอย่างดีส่งผลให้ค่าความต้านทานแรงดึงสูงตามไปด้วย

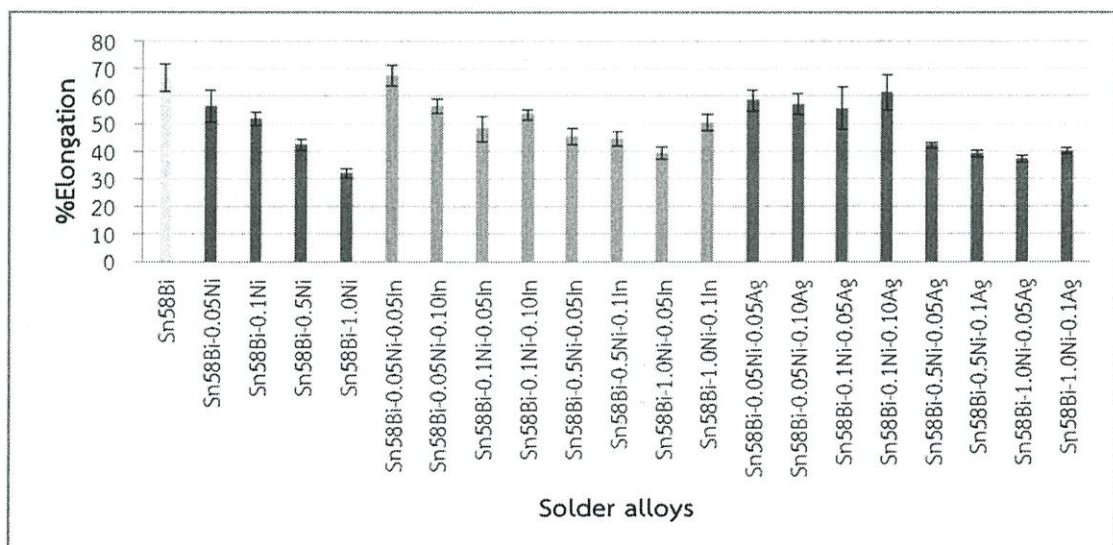
เมื่อเติม Ni ร่วมกับ Ag ส่งผลให้ค่าความต้านทานแรงดึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจากโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi เนื่องจากการเปลี่ยนแปลงจากโครงสร้างยูเทคติกเป็นแบบไฮโปยูเทคติก ทำให้เกิดการตกตะกอนของสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Sn+Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> กระจายอยู่ใน Sn-rich ส่งผลให้ชิ้นงานมีความเค้นสูงขึ้น จึงช่วยยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันและช่วยเพิ่มความสามารถในการรับแรง

จากผลการทดลองเปอร์เซ็นต์ความยืดของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดแสดงดังตารางที่ 4.1 พบว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni-0.05In มีค่าเปอร์เซ็นต์ความยืดเท่ากับ 67 ซึ่งสูงกว่าโลหะ

บัดกรีพื้นฐานเล็กน้อย ส่วนโลหะบัดกรีที่มีเปอร์เซ็นต์ความยืดต่ำสุดคือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni แสดงถึงความอ่อนตัวที่ลดลง แสดงผลการทดลองดังภาพที่ 4.11 หลังจากเติม Ni และ Ag ลงไปพบว่าเปอร์เซ็นต์ความยืดมีแนวโน้มลดลงต่ำกว่าโลหะบัดกรีพื้นฐาน ซึ่งจากผลการวิเคราะห์ด้วย EDX พบสารประกอบชนิด  $\beta$ -Sn+Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> ปรากฏในโครงสร้างจุลภาคและอนุภาคเหล่านี้จะช่วยยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันและช่วยเพิ่มความสามารถในการรับแรง แต่ในทางกลับกันทำให้ความอ่อนตัวของโลหะบัดกรีลดลง [35] ส่วนการเติม In พบว่าเปอร์เซ็นต์ความยืดมีแนวโน้มลดลงและเมื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วย EDX ปรากฏสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Sn+BiIn, Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>+BiIn  $\alpha$ -Bi+Bi(In,Sn),  $\beta$ -Bi+Ni(In,Sn) และ Ni<sub>3</sub>(Sn,In)<sub>2</sub> ซึ่งสารประกอบที่เกิดขึ้นทำให้ชิ้นงานมีความเปราะสูง เพราะเฟสสารประกอบเชิงโลหะมีความแข็งกว่าเฟสหลักอาจทำให้โครงสร้างเฟสแตกกร้าวได้และสารประกอบที่เกิดขึ้นมีจุดหลอมเหลวสูง จึงเกิดเป็นเฟสตกตะกอนที่ผิว  $\beta$ -Sn [34] และอนุภาคเหล่านี้จะช่วยยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันและช่วยเพิ่มความสามารถในการรับแรง แต่ในทางกลับกันทำให้ความอ่อนตัวของโลหะบัดกรีลดลง [35]



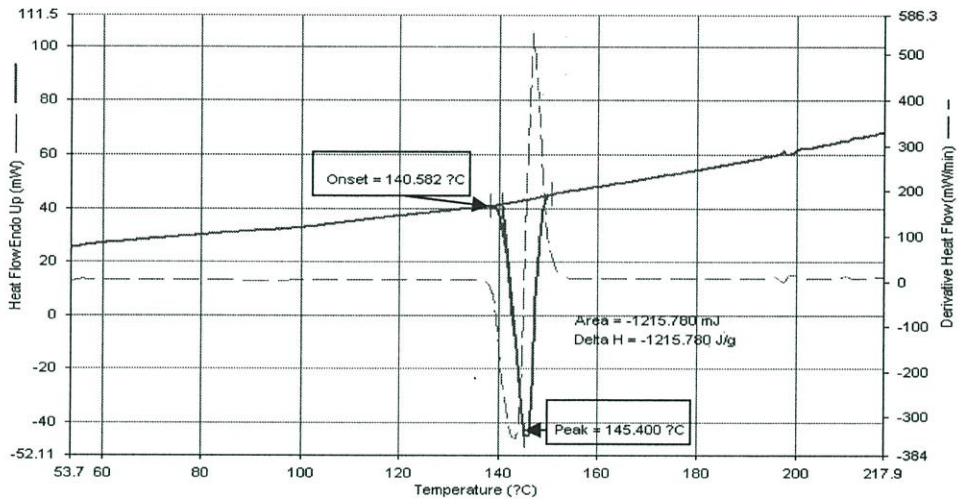
ภาพที่ 4.10 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด



ภาพที่ 4.11 เปอร์เซนต์ความยืดของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

### 4.3 การวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี

จากผลการวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดโดยเครื่อง Differential scanning calorimeter (DSC) ได้ผลการทดสอบในรูปของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิ และ Heat flow ดังตัวอย่างในภาพที่ 4.12 อ้างอิงตามภาคผนวก ค.



ภาพที่ 4.12 ตัวอย่างกราฟที่ได้จากการวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี

จากกราฟที่ได้สามารถอ่านค่า Onset temperature และ Peak temperature ซึ่งแสดงถึงอุณหภูมิโซลิดัส (Solidus) และ อุณหภูมิลิควิดัส (Liquidus) ของโลหะบัดกรีได้ดังตารางที่ 4.2

ตารางที่ 4.2 จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่อ่านได้จากกราฟ

Solder alloy	Onset Temperature (°C)	Peak Temperature (°C)	Pasty range (°C)
Sn58Bi	140.6	145.4	4.9
Sn58Bi-0.05Ni	140.2	145.4	5.2
Sn58Bi-0.1Ni	137.2	142.1	4.8
Sn58Bi-0.5Ni	136.8	141.3	4.6
Sn58Bi-1.0Ni	137.7	141.4	3.7
Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	137.2	142.7	5.5
Sn58Bi-0.05Ni-0.10In	137.2	141.3	4.2
Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	136.5	140.7	4.2
Sn58Bi-0.1Ni-0.10In	137.0	142.1	5.1
Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	137.4	142.0	4.6
Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	137.0	140.7	3.7

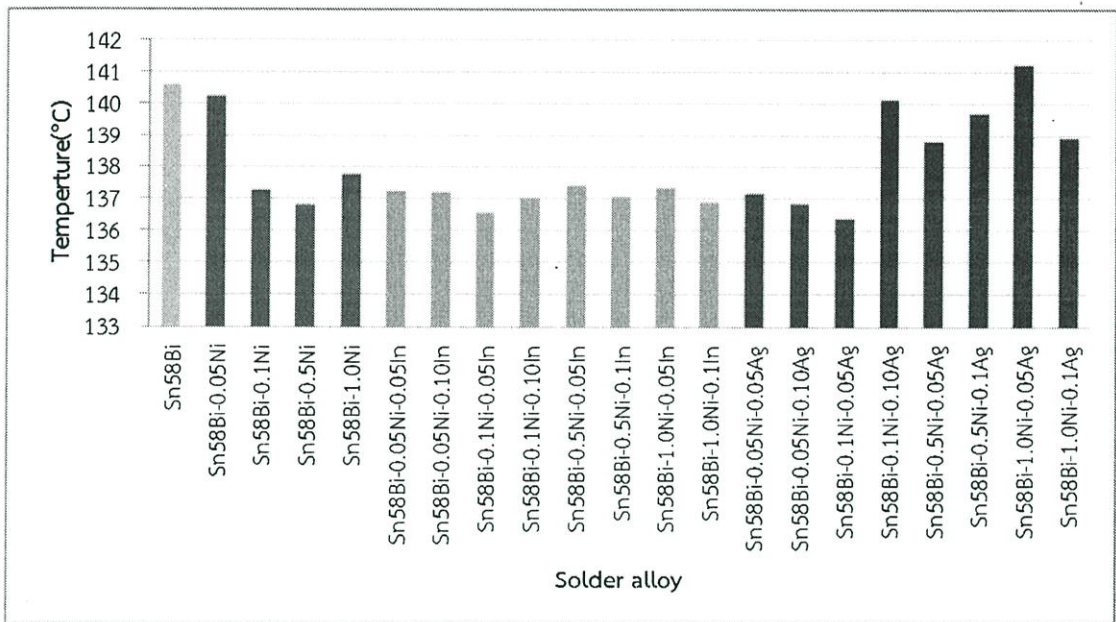
ตารางที่ 4.2 (ต่อ) จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่อ่านได้จากกราฟ

Solder alloy	Onset Temperature (°C)	Peak Temperature (°C)	Pasty range (°C)
Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	137.3	140.7	3.4
Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	136.9	140.7	3.9
Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	137.1	142.7	5.6
Sn58Bi-0.05Ni-0.10Ag	136.8	142.1	5.2
Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	136.3	141.4	5.1
Sn58Bi-0.1Ni-0.10Ag	140.1	150.1	10.0
Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	138.8	146.1	7.2
Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	139.7	150.1	10.4
Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	141.2	149.4	8.2
Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	138.9	148.1	9.2

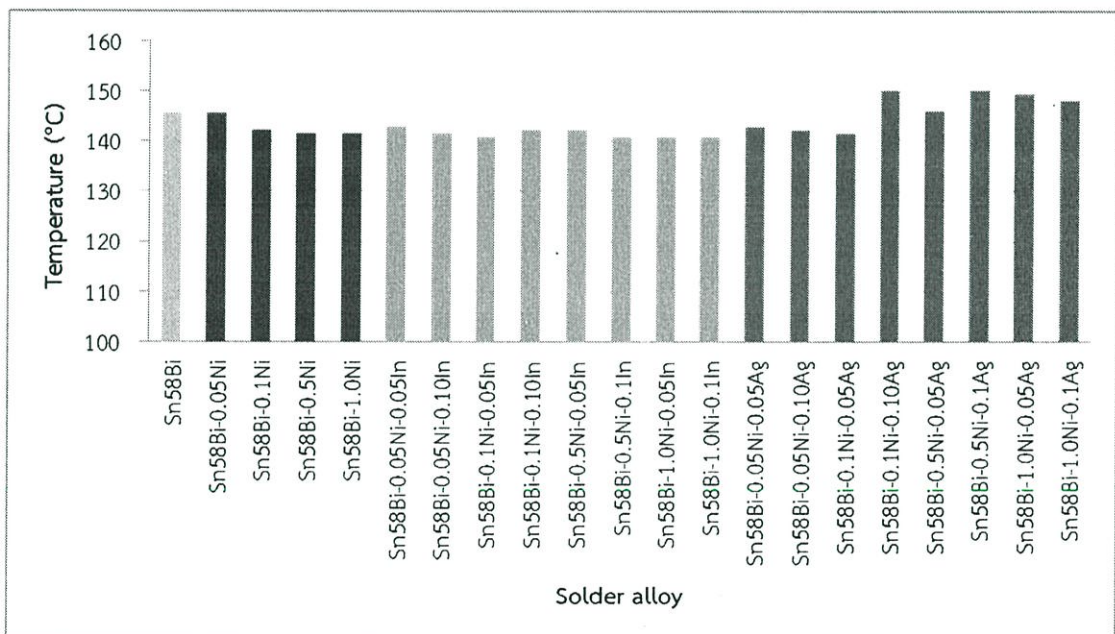
จากผลที่ได้สามารถบอกได้ว่าโลหะบัดกรีที่มีจุดหลอมเหลวสูงที่สุด คือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag มีจุดหลอมเหลวอยู่ที่ 141.2°C และโลหะบัดกรีที่มีจุดหลอมเหลวต่ำสุด คือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag มีจุดหลอมเหลวอยู่ที่ 136.3°C เมื่อเติม Ni ลงไปส่งผลให้จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีลดลงและช่วงระหว่างโซลิดัสกับลิกวิดัส (Pasty range) ลดลงแสดงผลการทดสอบดังภาพที่ 4.13, 4.14 และ 4.15 จากโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีเฟส  $\beta$ -Sn และ Bi มีขนาดเล็กลงและมีการกระจายตัวดีขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ El-Day และคณะ [17] พบว่าการเติม Ni ลงในโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.5Cu ทำให้ Pasty range ลดลง ส่งผลให้อัตราการเย็นตัว (Undercooling) ลดลง และผลของขนาดนิวเคลียสที่แตกต่างกันนั้น จึงส่งผลต่อกระบวนการแข็งตัวของโลหะผสม

เมื่อเติม Ni ร่วมกับ In พบว่าอุณหภูมิโซลิดัสและลิกวิดัสมีแนวโน้มลดลง รวมถึงช่วง Pasty range ยังมีแนวโน้มลดลงเช่นกัน ซึ่งจากงานวิจัยของ ฉวีวรรณ ลิมสุวรรณ [14] พบว่าการเติม In มากขึ้นช่วยลดทั้งอุณหภูมิโซลิดัสและลิกวิดัส เนื่องมาจาก In มีจุดหลอมเหลวต่ำ

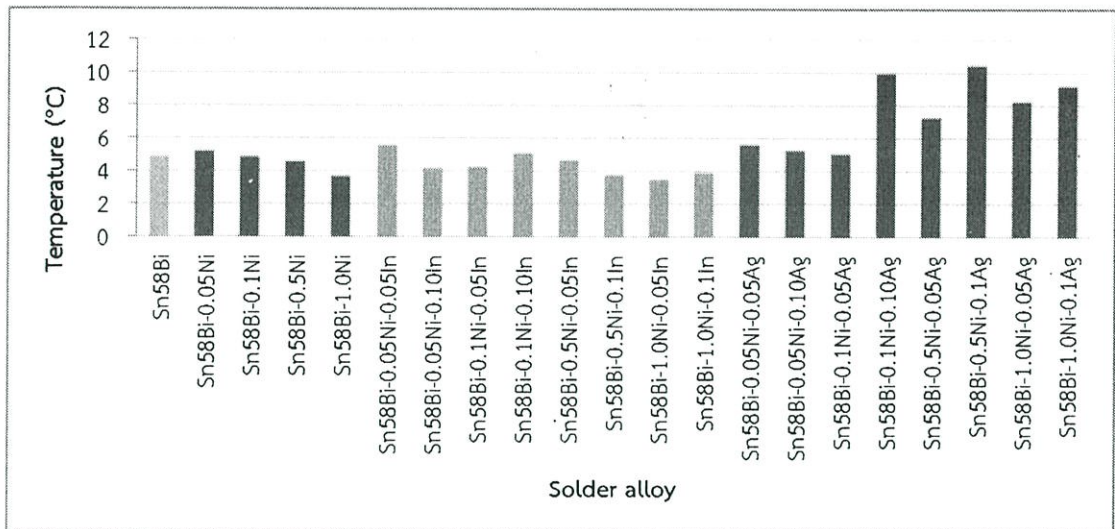
การเติม Ni ร่วมกับ Ag ที่ปริมาณมากขึ้นทำให้อุณหภูมิลิกวิดัสมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นแต่อุณหภูมิโซลิดัสค่อนข้างคงที่ ทำให้ช่วง Pasty range กว้างขึ้น ซึ่งจากโครงสร้างจุลภาคเห็นได้ว่า  $\beta$ -Sn มีขนาดใหญ่ขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Tsai และคณะ [20] พบว่าเมื่อปริมาณ Ag มากขึ้น ทำให้อุณหภูมิลิกวิดัสสูงขึ้นและช่วง Pasty range กว้างขึ้น ส่งผลให้สัดส่วนของเฟส  $\beta$ -Sn เพิ่มขึ้นเนื่องจากเฟส  $\beta$ -Sn มีการแข็งตัวที่อุณหภูมิลดลง



ภาพที่ 4.13 อุณหภูมิไหลลัดสของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด



ภาพที่ 4.14 อุณหภูมิไหลควัดสของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด



ภาพที่ 4.15 Pasty range ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

#### 4.4 การทดสอบความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรี

ในการทดลองนี้จะศึกษาความสามารถในการเปียกในรูปแบบการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี จากผลการวิเคราะห์การแผ่กระจายของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดโดยเครื่อง Hot plate ซึ่งอุณหภูมิที่ใช้ในการหลอมเหลว  $179^{\circ}\text{C}$  เป็นเวลา 30 วินาที เริ่มนับหลังจากโลหะบัดกรีเริ่มหลอมละลาย ได้ผลการทดลองดังตารางที่ 4.3

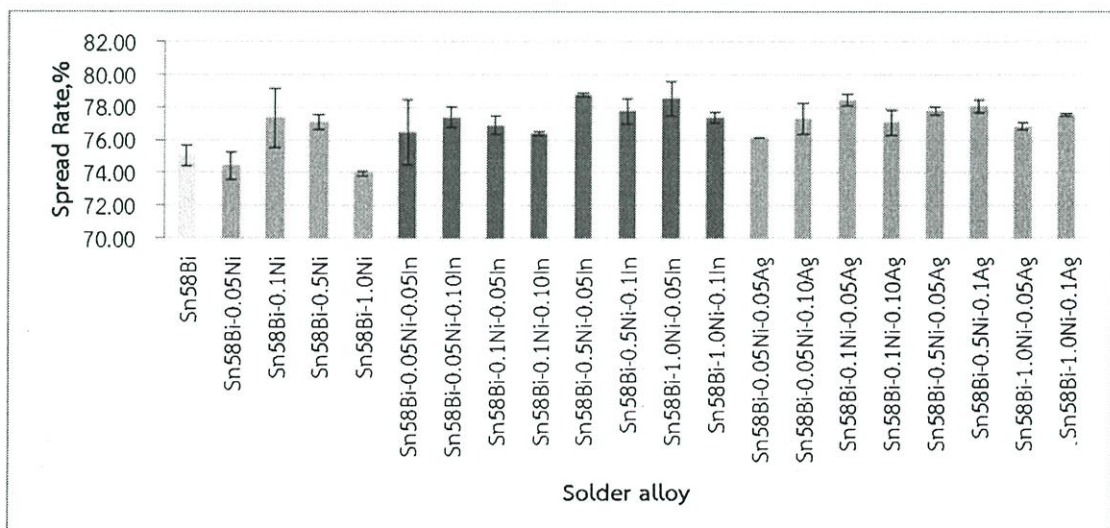
ตารางที่ 4.3 ผลการวิเคราะห์การแผ่กระจายของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

Solder alloy	Spread Rate, %
Sn58Bi	75.06
Sn58Bi-0.05Ni	74.45
Sn58Bi-0.1Ni	77.35
Sn58Bi-0.5Ni	77.09
Sn58Bi-1.0Ni	73.94
Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	76.47
Sn58Bi-0.05Ni-0.10In	77.41
Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	76.93
Sn58Bi-0.1Ni-0.10In	76.40
Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	78.77
Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	77.78
Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	78.55
Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	77.39

ตารางที่ 4.3 (ต่อ) ผลการวิเคราะห์การแผ่กระจายของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

Solder alloy	Spread Rate, %
Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	76.16
Sn58Bi-0.05Ni-0.10Ag	77.31
Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	78.44
Sn58Bi-0.1Ni-0.10Ag	77.08
Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	77.80
Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	78.05
Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	76.86
Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	77.55

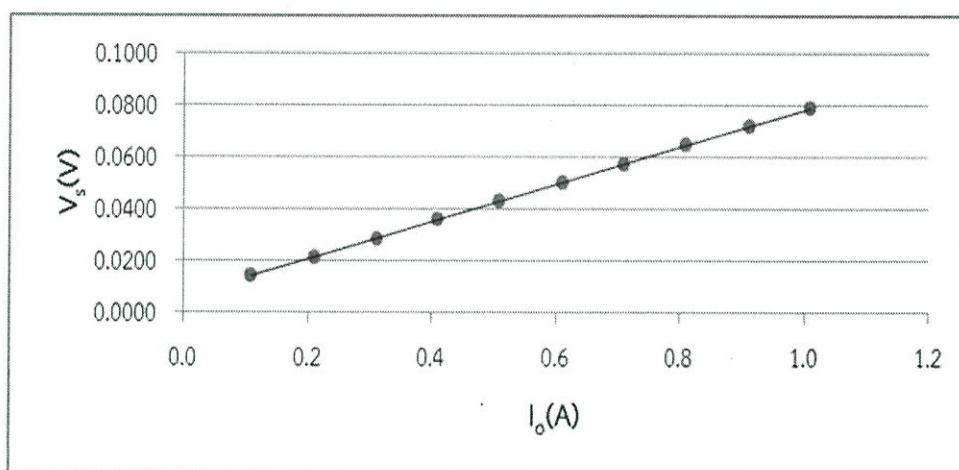
จากกราฟผลการทดลองสามารถอ่านค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดได้ ซึ่งค่าอัตราการแผ่กระจายแสดงดังตารางที่ 4.3 พบว่าอัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีสูงสุดคือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.05In มีอัตราการแผ่กระจายเท่ากับ 78.77% และโลหะบัดกรีที่มีอัตราการแผ่กระจายต่ำสุดคือ Sn58Bi-1.0Ni มีอัตราการแผ่กระจายเท่ากับ 73.94% แสดงดังภาพที่ 4.16 หลังจากเติม Ni, In และ Ag ลงไปพบว่าอัตราการแผ่กระจายมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเนื่องจากธาตุเหล่านี้ช่วยลดค่าแรงตึงผิวระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นรองทองแดง ทำให้โลหะบัดกรีมีอัตราการแผ่กระจายได้ดี และธาตุดังกล่าวยังช่วยลดการตกตะกอนของ Primary  $\beta$ -Sn ทำให้โลหะบัดกรีอยู่ในบริเวณยูเทคติก ซึ่งมีความสัมพันธ์กับการไหลของโลหะบัดกรี [37] อ้างอิงได้จากผลการทดสอบจุดหลอมเหลว จะสังเกตได้ว่าอุณหภูมิโซลิดัสต่ำกว่าโลหะบัดกรีพื้นฐาน ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ [14] พบว่าการเติมธาตุ In ส่งผลให้การแผ่กระจายดีขึ้นเพราะ In ช่วยลดค่าแรงตึงผิวของโลหะบัดกรี และสอดคล้องกับงานวิจัยของ Noor และคณะ [21] อธิบายว่าองค์ประกอบของ In ในโลหะบัดกรีอาจทำหน้าที่ช่วยลดแรงตึงผิวของโลหะบัดกรีในการหลอมละลายที่อุณหภูมิสูง



ภาพที่ 4.16 การแผ่กระจายของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

#### 4.5 การทดสอบความต้านทานไฟฟ้า (Electrical resistivity)

จากผลการวัดค่าความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด โดยใช้วิธี Four-point probe ได้ผลการทดลองในรูปของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้า (A) กับ ความต่างศักย์ (V) ดังตัวอย่างในภาพที่ 4.17



ภาพที่ 4.17 ตัวอย่างกราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้า

จากกราฟที่ได้สามารถหาค่าความต้านทานไฟฟ้าโดยใช้กฎของโอห์ม (Ohm's Law) ซึ่งนำข้อมูลการทดสอบของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดมาคำนวณค่าความต้านทานไฟฟ้าจะได้ค่าความต้านทานไฟฟ้างดังตารางที่ 4.4

ตารางที่ 4.4 ค่าความต้านทานไฟฟ้า (Electrical Resistivity) ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

Solder alloy	Resistivity, $\rho$ ( $\Omega$ .cm)
Sn58Bi	4.11
Sn58Bi-0.05Ni	3.66
Sn58Bi-0.1Ni	4.29
Sn58Bi-0.5Ni	4.10
Sn58Bi-1.0Ni	4.28
Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	4.09
Sn58Bi-0.05Ni-0.10In	4.10
Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	4.18
Sn58Bi-0.1Ni-0.10In	4.25
Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	4.08
Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	4.08
Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	4.18
Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	4.10
Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	4.20

ตารางที่ 4.4 (ต่อ) ค่าความต้านทานไฟฟ้า (Electrical Resistivity) ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

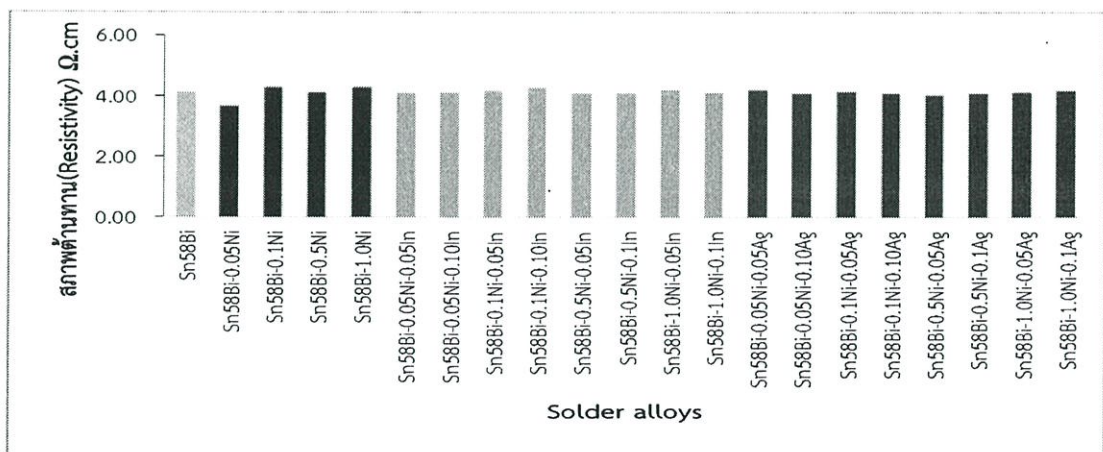
Solder alloy	Resistivity, $\rho$ ( $\Omega$ .cm)
Sn58Bi-0.05Ni-0.10Ag	4.09
Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	4.14
Sn58Bi-0.1Ni-0.10Ag	4.07
Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	4.02
Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	4.08
Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	4.12
Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	4.17

จากการวัดความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีที่ได้จากการทดลองแสดงดังภาพที่ 4.18 พบว่า โลหะบัดกรีที่มีความต้านทานไฟฟ้าน้อยที่สุดคือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag มีค่าเท่ากับ 3.62  $\Omega$ .cm และโลหะบัดกรีที่มีค่าความต้านทานมากที่สุดคือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni มีค่าเท่ากับ 4.28  $\Omega$ .cm ซึ่งจะสังเกตเห็นว่าเมื่อเติมธาตุ Ni, In และ Ag ลงไป โลหะบัดกรีมีโครงสร้างเปลี่ยนไปจากโครงสร้างยูเทคติกเป็นแบบไฮโปยูเทคติก

เมื่อเติมธาตุ Ni ลงในโลหะบัดกรีพื้นฐานพบว่าค่าความต้านทานไฟฟ้าลดลงเมื่อเติม Ni 0.05wt% และมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณ Ni เพิ่มขึ้น ประกอบกับผลการวิเคราะห์ EDX พบโครงสร้างใหม่เกิดขึ้นคือ สารประกอบเชิงโลหะ  $Ni_3Sn_4$  และ  $\beta$ -Sn+ $Ni_3Sn_4$

จากนั้นเติมธาตุ Ni ร่วมกับ In พบว่าค่าความต้านทานไฟฟ้ามีแนวโน้มสูงขึ้น ซึ่งเมื่อวิเคราะห์จากโครงสร้างจุลภาคพบว่าหลังจากเติมธาตุอินเดียมเกิดสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Sn+BiIn,  $Ni_3Sn_4$ +BiIn  $\alpha$ -Bi+Bi(In,Sn),  $\beta$ -Bi+Ni(In,Sn) และ  $Ni_3(Sn,In)_2$  ภายในพื้นผิวชิ้นงาน ซึ่งอาจเป็นสาเหตุทำให้ความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น เนื่องจากสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นทำให้การนำอิเล็กตรอนเกิดการกระเจิง [33]

เมื่อเติมธาตุ Ni ร่วมกับ Ag พบว่าค่าความต้านทานไฟฟ้ามีแนวโน้มลดลงและเพิ่มขึ้น ซึ่งจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคพบสารประกอบ  $\beta$ -Sn+ $Ni_3Sn_4$  แสดงดังภาคผนวก จ. ในเมทริกซ์ของโลหะบัดกรีนำไปสู่ความต้านทานไฟฟ้าที่สูงขึ้น เพราะชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นตามธรรมชาติมีความต้านทานไฟฟ้าสูง [32]



ภาพที่ 4.18 ค่าความต้านทานไฟฟ้า (Electrical Resistivity) ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

## 4.6 ผลการเลือกโลหะบัดกรี

จากผลการวิเคราะห์สมบัติทางกายภาพ คือ สมบัติทางกล เปอร์เซ็นต์ความยืด ความสามารถในการเปียก จุดหลอมเหลว และความต้านทานไฟฟ้า หลังการปรับปรุงคุณสมบัติโดยการเติมธาตุ Ni, In และ Ag นำมาจัดกลุ่มได้ดังตารางที่ 4.5, 4.6 และ 4.7

ตารางที่ 4.5 การจัดลำดับโลหะบัดกรี

Solder	Tensile streang	%Elongation	Spread	Resistivity	Pasty range	Onset temp.	Peak temp.	Ranking total
Sn58Bi	19	3	19	11	9	20	15	18
Sn58Bi-0.05Ni	9	13	20	1	13	19	15	12
Sn58Bi-0.1Ni	6	16	10	21	10	11	10	11
Sn58Bi-0.5Ni	11	11	12	7	7	3	5	5
Sn58Bi-1.0Ni	20	2	21	20	2	14	7	19
Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	10	12	16	4	15	10	14	9
Sn58Bi-0.05Ni-0.10In	21	1	8	7	5	9	5	6
Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	18	4	14	16	6	2	4	10
Sn58Bi-0.1Ni-0.10In	12	10	17	19	12	6	11	16
Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	16	6	1	4	8	13	9	7
Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	14	8	6	3	3	7	1	2
Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	15	7	2	16	1	12	1	8
Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	13	9	9	7	4	5	1	3
Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	7	15	18	18	16	8	13	14
Sn58Bi-0.05Ni-0.10Ag	5	17	11	7	14	4	11	4
Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	3	19	3	14	11	1	7	1
Sn58Bi-0.1Ni-0.10Ag	8	14	13	2	20	18	20	14
Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	1	21	5	13	17	15	17	12
Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	2	20	4	4	21	17	21	17
Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	4	18	15	12	18	21	19	20
Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	17	5	7	15	19	16	18	20

เมื่อเติมธาตุ Ni, In และ Ag ลงไปในโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi มีการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางกายภาพ ซึ่งเมื่อนำตัวอย่างทดสอบมาจัดลำดับพบว่า โลหะบัดกรีที่มีสมบัติทางกายภาพที่ดีที่สุดคือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag แสดงดังตารางที่ 4.5 และเมื่อดูผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคไม่พบสารประกอบเชิงโลหะ ซึ่งอาจเป็นผลทำให้โลหะบัดกรีมีสมบัติที่ดี

## สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

### 5.1 สรุปผลการทดลอง

จากการทดลองศึกษาอิทธิพลของธาตุนิกเกิล (Ni), อินเดียม (In) และเงิน (Ag) ต่อโครงสร้างจุลภาค สมบัติทางกล จุดหลอมเหลว ความสามารถในการเป็ยกและความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi โดยทำการเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi สรุปได้ว่า

1. จากลักษณะโครงสร้างจุลภาค พบว่าโครงสร้างพื้นฐานของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi เป็นเฟส  $\beta$ -Sn และทำการปรับปรุงสมบัติโดยการเติม Ni ลงไปส่งผลให้ขนาดเกรนโดยเฉลี่ยมีขนาดเล็กลง อีกทั้งยังทำให้เกรนมีความละเอียดมากขึ้นเมื่อปริมาณ Ni เพิ่มขึ้น และเมื่อเติม In และ Ag ลงไปจะเห็นได้ว่าเกรนโดยเฉลี่ยมีขนาดเล็กลงและพบการตกตะกอนของในเฟสยูเทคติกเพิ่มขึ้นตามปริมาณ In และ Ag ที่เพิ่มขึ้น

2. จากผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วย EDX โดยรวมพบว่า พื้นผิวโดยส่วนมากของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi ประกอบไปด้วย  $\beta$ -Sn และ Bi เป็นโครงสร้างพื้นฐาน ส่วนธาตุ Ni และ Ag ที่เติมลงไปเพื่อทำการปรับปรุงสมบัติของโลหะบัดกรีสังเกตเห็นได้ว่าการกระจายอยู่ทั่วไปในบริเวณผิวชิ้นงานในรูปของสารประกอบชนิด  $\beta$ -Sn+Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> โดยโครงสร้างของสารประกอบมีลักษณะกลมมนและยาวรี ส่วนหลังจากเติมธาตุอินเดียมพบว่าเกิดโครงสร้างสารประกอบเชิงโลหะ  $\beta$ -Sn+BiIn ที่ผิว  $\beta$ -Sn ซึ่งจะเห็นเป็นสีเทาและจะเห็นเป็นสีขาวที่ผิวสัมผัส ส่วนสารประกอบเชิงโลหะ Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub>+BiIn,  $\alpha$ -Bi+Bi(In,Sn),  $\beta$ -Bi+Ni(In,Sn) และ Ni<sub>3</sub>(Sn,In)<sub>2</sub> มีลักษณะเป็นทรงกลมมนและทรงสี่เหลี่ยมที่มีสีทึบ

3. เมื่อนำโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi มาทำการปรับปรุงสมบัติทางกล โดยการเติมธาตุ Ni, In และ Ag เข้าไปพบว่า ค่าความต้านทานแรงดึงเฉลี่ยมีแนวโน้มเพิ่มมากขึ้น ส่วนการยึดตัวของโลหะบัดกรีมีแนวโน้มลดลง

4. จากผลการนำโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-xNi มาทำการปรับปรุงสมบัติทางด้านจุดหลอมเหลวโดยการเติม Ni และ In ลงไปจะสังเกตเห็นว่า จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีมีค่าลดลง นอกจากนี้ยังส่งผลให้ช่วงความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิควิตัสและโซลิดัสลดลง ในทางกลับกันเมื่อเติม Ag ลงไปทำให้จุดหลอมเหลวมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นและช่วงความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิควิตัสและโซลิดัสเพิ่มขึ้น

5. การเติม Ag และ In สามารถช่วยปรับปรุงความสามารถในการเป็ยกของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-xNi โดยพบว่าความสามารถในการเป็ยกของโลหะบัดกรีมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น

6. สำหรับการทดสอบความต้านทานไฟฟ้าเมื่อเติมธาตุ Ni, In และ Ag ลงไปพบว่าค่าความต้านทานไฟฟ้ามีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อย เนื่องจากสารประกอบ Ni<sub>3</sub>Sn<sub>4</sub> และ Ni<sub>3</sub>Sn<sub>2</sub> ที่เกิดขึ้นในดีบุกทำให้การนำอิเล็กตรอนเกิดการกระเจิง จึงเป็นสาเหตุทำให้ความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น

7. เมื่อนำโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi มาทำการปรับปรุงสมบัติโดยการเติมธาตุ Ni, In และ Ag ลงไปพบว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag มีสมบัติทางกายภาพที่ดีที่สุด

## 5.2 ข้อเสนอแนะแนวทางการศึกษาในอนาคต

1. ควรศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับลักษณะโครงสร้างผลึกของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นในโลหะบัดกรีแต่ละชนิด เนื่องจากโครงสร้างที่เกิดขึ้นนั้นส่งผลต่อสมบัติทางกล และจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี
2. ควรศึกษาวิวัฒนาการการเจริญเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง โดยชั้นสารประกอบที่เกิดขึ้นนั้นมีผลต่อความน่าเชื่อถือของรอยต่อ
3. ควรทำการศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาในการทำงานที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงขนาดและโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ซึ่งส่งผลต่อรอยต่อในการบัดกรี

## เอกสารอ้างอิง

- [1] Janka Chriaštel'ová\* and Milan Ožvold. "Properties of solders with low melting point" **Journal of Alloys and Compounds** vol.457, 2008. Pp. 323–328.
- [2] MTEC. "สาระสำคัญของระเบียบ WEEE & RoHS" [online]. Available : [http://www.thairohs.org/index.php?option=com\\_content&task=view&id=104&Itemid=98](http://www.thairohs.org/index.php?option=com_content&task=view&id=104&Itemid=98). 2007.
- [3] Ramani Mayappan, Ahmad Badri Ismail, Zainal Arifin Ahmad, Tadashi Ariga and Luay Bakir Hussain. "Effect of sample perimeter and temperature on Sn–Zn based lead-free solders" **Materials Letters** Vol.60, 2006. Pp. 2383–2389.
- [4] Tu, K.N., "Solder joint technology" **Springer Series in Materials Science.**, 2007.
- [5] Ma, X., Wang, F., Qian, Y., Yoshida, F. "Development of Cu-Sn intermetallic compound at Pb-free solder/Cu joint interface" **Material Letters** Vol.57, 2003. Pp. 3361-3365.
- [6] Rizvi, M.J., Bailey, C., Chan, Y., Islam, M.N., Lu, H. "Effect of adding 0.3 wt% Ni into Sn 0.7 wt% Cu solder Part II: Growth of intermetallic layer with Cu during wetting and aging" **Journal of Alloys and Compounds** Vol.438, 2007. Pp. 122-128.
- [7] Zbrzezny, A.R., Saugovsky, P., Perovic, D.D. "Impact of board and component metallizations on microstructure and reliability of lead-free solder joints" **Microelectronics Reliability** Vol.47, 2007. Pp. 2205-2214.
- [8] Limaye, P., Vandeveld, B., Labie, R., Vandepitte, D., Valinden, B. "Influence of intermetallic properties on reliability of lead-free flip-chip solder joint" **IEEE Transactions on Advanced Packaging** Vol.31, 2008, Pp. 51-57.
- [9] Kim, K.S., Huh, S.H., Sukanuma, K. "Effect of intermetallic compounds on properties of Sn-Ag-Cu lead-free soldered joints" **Journal of Alloys and Compounds** Vol.352, 2003, Pp. 226-236.
- [10] Yoon, J.W., Jung, S.B. "Investigation of interfacial reactions between Sn-58Bi solder and Cu substrate" **Journal of Alloys and Compounds** Vol.359, 2003. Pp. 202-208.
- [11] Chew, K.H., Pang, J.H.L. "Impact of drop-in lead free solders on microelectronics packaging" **Electronics Packaging Technology Conference** 2005. Pp. 451-454.
- [12] Amagai, M., Toyoda, Y., Ohnishi, T., Akita, S. "High drop test reliability: Lead-free solder" **Electronic Components and Technology Conference** 2004. Pp. 1304-1309.

## เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [13] Bath, J. “Lead-free solder” Springer (2010).
- [14] ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ. 2551. “การศึกษาอิทธิพลของอินเดียมต่อสมบัติและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu.” วิทยานิพนธ์วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์, สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง.
- [15] J.-M. Song, Z.-M. Wu and D.-A. Huang. “Two-stage nonequilibrium eutectic transformation in a Sn-3.5Ag-3In solder” **Scripta Materialia** Vol.56, 2007. Pp. 413-416.
- [16] Luo, T., Chen, Z., Hu, A. and Li, M. “Study on melt properties, microstructure, tensile properties of low Ag content Sn-Ag-ZnLead-free solders” **Materials Science & Engineering** Vol.A556, 2012. Pp. 885-890.
- [17] A.A. El-Daly, A.E. Hammad, A. Fawzy and D. A. Nasrallah. “Microstructure, mechanical properties, and deformation behavior of Sn-1.0Ag-0.5Cu solder after Ni and Sb additions” **Materials and Design** Vol.43, 2013. Pp. 40-49
- [18] Shuo-Hong Wang, Tsung-Shune Chin, Ching-Feng Yang, Sinn-Wen Chen and Chin-Tzuan Chuang. “Pb-free solder-alloy based on Sn-Zn-Bi with the addition of germanium” **Journal of Alloys and Compounds** Vol.497, 2010. Pp. 428-431.
- [19] Bo-In Noh, Jung-Hyun Choi, Jeong-Won Yoon and Seung-Boo Jung. “Effects of cerium content on wettability, microstructure and mechanical properties of Sn-Ag-Ce solder alloys” **Journal of Alloys and Compounds** Vol.499, 2010. Pp. 154-159.
- [20] Ying-Ling Tsai and Weng-Sing Hwang. “Solidification behavior of Sn-9Zn-xAg lead-free solder alloys” **Materials Science and Engineering** Vol.A413-414, 2005. Pp. 312-316.
- [21] Noor, Sharif, Yew, Ariga, Ismail and Hussain. “Wettability and strength of In-Bi-Sn lead-free solder alloy on copper substrate” **Journal of Alloys and Compounds** Vol.507, 2010. Pp. 290-296.
- [22] L.C. Tsao, R.W. Wu, Te-Hsien Cheng, Kuo-Huan Fan, R.S. Chen. “Effects of nano-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles on microstructure and mechanical properties of Sn3.5Ag0.5Cu composite solder ball grid array joints on Sn/Cu pads” **Materials and Design** Vol.50, 2013. Pp. 774-781.
- [23] Liang, Z., Junhua, C., Yonghuan, G. and Chengwen, HE. “Microstructures and properties of SnZn-xEr lead-free solders” **RARE EARTHS** Vol.30, 2012. Pp. 790-793.

## เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [24] Wang, L., Yu, D.Q., Zhao, J., and Huang, M.L., “Improvement of wettability and tensile property in Sn–Ag–RE lead-free solder alloy” **Materials Letters** Vol.56, 2002. Pp. 1039–1042.
- [25] El-Daly, A.A. and Hammad, A.E. “Development of high strength Sn-0.7Cu solders with the addition of small amount of Ag and In” **Journal of Alloys and Compounds** Vol.509, 2011. Pp. 8554-8560.
- [26] Shohji, I., Yoshida, T., Takahashi, T. and Hioki, S. “Tensile properties of Sn–Ag based lead-free solders and strain rate sensitivity” **Materials Science and Engineering** Vol.A366, 2004. Pp. 50–55.
- [27] Fawzy, A. “Effect of Zn addition, strain rate and deformation temperature on the tensile properties of Sn-3.3 wt.%Ag solder alloy” **Materials Characterization** Vol.58, 2007. Pp. 323-331.
- [28] Kang-I Chen and Kwang-Lung Linz. “Effects of Gallium on Wettability, Microstructures and Mechanical Properties of the Sn-Zn-Ga and Sn-Zn-Ag-Al-Ga solder alloys” **Symposium on Electronic Materials and Packing**. 2002.
- [29] Chen, W.X., Xue, S. and Wang, H. “Wetting properties and interfacial microstructures of Sn-Zn-xGa solders on Cu substrate” **Materials and Design** Vol.31, 2010. Pp. 2196-2200.
- [30] John Ryan C. Dizon. “**Materials Science and Engineering**” [online]. Available : <http://dc231.4shared.com/doc/naPiMihz/preview.html>
- [31] Himikatus. “**Himikatusru**” [online]. Available : <http://www.himikatus.ru/art/phase-diagr1/diagrams.php>
- [32] ปิตินันท์ ปิยะวาทีน. 2554. “ผลของการเติมนิกเกิล โคบอลต์ และอินเดียมต่อโครงสร้างจุลภาค สมบัติทางไฟฟ้า และสมบัติเชิงกลของโลหะบัดกรีผสมดีบุก-ทองแดง” Master’s Degree Metallurgical Engineering, Chulalongkorn University.
- [33] ธวัชชัย ปลุกผล. 2548. “การศึกษาสมบัติเชิงสมรรถนะและความน่าเชื่อถือของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-9Zn-xCu” ภาควิชาวิศวกรรมเหมือนแร่ คณะวิศวกรรมศาสตร์, มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์
- [34] Ping-Feng Yang, Yi-Shao Lai, Sheng-Rui Jian and Jiunn Chen. 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**” Department of Materials Science and Engineering, I-Shou University, Kaohsiung, Taiwan, China.
- [35] Askeland, D.R., Fulay, P.P. and Wright and W.J. 2011. “**The Science and Engineering of Materials**. 6<sup>th</sup> ed. Stamford, CT : Cengage Learning.

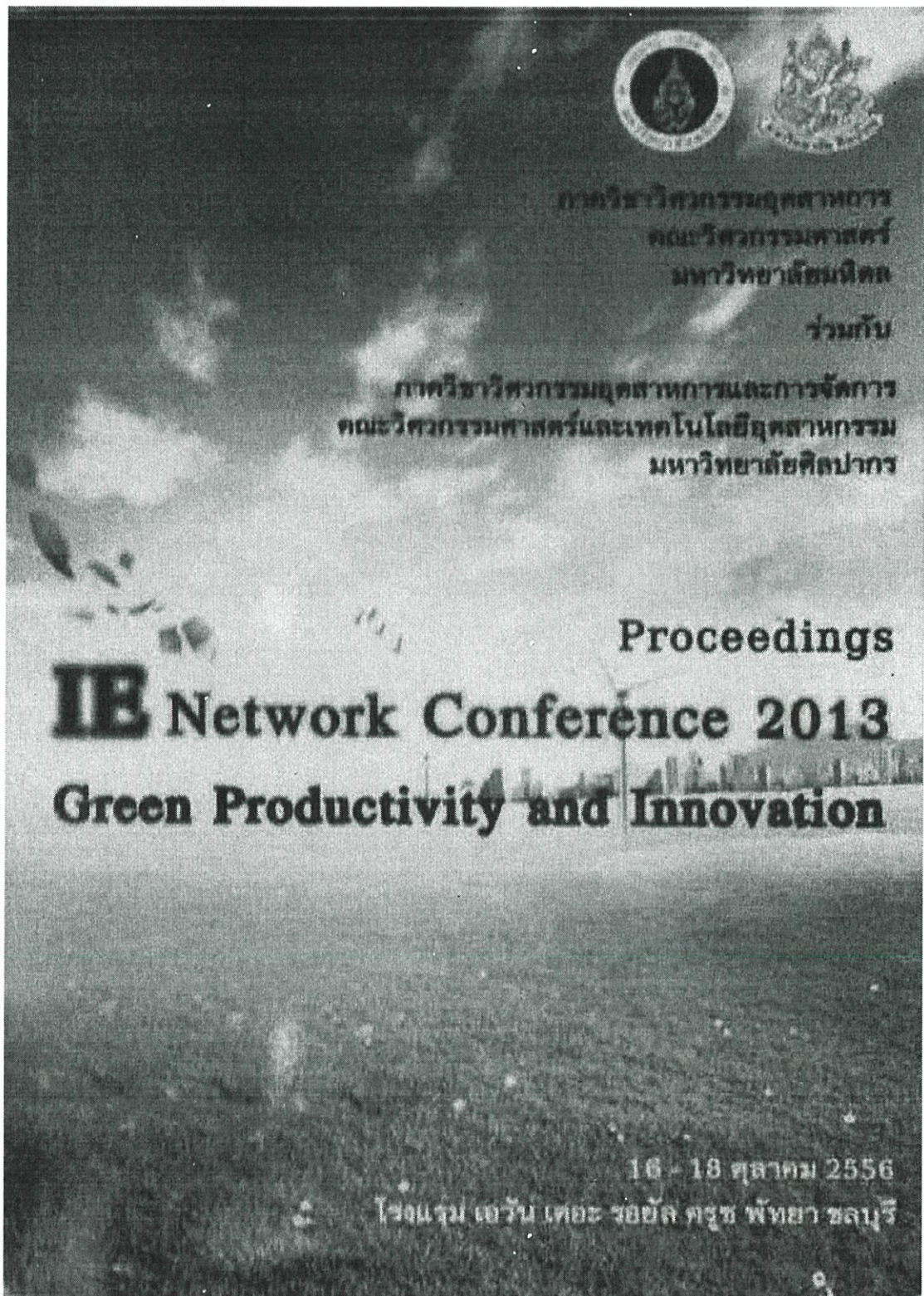
## เอกสารอ้างอิง (ต่อ)

- [36] Jie Zhao, Lin Qi, Xiu-min Wang and Lai Wang. “Influence of Bi on microstructures evolution and mechanical properties in Sn-Ag-Cu lead-free solder” **Journal of Alloys and Compounds** Vol.375, 2004. Pp. 196-201.
- [37] Kim, B., Lee, C.W., Lee, D. and Kang, N. “Effect of Sb addition on Bi-2.6Ag-0.1Cu solders for high-temperature applications” **Journal of Alloys and Compounds** Vol.592, 2014. Pp. 207-212.

ภาคผนวก

ภาคผนวก ก.

บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์



ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม  
คณะวิศวกรรมศาสตร์  
มหาวิทยาลัยมหิดล

ร่วมกับ

ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรมและการจัดการ  
คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม  
มหาวิทยาลัยศิลปากร

Proceedings

**IB** Network Conference 2013  
Green Productivity and Innovation

16 - 18 ตุลาคม 2556

โรงแรม เอวัน เดอะ รอยัล ครุฑ พัทยา ชลบุรี

การประชุมวิชาการช่างงานวิศวกรรมอุตสาหกรรม ประจำปี พ.ศ. 2556  
16-18 ตุลาคม 2556 พัทยา ชลบุรี

## การศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาบัดกรีที่มีต่อความหนาของชั้นสารประกอบ เชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับแผ่นรองทองแดง

### A Study on Influence of Soldering Temperature and Time on Thickness of Intermetallic Compound Layer Between Sn-58Bi Solder and Copper Substrate

กมลวิภา พึ่งเจียก<sup>1\*</sup> ชัยพนม หนูแก้ว<sup>2</sup> กรรณชัย กัลยาศิริ<sup>3</sup>

สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง  
กรุงเทพมหานคร 10520

บริษัท อุลตราคอร์ จำกัด 1417 หมู่ 4 ซ.ศรีบุญเรือง 1 ถ.เทพารักษ์ ต.เทพารักษ์ อ.เมืองสมุทรปราการ 10270

E-mail: kamolwipa@hotmail.com

Kamolwipa Puengchiak<sup>1\*</sup> Chaipanom Nookeaw<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 Sriboonruang1, Teparak Rd., Tambol Teparak,

Amphur Muang, Samutprakarn, 10270

E-mail: kamolwipa@hotmail.com

#### บทคัดย่อ

ในบทความวิจัยนี้ได้แสดงการศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการบัดกรีที่มีต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi กับแผ่นรองทองแดง และได้อธิบายความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นกับอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการบัดกรีด้วยสมการทางคณิตศาสตร์ที่ได้จากการวิเคราะห์การถดถอย ในการบัดกรีเป็นการบัดกรีแบบจุ่มโดยใช้แผ่นทองแดงเป็นแผ่นรอง และทำการบัดกรีกับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi ที่อุณหภูมิ 170, 190 และ 210 องศาเซลเซียส และใช้เวลาการบัดกรี 5, 15 และ 25 วินาที จากการศึกษาพบว่าสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นที่รอยบัดกรีเป็น  $Cu_6Sn_5$  ที่ทุกอุณหภูมิและเวลาในการบัดกรี และความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจะเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิและเวลาที่เพิ่มขึ้น และพบว่าสมการทางคณิตศาสตร์ที่สร้างขึ้นด้วยวิธีการวิเคราะห์การถดถอยพหุคูณสามารถทำนายความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้อย่างแม่นยำโดยมีค่าเฉลี่ยของความผิดพลาดในการทำนายเท่ากับ 1.8%

**คำหลัก** โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว สารประกอบเชิงโลหะ การบัดกรี Sn-58Bi

#### Abstract

This research was focused on the influence of soldering temperature and time on thickness of intermetallic compound layer between Sn-58Bi solder and copper substrate. Relationship between the thickness of intermetallic layer and soldering temperature and time was formulated using multiple regression analysis. Dip soldering was performed at 170, 190, and 210 °C with soldering time of 5, 15 and 25 seconds. The intermetallic phase formed between the solder and copper substrate was  $Cu_6Sn_5$  at all soldering conditions, and it was found that thickness of  $Cu_6Sn_5$  layer increases with the increase of soldering time and

temperature. The mathematical model developed using multiple regression technique predicted the thickness of intermetallic layer accurately. The average prediction error use 1.8%

**Keywords:** Lead-free solder Intermetallic compound Soldering Sn-58Bi

## 1. บทนำ

ประเทศไทยผลิตและส่งออกสินค้าอิเล็กทรอนิกส์เป็นจำนวนมาก และมีมูลค่าการส่งออกสินค้าอิเล็กทรอนิกส์ในแต่ละปีมากกว่าหนึ่งล้านล้านบาท [1] และเนื่องจากปัญหาเกี่ยวกับสิ่งแวดล้อมและความปลอดภัยในสุขภาพของมนุษย์ สหภาพยุโรปได้ออกข้อบังคับ RoHS (The Restriction of the Use of Certain Hazardous Substances) เพื่อควบคุมการใช้สารมีพิษบางชนิดรวมทั้งตะกั่ว ทำให้ผู้ส่งออกสินค้าอิเล็กทรอนิกส์ไม่สามารถส่งสินค้าที่ใช้โลหะบัดกรีที่มีตะกั่วเป็นส่วนผสมเข้าไปขายในสหภาพยุโรปได้ ส่งผลให้อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์จำเป็นต้องปรับตัวโดยนำโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว (Lead-free solders) มาใช้งานแทนโลหะบัดกรีแบบดั้งเดิมที่มีส่วนผสมของดีบุกและตะกั่วเป็นหลัก (Tin-lead solders) โดยในช่วงเวลาที่ผ่านมามีการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วขึ้นมาหลายกลุ่มเพื่อทดแทนโลหะบัดกรีที่มีตะกั่วเป็นองค์ประกอบ เช่น กลุ่ม Sn-Ag-Cu กลุ่ม Sn-Cu และกลุ่ม Sn-Bi เป็นต้น [2]

โดยทั่วไปแล้วเมื่อนำโลหะบัดกรีมาบัดกรีกับแผ่นรอง (Substrates) เช่น ทองแดง ปฏิกริยาที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและทองแดงทำให้เกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds) ซึ่งเป็นสิ่งที่บ่งบอกถึงการเชื่อมติดกันทางโลหะ (Metallurgical bonding) ของโลหะบัดกรีกับแผ่นรอง [3-5] โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นรองทองแดงมีผลต่อความน่าเชื่อถือของรอยบัดกรี (Solder joint) เมื่อนำไปใช้งาน [6] เนื่องจากมอดูลัสความยืดหยุ่น (Elastic modulus) ของรอยบัดกรีจะมีค่าลดลงเมื่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น ดังนั้นถ้าชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นรองทองแดงมีความหนาเพิ่มขึ้นจะทำให้รอยบัดกรีมีความแข็งแรงลดลง [7] และเมื่อรอยบัดกรีได้รับความเค้นจะทำให้เกิดรอยแตกที่บริเวณรอยบัดกรีได้ง่าย [8, 9] และในทางปฏิบัติรอยบัดกรีเหล่านี้มีความสำคัญเป็นอย่างยิ่งต่อความ

ปลอดภัยในชีวิตและทรัพย์สินของมนุษย์ เช่น รอยบัดกรีในอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ต่างๆที่ใช้ในรถยนต์ ซึ่งอาจจะได้รับแรงกระแทกหรือความเค้นเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิจนทำให้เกิดความเสียหายได้ [10, 11] ดังนั้นการศึกษาและความเข้าใจเกี่ยวกับการเกิดและการเจริญเติบโตของสารประกอบเชิงโลหะในรอยบัดกรีจึงมีความสำคัญต่อการผลิตอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ต่างๆ

ในโครงการวิจัยนี้จะทำการศึกษากการเกิดสารประกอบเชิงโลหะในการบัดกรีแผ่นรองทองแดงด้วยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi ที่บัดกรีด้วยอุณหภูมิและเวลาต่างๆ ซึ่งโลหะบัดกรี Sn-58Bi เป็นโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิดหนึ่งที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ โดยมีจุดหลอมเหลวประมาณ 139 °C จึงมีโอกาสร่างความเสียหายเนื่องจากความร้อนจากการบัดกรีให้กับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ได้น้อย สามารถใช้งานกับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่ไม่สามารถทนต่อความร้อนสูงในการบัดกรีโดยทั่วไปได้ และโลหะบัดกรีชนิดนี้มีความสามารถในการเชื่อมประสานที่ค่อนข้างดี [12] และในโครงการวิจัยนี้จะทำการสร้างสมการทางคณิตศาสตร์โดยใช้วิธีการวิเคราะห์การถดถอยพหุคูณ (Multiple regression analysis) เพื่ออธิบายความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการบัดกรี รวมทั้งจะทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของรอยบัดกรีที่ผ่านการบัดกรีที่อุณหภูมิและเวลาต่างๆด้วย ซึ่งผลจากงานวิจัยนี้จะเป็นอย่างดีความรู้ที่สำคัญทางด้านโลหะวิทยาของการบัดกรี

## 2. ทฤษฎี

### 2.1 ทฤษฎีการแพร่

การแพร่ของอะตอมของโลหะบริสุทธิ์เป็นการเคลื่อนที่ของอะตอมจากที่หนึ่งไปยังอีกที่หนึ่ง ซึ่งในกรณีการละลายของทองแดงในสถานะของแข็งไปสู่โลหะบัดกรีเหลว ทำให้เกิดการแพร่ของอะตอมอย่างต่อเนื่องผ่านไปอยู่ระหว่างพื้นผิวโลหะและโลหะบัดกรี โดยทฤษฎีทาง

คณิตศาสตร์ของการแพร่แต่ละแบบเป็นพื้นฐานบนสมมติฐานของอัตราการเปลี่ยนแปลงการแพร่จากโลหะพื้นผิวไปยังพื้นที่ระหว่างพื้นผิวหน้าตัดที่เป็นสัดส่วน การวัดอัตราผลต่างของความเข้มข้นหรือเกรเดียนต์ความเข้มข้น (Concentration gradient) ของอะตอมที่พื้นที่หน้าตัด [13] แสดงได้ดังสมการที่ 1

$$F = -D \left( \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (1)$$

เมื่อ F คือ ฟลักซ์ของการแพร่หรืออัตราการขนถ่ายอะตอม C คือ ความเข้มข้น และ x คือ ตำแหน่งหรือระยะทางการแพร่ และ D คือ ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ (Diffusion coefficient) โดยที่เครื่องหมายลบหน้าสัมประสิทธิ์การแพร่เป็นการระบุทิศทางของการแพร่ หรือการแพร่จะแพร่จากบริเวณที่มีความเข้มข้นสูงไปยังบริเวณที่มีความเข้มข้นต่ำถ้าอัตราผลต่างความเข้มข้น ณ จุดหนึ่งๆ แปรผันไปตามเวลา สามารถคำนวณจากสมการที่ 2

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

ขณะที่สมการที่ (1) และ (2) เป็นกฎข้อที่หนึ่งและข้อที่สองของฟิค (Fick's first and second laws) ของการแพร่ ดังนั้นผลของการแพร่ที่มีความเข้มข้นแปรผันไปตามเวลา เป็นไปตามสมการที่ 3

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_o} = \text{erf} \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \quad (3)$$

เมื่อ  $C_o$  คือ ความเข้มข้นของอะตอมที่ผิวของวัสดุ  $C_s$  คือ ความเข้มข้นของอะตอมที่อยู่ในเนื้อของวัสดุก่อนเกิดการแพร่  $C_x$  คือ ความเข้มข้นของอะตอมทองแดงในโลหะบัดกรีที่ระยะทางจากผิว x ที่เวลา t และ erf คือ ฟังก์ชันคลาดเคลื่อน (Error function) ทางคณิตศาสตร์ และค่าฟังก์ชันความคลาดเคลื่อนสามารถหาได้จากสมการที่ 4 และ 5

$$\text{erf}(z) = \frac{2}{\pi} \int_0^z e^{-y^2} dy \quad (4)$$

$$\text{เมื่อ } z = \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \quad (5)$$

## 2.2 การวิเคราะห์การถดถอยพหุคูณ (Multiple linear regression)

การวิเคราะห์ถดถอยพหุคูณ (Multiple regression analysis) เป็นวิธีการวิเคราะห์ข้อมูลเพื่อหาความสัมพันธ์ระหว่างตัวแปรตาม (Y) หรือ Response หนึ่งตัวกับตัวแปรอิสระ (X) หรือ Independent variable มากกว่าหนึ่งตัว เป็นวิธีทางสถิติที่อาศัยความสัมพันธ์เชิงเส้นตรงระหว่างตัวแปรมาใช้ในการทำนาย โดยเมื่อทราบค่าตัวแปรหนึ่งก็สามารถทำนายอีกตัวแปรหนึ่งได้ ผลการวิเคราะห์ข้อมูลที่ได้อยู่ในรูปของสมการทำนาย โดยแบบจำลองของผลตอบมีความสัมพันธ์เป็นแบบเชิงเส้นกับตัวแปรอิสระ [15] ที่จะใช้ในการประมาณความสัมพันธ์สมการที่ 6 แสดงแบบจำลองกำลังหนึ่ง

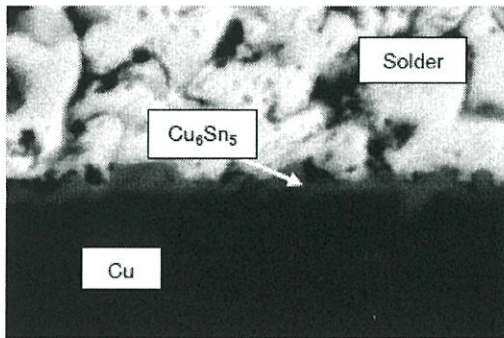
$$Y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \dots + \beta_k x_k + \varepsilon \quad (6)$$

เมื่อ Y คือ ตัวแปรตาม x คือ ตัวแปรอิสระ  $\beta_0$  คือ ค่าคงที่ และ  $\beta_i$  คือ สัมประสิทธิ์ถดถอยของตัวแปรอิสระแต่ละตัว

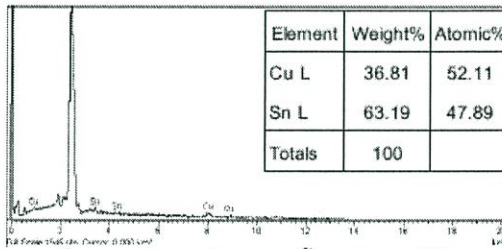
## 3. อุปกรณ์และวิธีการทดลอง

ในการทดลองนี้ใช้แผ่นทองแดงบริสุทธิ์ 99.99% ขนาด  $10 \times 70$  มิลลิเมตรหนา 1.5 มิลลิเมตร เป็นโลหะพื้นฐานในการบัดกรี โดยนำมาทำความสะอาดพื้นผิวทองแดงด้วยสบู่เพื่อขจัดคราบไขมันบนผิวชิ้นงานและล้างด้วยสารละลายกรดไฮโดรคลอริก (HCl) เพื่อล้างสิ่งสกปรกที่ติดกับแผ่นทองแดง หลังจากนั้นทำความสะอาดแผ่นทองแดงโดยใช้เอทานอล (Ethanol) เพื่อล้างกรดไฮโดรคลอริก แล้วปล่อยให้แห้งในอากาศ แล้วจึงนำแผ่นทองแดงที่ได้จากการเตรียมชิ้นงานจุ่มลงในฟลักซ์ชนิด RMA N-1003 โดยฟลักซ์จะทำให้ผิวหน้าโลหะพื้นผิวไม่มีสิ่งสกปรกพวกออกไซด์รวมทั้งทำให้ชิ้นงานสะอาดและนำไปจุ่มลงในโลหะบัดกรีเหลว Sn-58Bi เป็นเวลา 5, 15 และ 25 วินาที ตามลำดับ ซึ่งโลหะบัดกรีจะถูกหลอมในเบ้ากราไฟท์ที่อุณหภูมิ  $170^\circ\text{C}$ ,  $190^\circ\text{C}$  และ  $210^\circ\text{C}$  โดยการควบคุมอุณหภูมิในเตาหลอมโดยใช้วิธีการวัดด้วย Thermocouple ซึ่งมีความผิดพลาดไม่เกิน  $\pm 2^\circ\text{C}$  จากนั้นนำชิ้นงานไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคที่รอยต่อ





รูปที่ 3 ลักษณะของรอยต่อโลหะบัดกรีและทองแดงหลังการบัดกรีที่อุณหภูมิ 210°C เวลา 25 วินาที



รูปที่ 4 ผลการวิเคราะห์ EDX ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

4.3 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

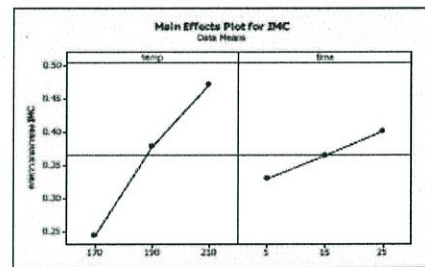
จากการเก็บข้อมูลชิ้นงานตัวอย่างจากการบัดกรีแบบจุ่มของโลหะ Sn-58Bi กับโลหะพื้นทองแดงที่อุณหภูมิ 170, 190 และ 210°C แต่ละอุณหภูมิใช้เวลาในการจุ่ม 5, 15 และ 25 วินาที ตามลำดับ โดยได้ผลการทดลองค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะดังตารางที่ 2

ตารางที่ 2 ค่าความหนาเฉลี่ยของชั้นสารเชิงประกอบที่อุณหภูมิและเวลาต่างๆ

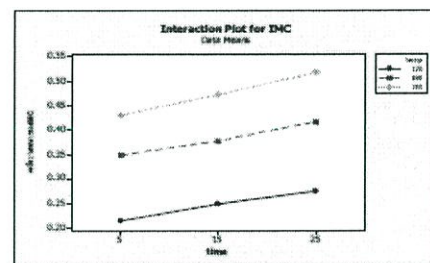
ปัจจัย		Thickness (µm)	Thickness (µm)	Phase
Temp (°C)	Time (sec)	Replicate 1	Replicate 2	
170	5	0.221	0.219	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
170	15	0.248	0.249	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
170	25	0.277	0.272	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
190	5	0.344	0.351	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
190	15	0.375	0.379	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
190	25	0.416	0.417	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
210	5	0.426	0.434	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
210	15	0.473	0.471	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>
210	25	0.519	0.516	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>

4.4 การวิเคราะห์ทางสถิติเชิงทดลอง

จากตารางที่ 3 พบว่าปัจจัยหลัก (Main effect) คือ อุณหภูมิและเวลาดังแสดงในรูปที่ 5 ซึ่งอุณหภูมิและเวลาในการบัดกรีมีผลต่อค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะอย่างมีนัยสำคัญ (P-Value < 0.05) โดยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นเมื่อตัวแปรทั้งสองมีค่าเพิ่มขึ้นและเมื่อทำการพิจารณาความสัมพันธ์ของอิทธิพลร่วม 2 ปัจจัยดังแสดงในรูปที่ 6 และในตารางที่ 3 พบว่าอิทธิพลร่วมของอุณหภูมิและเวลาในการบัดกรีมีผลต่อค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะอย่างมีนัยสำคัญ แต่จะเห็นว่าอิทธิพลของเวลายกกำลังสองไม่มีผลต่อค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเนื่องจากค่า P-Value > 0.05 ดังนั้นจึงตัดข้อมูลเวลายกกำลังสองออกไปแล้วทำการวิเคราะห์การทดลองใหม่อีกครั้งจะได้ผลลัพธ์ใหม่ดังตารางที่ 4 ซึ่งการวิเคราะห์นี้มีค่าความสัมพันธ์ของสมการความถดถอย R-sq = 99.89% และ R-sq (adj) = 99.86%



รูปที่ 5 กราฟ Main effects



รูปที่ 6 กราฟ Interaction

ตารางที่ 3 ผลการประมาณค่าสัมประสิทธิ์การถดถอย

Term	Coef.	SE Coef.	T	P-Value
Constant	0.379667	0.002053	184.888	<0.001
Temp	0.113583	0.001125	100.986	<0.001
Time	0.036000	0.001125	32.007	<0.001
Temp*Temp	-0.02075	0.001948	-10.651	<0.001
Time*Time	0.001000	0.001948	0.513	0.617
Temp*Time	0.007000	0.001378	5.082	<0.001

ตารางที่ 4 ผลการประมาณค่าสัมประสิทธิ์การถดถอย

Term	Coef.	SE Coef.	T	P-Value
Constant	0.380333	0.001545	246.185	<0.001
Temp	0.113583	0.001092	103.974	<0.001
Time	0.036000	0.001092	32.954	<0.001
Temp*Temp	-0.02075	0.001892	-10.967	<0.001
Temp*Time	0.007000	0.001338	5.232	<0.001

ตารางที่ 5 ผลการวิเคราะห์ความแปรปรวนของข้อมูลการทดลอง

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
Regression	4	0.172480	0.172480	0.043120	3011.07	<0.001
Linear	2	0.170366	0.170366	0.085183	5948.32	<0.001
temp	1	0.154814	0.154814	0.154814	10810.7	<0.001
time	1	0.015552	0.015552	0.015552	1085.99	<0.001
Square	1	0.001722	0.001722	0.001722	120.26	<0.001
temp*temp	1	0.001722	0.001722	0.001722	120.26	<0.001
Interaction	1	0.000392	0.000392	0.000392	27.37	<0.001
temp*time	1	0.000392	0.000392	0.000392	27.37	<0.001
Residual Error	13	0.000186	0.000186	0.000014		
Lack-of-Fit	4	0.000070	0.000070	0.000017	1.35	0.326
Pure Error	9	0.000116	0.000116	0.000013		
Total	17	0.172666				

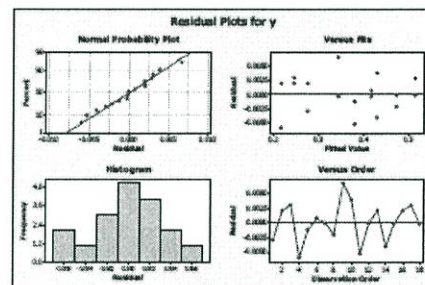
หลังจากตัดข้อมูลของเวลาลงก่าลังสองออกจากสมการค่า P-Value ของแต่ละพจน์มีค่าลดลงและมีผลต่อค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะอย่างมีนัยสำคัญ (P-Value < 0.05) และจะสังเกตได้ว่า ค่า R-Sq (adj) มีค่าเพิ่มขึ้นจาก 99.85% เป็น 99.86% ซึ่งแสดงให้เห็นว่าสมการมี Standard error of the estimate น้อยลงและสามารถเขียนแบบจำลองสมการถดถอยที่แสดงความสัมพันธ์ระหว่างปัจจัยต่างๆที่มีอิทธิพลต่อชั้นสารประกอบเชิงโลหะแบบ Coded units ได้ตั้งสมการที่ 8 และ Uncoded units ได้ตั้งสมการที่ 9

$$y = 0.380333 + 0.113583x_1 + 0.036000x_2 - 0.02075x_1^2 + 0.00700x_1x_2 \quad (8)$$

$$y = -2.52565 + 0.0248667x_1 - 0.00305x_2 - 5.1875 \times 10^{-5}x_1^2 + 3.5 \times 10^{-5}x_1x_2 \quad (9)$$

เมื่อ y คือ ค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (µm) x<sub>1</sub> คือ อุณหภูมิในการบัดกรี (°C) x<sub>2</sub> คือ เวลาในการบัดกรี (s)

เมื่อพิจารณาค่าสัมประสิทธิ์การตัดสิ้นใจ (R-sq) และ R-sq (adj) ซึ่งเป็นค่าบ่งชี้ความเหมาะสมของสมการพบว่าค่า R-sq (adj) หลังการปรับแก้มีค่า 99.86% หมายความว่าสมการถดถอยที่ประมาณอธิบายข้อมูลจากการทดลองได้ดีและเมื่อพิจารณาค่า Lack of Fit ที่แสดงในตารางที่ 5 พบว่ามีค่าเท่ากับ 0.326 ซึ่งมีค่ามากกว่าค่า α ที่ 0.05 สรุปได้ว่าสมการถดถอยที่ได้สามารถยอมรับได้ เนื่องจากมีความเพียงพอของตัวแปรในสมการ ดังนั้นจึงนำสมการที่ได้จากการวิเคราะห์ความถดถอยมาใช้ในการทำนายได้ จากนั้นทำการตรวจสอบสมมติฐานของการวิเคราะห์ความแปรปรวนโดยใช้ Residual plots ดังแสดงในรูปที่ 7



รูปที่ 7 Residual Plots ของการทดลอง

จากการวิเคราะห์ค่าความผิดพลาด (Residual Plots) จะเห็นได้ว่าข้อมูลมีการเรียงตัวเป็นแนวเส้นตรง แสดงว่ามีการกระจายตัวแบบปกติและตรวจสอบความแปรปรวนจาก Residual versus order และ Residual versus fits พบว่าข้อมูลมีความแปรปรวนคงที่ ดังนั้นจึงไม่มีความผิดปกติของ Residual สามารถนำแบบจำลองที่ได้ไปใช้ในการอธิบายการทดลองได้

เพื่อเป็นการทดสอบความแม่นยำในการทำนายของแบบจำลองสมการถดถอย จึงทำการบัดกรีที่อุณหภูมิ 180°C และ 200°C ด้วยเวลา 5, 15 และ 25 วินาที มาทดสอบแบบจำลอง โดยความผิดพลาดในการทำนายคำนวณจากสมการที่ 10 และได้ผลการทดสอบแบบจำลองสมการถดถอยดังแสดงในตารางที่ 6

$$\%Error = \frac{|\text{ค่าทำนาย} - \text{ค่าทดลอง}|}{\text{ค่าทดลอง}} \times 100\% \quad (10)$$

ตารางที่ 6 ผลการทดสอบแบบจำลองสมการถดถอย

Factor		Thickness ( $\mu\text{m}$ )		
Temp( $^{\circ}\text{C}$ )	Time(sec)	ทดลอง	ทำนาย	%Error
180	5	0.292	0.286	2.06
180	15	0.325	0.318	1.94
180	25	0.357	0.351	1.74
200	5	0.385	0.392	1.87
200	15	0.441	0.432	2.09
200	25	0.477	0.471	1.11

จากผลการทดสอบความแม่นยำของแบบจำลองสมการถดถอยที่ได้จากการศึกษาครั้งนี้ พบว่าเปอร์เซ็นต์เฉลี่ยของความคลาดเคลื่อนในการทำนายมีค่าเท่ากับ 1.8% แสดงว่าสมการที่สร้างขึ้นมีความแม่นยำในการทำนายเป็นอย่างดี

#### 5.สรุปผลการทดลอง

จากการศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาบัดกรีในการบัดกรีแผ่นทองแดงด้วยโลหะบัดกรี Sn-58Bi พบชั้นสารประกอบเชิงโลหะ  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  หรือที่เรียกว่า  $\eta$ -Phase หลังจากจุ่มแผ่นทองแดงลงในโลหะบัดกรีเหลวที่อุณหภูมิ 170, 190 และ 210 $^{\circ}\text{C}$  ที่เวลา 5, 15 และ 25 วินาที ในทุกกรณีและจากการสร้างแบบจำลองทางคณิตศาสตร์ด้วยวิธีการวิเคราะห์ความถดถอยเชิงพหุคูณพบว่าตัวแปรที่มีผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะคืออุณหภูมิและเวลา โดยสมการทางคณิตศาสตร์ที่สร้างขึ้นมีความแม่นยำในการทำนายความหนาของชั้น  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  ที่เกิดขึ้นในการบัดกรี โดยมีความผิดพลาดเฉลี่ยในการทำนายเท่ากับ 1.8%

#### 6.เอกสารอ้างอิง

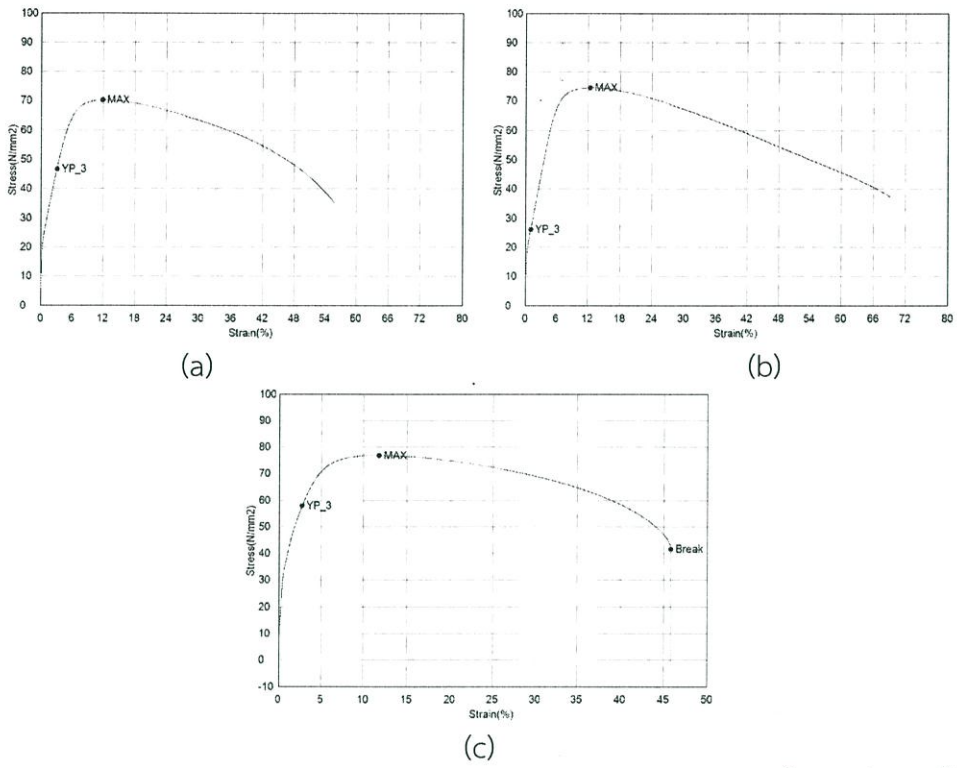
- [1] www.thaigov.go.th
- [2] วีระพันธ์ สิทธิพงศ์. 2533. โลหะวิทยาทางกายภาพ สำหรับวิศวกรภาค 2. สำนักพิมพ์นิยมวิทยา, กรุงเทพฯ, หน้า 158-224.
- [3] Liang, Z., Junhua, Z., Jiguang, H., Yonghuan, G. and Chengwen, HE. 2012. Microstructures and Properties of SnZn-xEr Lead-free Solders. Journal of Rare Earths, 30:790-793.
- [4] Mayappan, R., Ismail, A.B., Ahmad, Z.A., Ariga, T. and Hussain, L.B. 2006. Effect of Sample Perimeter and Temperature on Sn-Zn Based Lead-free Solders. Materials Letters, 60: 2383-2389.
- [5] Tu, K.N. 2007. Solder Joint Technology. Springer Series in Materials Science, USA.
- [6] Ma, X., Wang, F., Qian, Y. and Yoshida, F. 2003. Development of Cu-Sn Intermetallic Compound at Pb-free Solder/Cu Joint Interface. Journal of Material Letters, 57:3361-3365.
- [7] Rizvi, M.J., Bailey, C., Chan, Y., Islam, M.N. and Lu, H. 2007. Effect of Adding 0.3 wt% Ni into Sn 0.7wt% Cu Solder Part II. Growth of Intermetallic Layer with Cu During Wetting and Aging. Journal of Alloys and Compounds, 438:122-128.
- [8] Zbrzezny, A.R., Saugovsky, P. and Perovic, D.D. 2007, Impact of Board and Component Metallizations on Microstructure and Reliability of Lead-free Solder Joints. Microelectronics Reliability, 47:2205-2214.
- [9] Limaye, P., Vandeveld, B., Labie, R., Vandepitte, D. and Valinden, B. 2008. Influence of Intermetallic Properties on Reliability of Lead-free Flip-Chip Solder Joints, IEEE Transactions on Advanced Packaging, 31:51-57.
- [10] Kim, K.S., Huh, S.H. and Sukanuma, K. 2003. Effect of Intermetallic Compounds on Properties of Sn-Ag-Cu Lead-free Soldered Joints. Journal of Alloys and Compounds, 352:226-236.
- [11] Yoon, J.W. and Jung, S.B. 2003. Investigation of Interfacial Reactions Between Sn-5Bi Solder and Cu Substrate. Journal of Alloys and Compounds, 359:202-208.
- [12] Bath, J.S. 2010, Lead-Free Soldering, Springer.
- [13] Duan, LL., Yu, D.Q., Han, S.Q., Ma, H.T. and Wang, L. 2004. Microstructure Evolution of Sn-9Zn-3Bi Solder/Cu Joint During Long-Term

Aging at 170°C. Journal of Alloys and  
Compounds, 381:202-207.

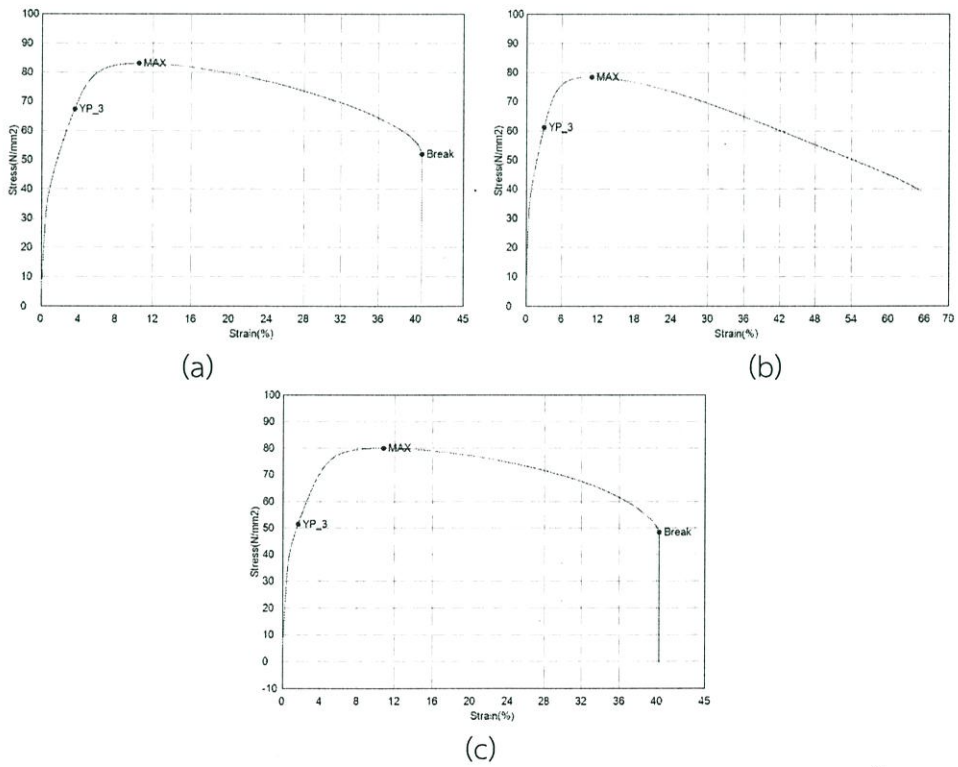
- [14] ปารเมศ ชูติมา. 2545. การออกแบบการทดลองทาง  
วิศวกรรม. สำนักพิมพ์แห่งจุฬาลงกรณ์  
มหาวิทยาลัย, กรุงเทพฯ, หน้า 357-373.

ภาคผนวก ข.

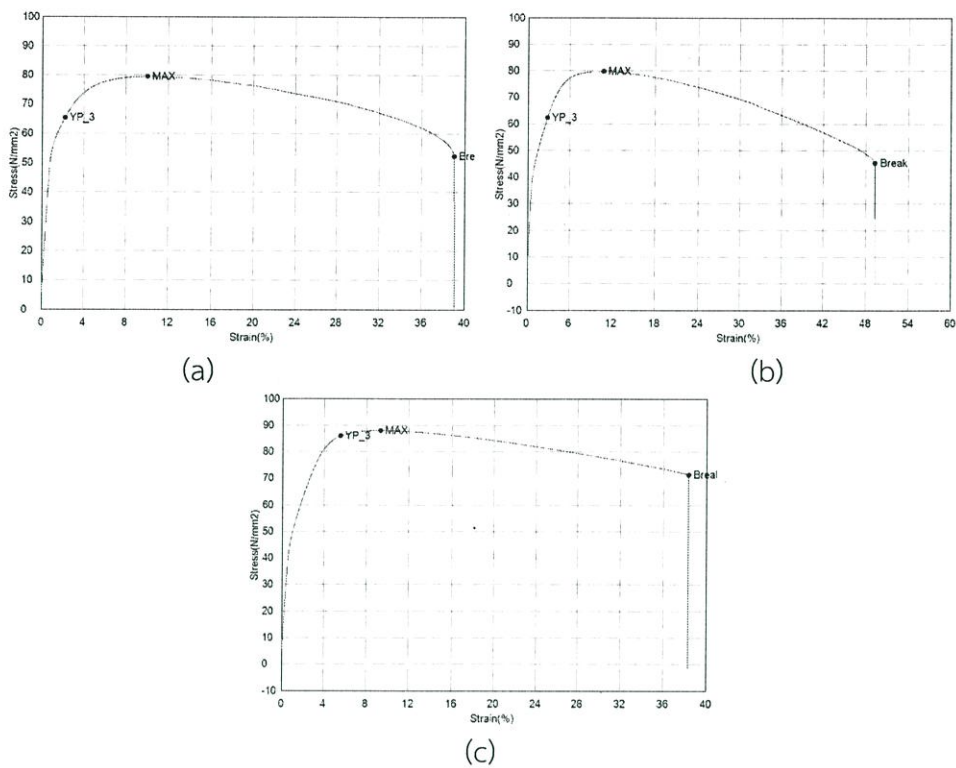
ผลการทดสอบค่าความต้านทานแรงดึง (Tensile strength) ของโลหะบัดกรี  
แต่ละชนิด



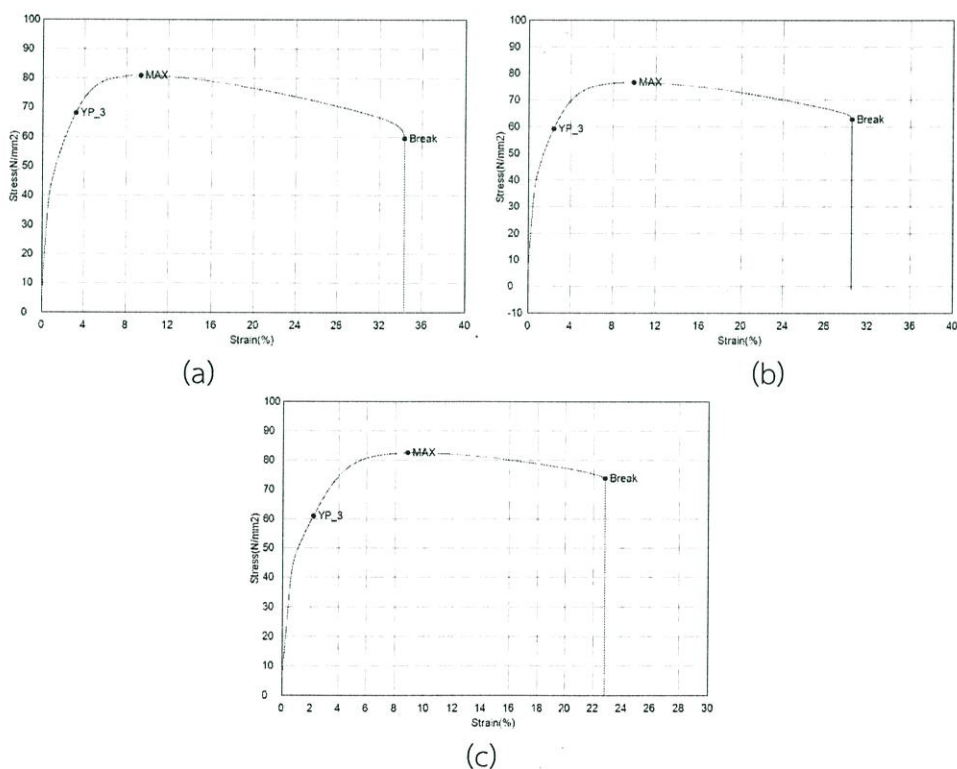
ภาพที่ ข.1 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi (a).ชิ้นงานที่1 (a).ชิ้นงานทดสอบที่1 (b).ชิ้นงานทดสอบที่2 และ (c).ชิ้นงานทดสอบที่3



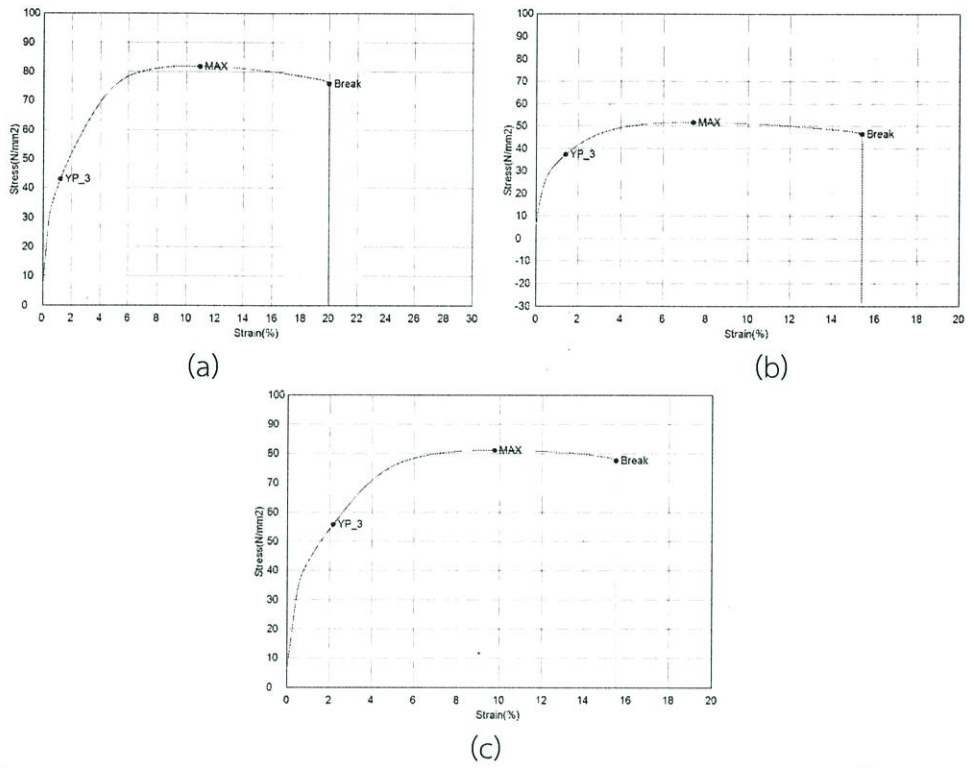
ภาพที่ ข.2 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni (a).ชิ้นงานทดสอบที่1 (b).ชิ้นงานทดสอบที่2 และ (c).ชิ้นงานทดสอบที่3



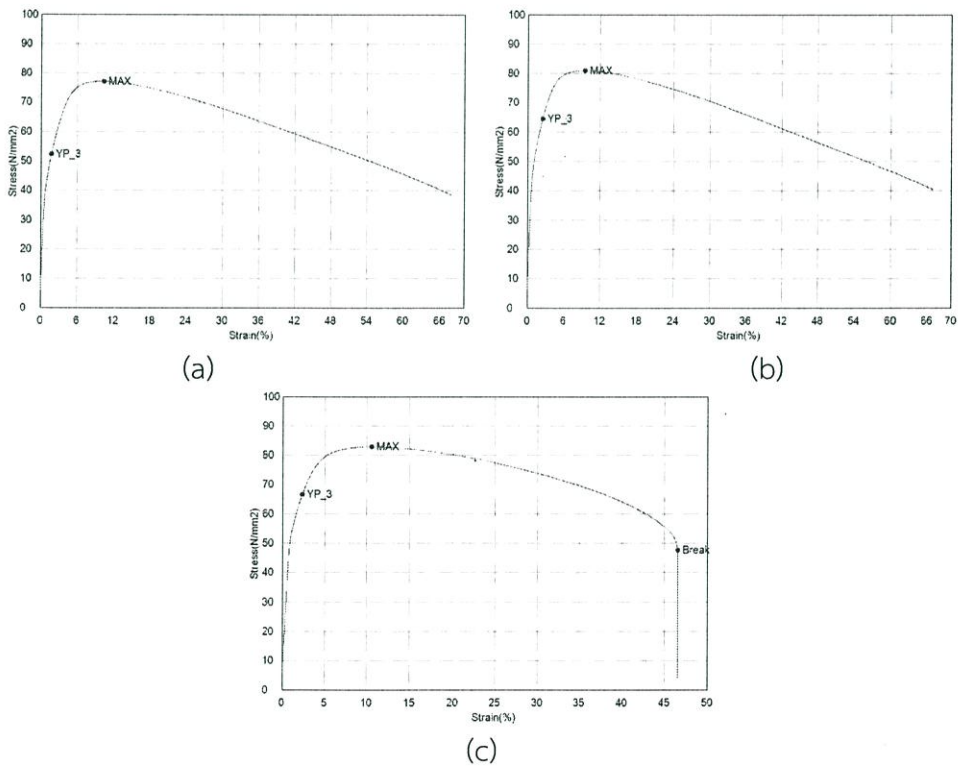
ภาพที่ ข.3 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni (a).ชิ้นงานทดสอบที่1 (b).ชิ้นงานทดสอบที่2 และ (c).ชิ้นงานทดสอบที่3



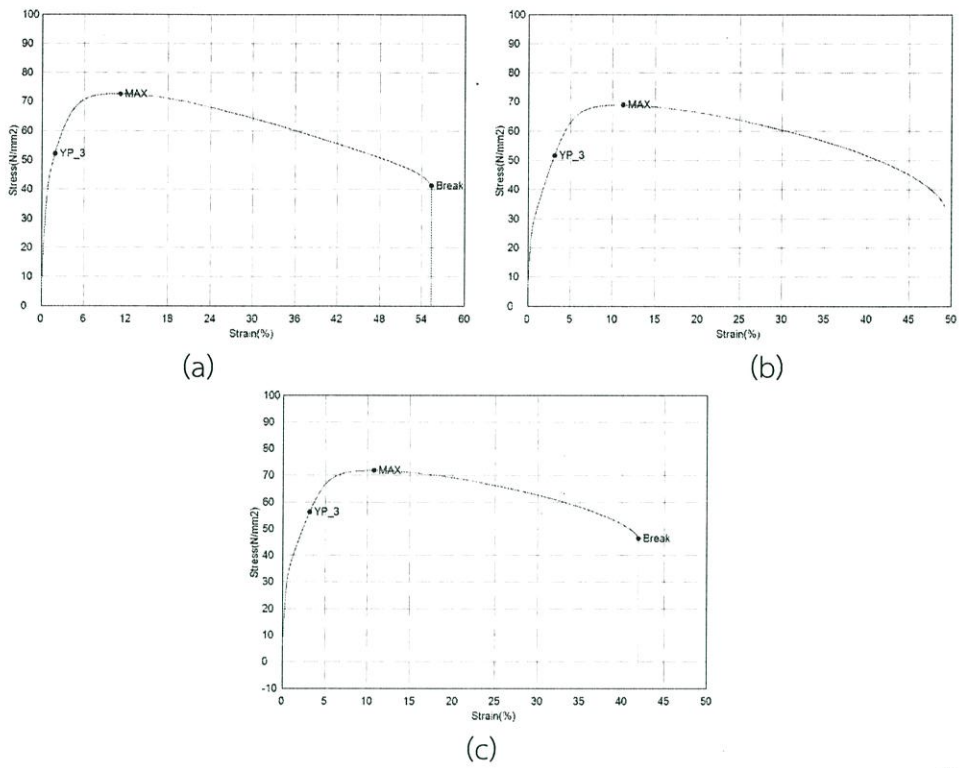
ภาพที่ ข.4 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni (a).ชิ้นงานทดสอบที่1 (b).ชิ้นงานทดสอบที่2 และ (c).ชิ้นงานทดสอบที่3



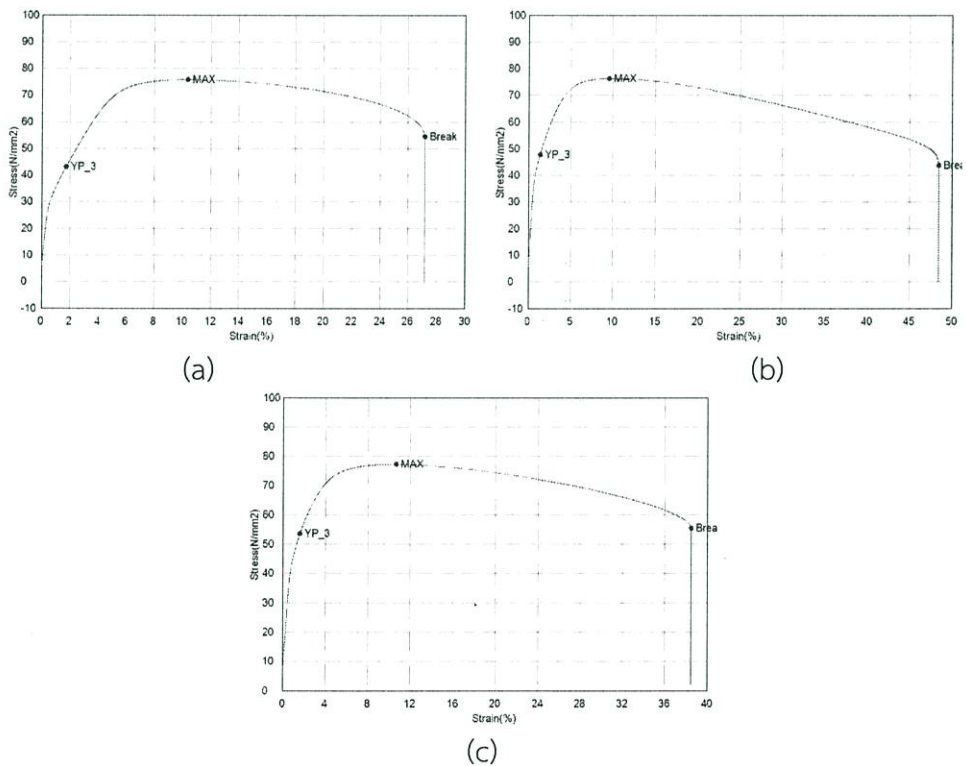
ภาพที่ ข.5 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni (a).ชิ้นงานทดสอบที่1 (b).ชิ้นงานทดสอบที่2 และ (c).ชิ้นงานทดสอบที่3



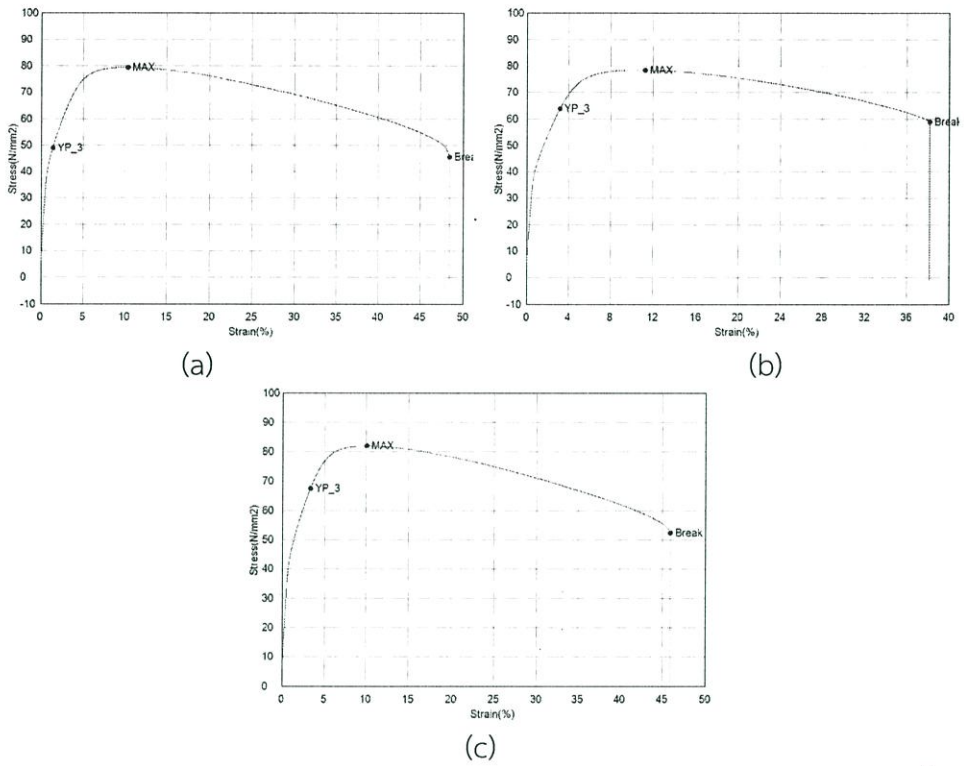
ภาพที่ ข.6 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni-0.05In (a).ชิ้นงานทดสอบที่1 (b).ชิ้นงานทดสอบที่2 และ (c).ชิ้นงานทดสอบที่3



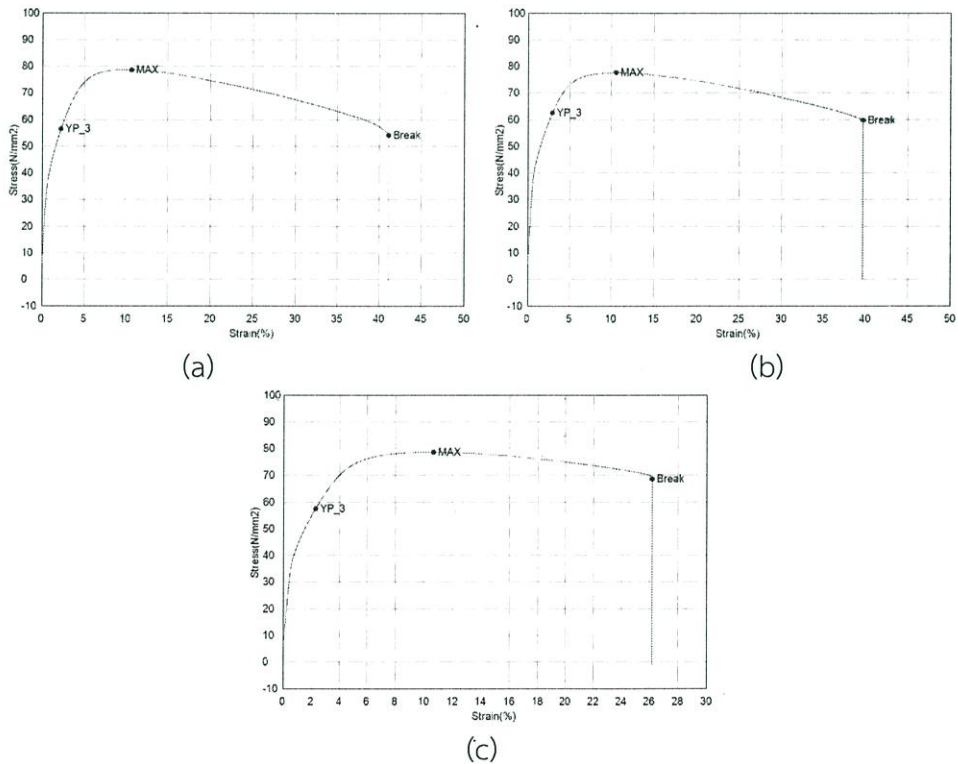
ภาพที่ ข.7 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni-0.1In (a). ชิ้นงานทดสอบที่1 (b). ชิ้นงานทดสอบที่2 และ (c). ชิ้นงานทดสอบที่3



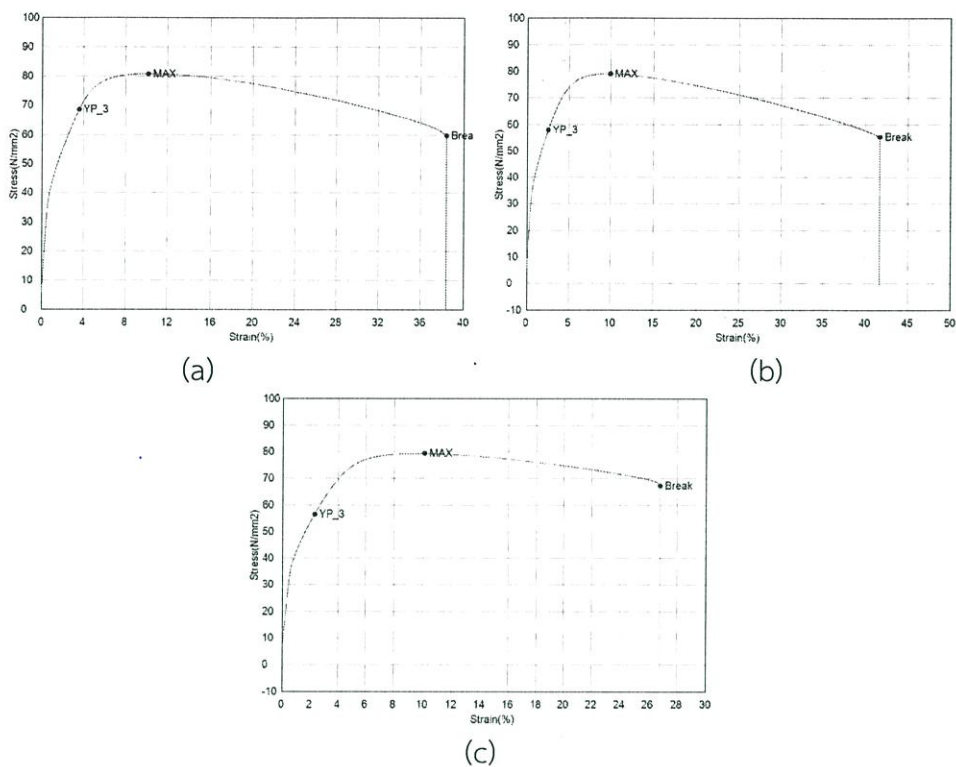
ภาพที่ ข.8 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni-0.05In (a). ชิ้นงานทดสอบที่1 (b). ชิ้นงานทดสอบที่2 และ (c). ชิ้นงานทดสอบที่3



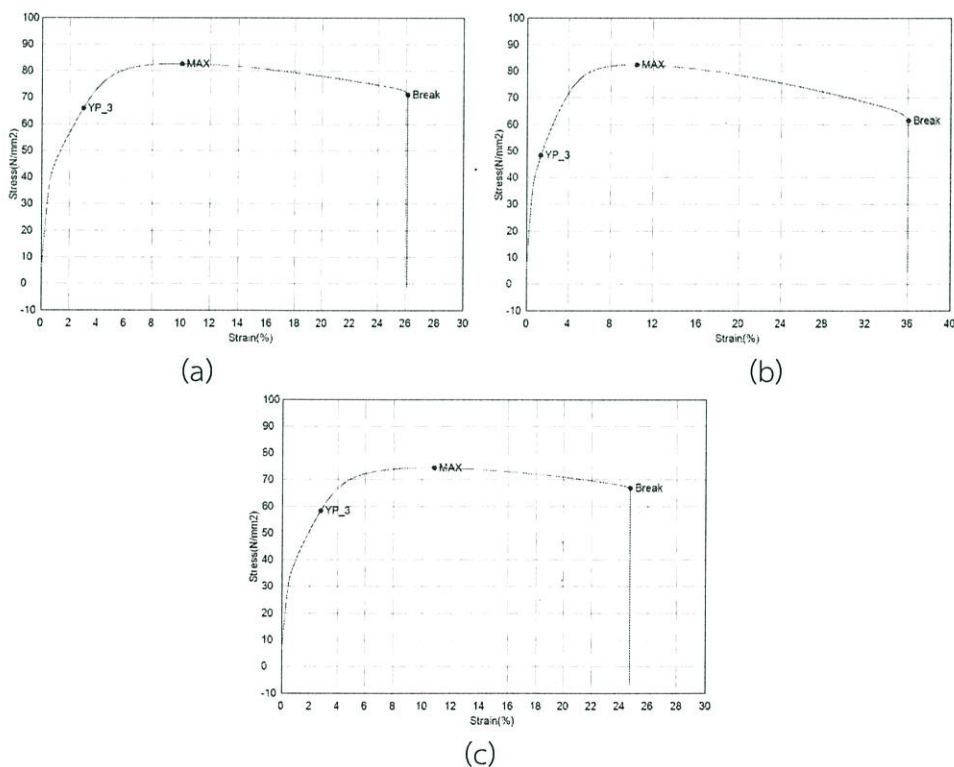
ภาพที่ ข.9 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni-0.1In (a). ชิ้นงานทดสอบที่ 1 (b). ชิ้นงานทดสอบที่ 2 และ (c). ชิ้นงานทดสอบที่ 3



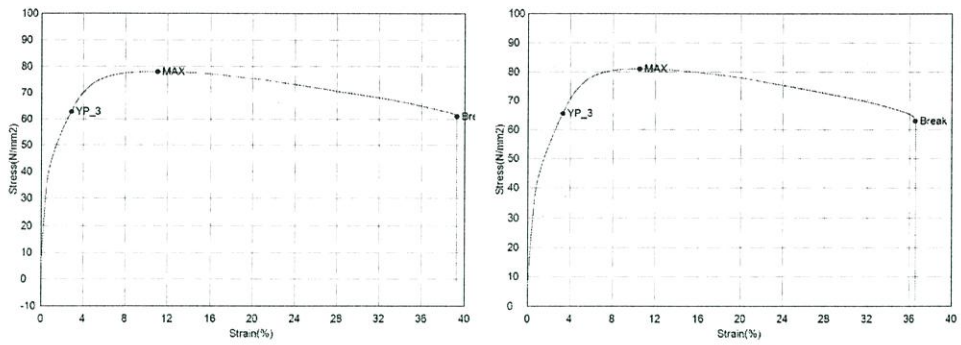
ภาพที่ ข.10 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.05In (a). ชิ้นงานทดสอบที่ 1 (b). ชิ้นงานทดสอบที่ 2 และ (c). ชิ้นงานทดสอบที่ 3



ภาพที่ ข.11 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.1In (a).ชิ้นงานทดสอบที่1 (b).ชิ้นงานทดสอบที่2 และ (c).ชิ้นงานทดสอบที่3

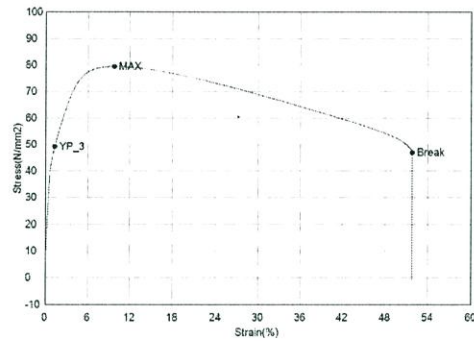


ภาพที่ ข.12 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni-0.05In (a).ชิ้นงานทดสอบที่1 (b).ชิ้นงานทดสอบที่2 และ (c).ชิ้นงานทดสอบที่3

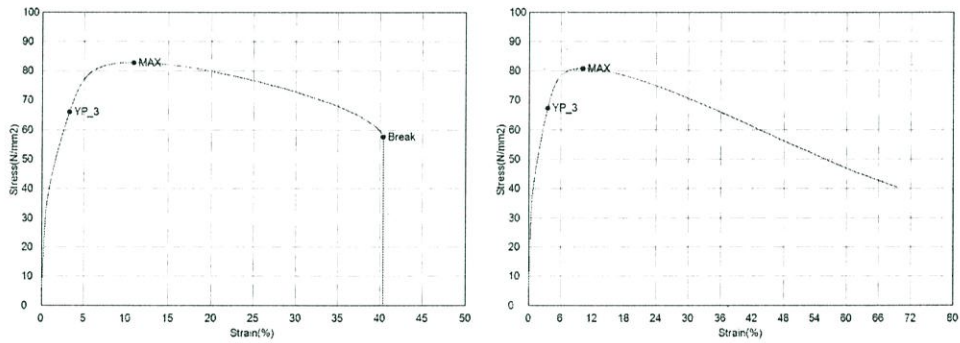


(a)

(b)

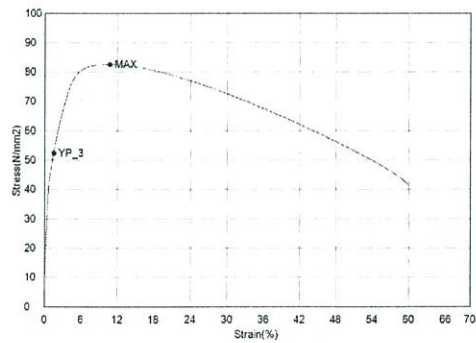


ภาพที่ ข.13 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni-0.1In (a). ชิ้นงานทดสอบที่ 1 (b). ชิ้นงานทดสอบที่ 2 และ (c). ชิ้นงานทดสอบที่ 3



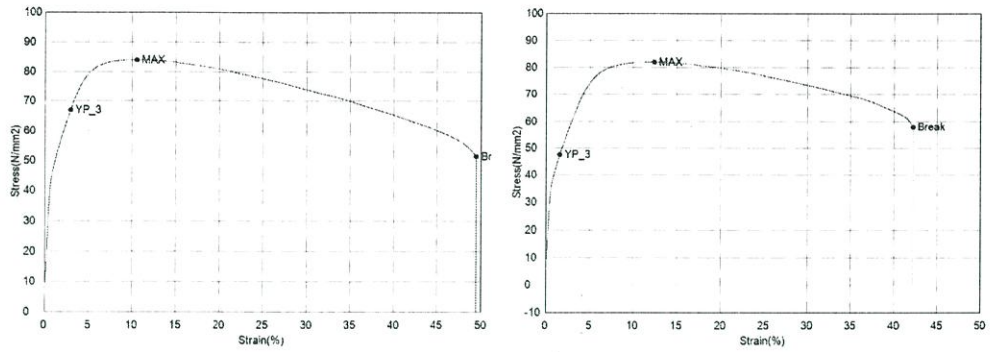
(a)

(b)



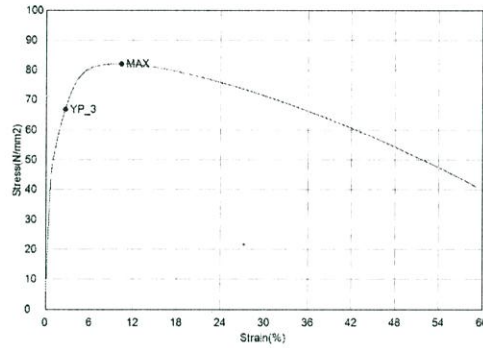
(c)

ภาพที่ ข.14 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag (a). ชิ้นงานทดสอบที่ 1 (b). ชิ้นงานทดสอบที่ 2 และ (c). ชิ้นงานทดสอบที่ 3



(a)

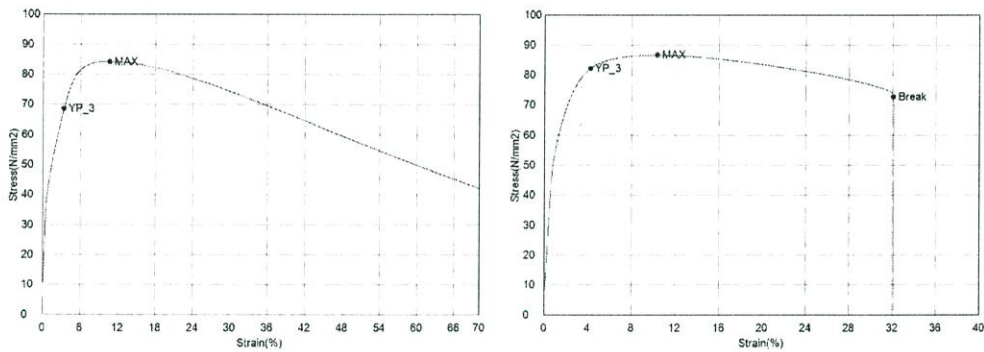
(b)



(c)

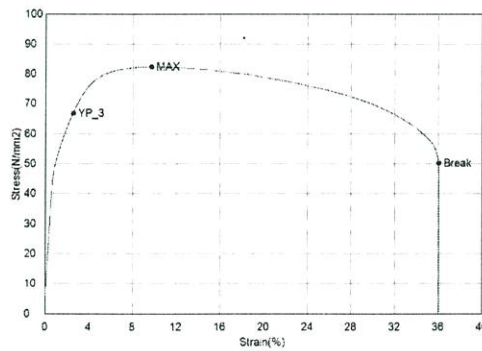
ภาพที่ ข.15 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag

(a). ชิ้นงานทดสอบที่ 1 (b). ชิ้นงานทดสอบที่ 2 และ (c). ชิ้นงานทดสอบที่ 3



(a)

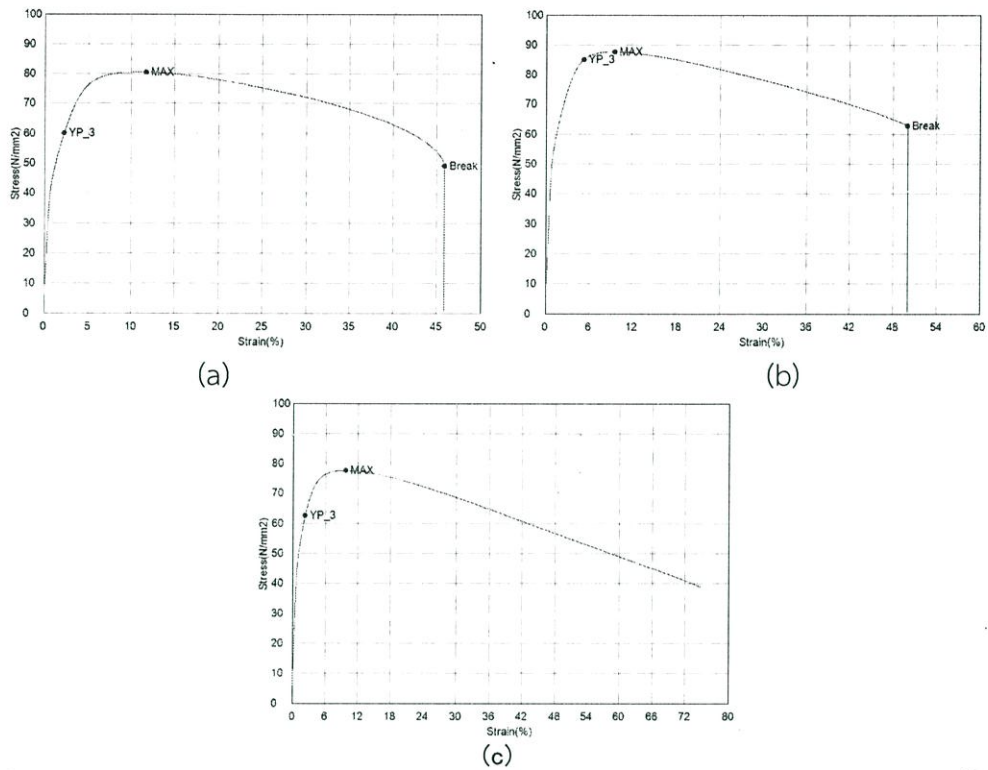
(b)



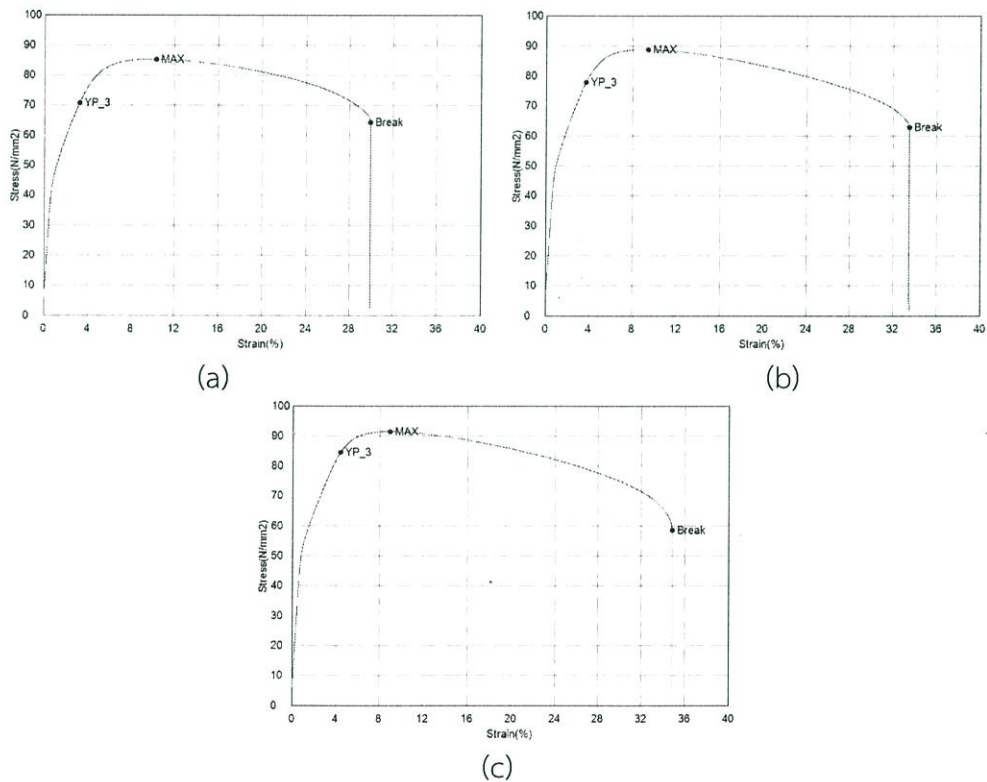
(c)

ภาพที่ ข.16 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag

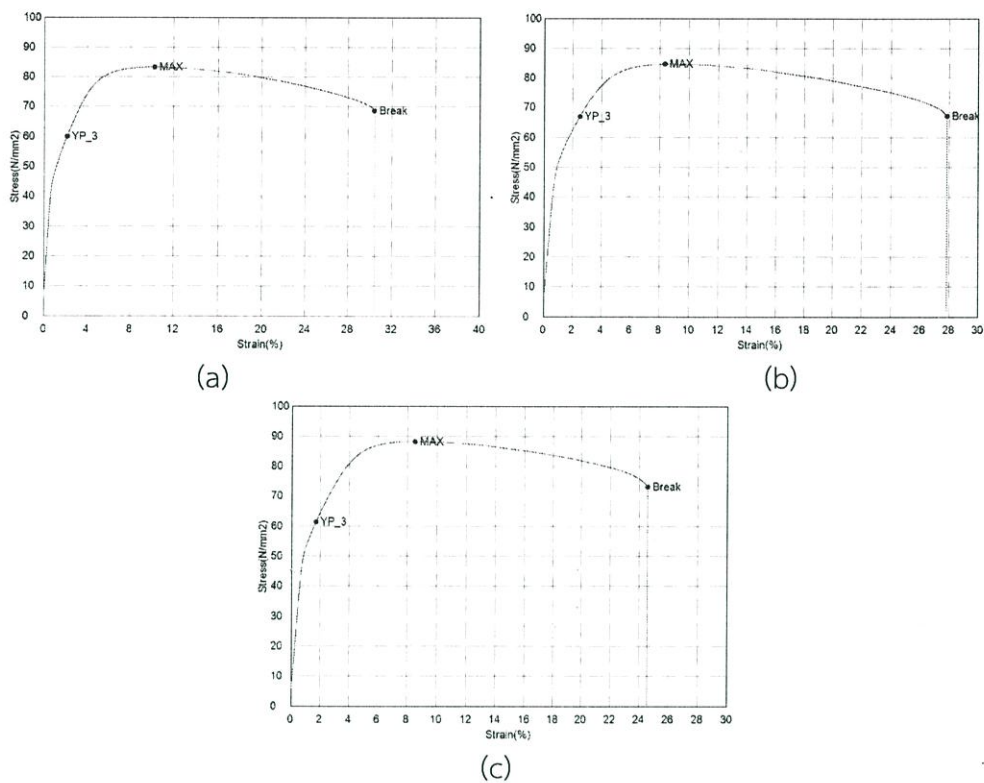
(a). ชิ้นงานทดสอบที่ 1 (b). ชิ้นงานทดสอบที่ 2 และ (c). ชิ้นงานทดสอบที่ 3



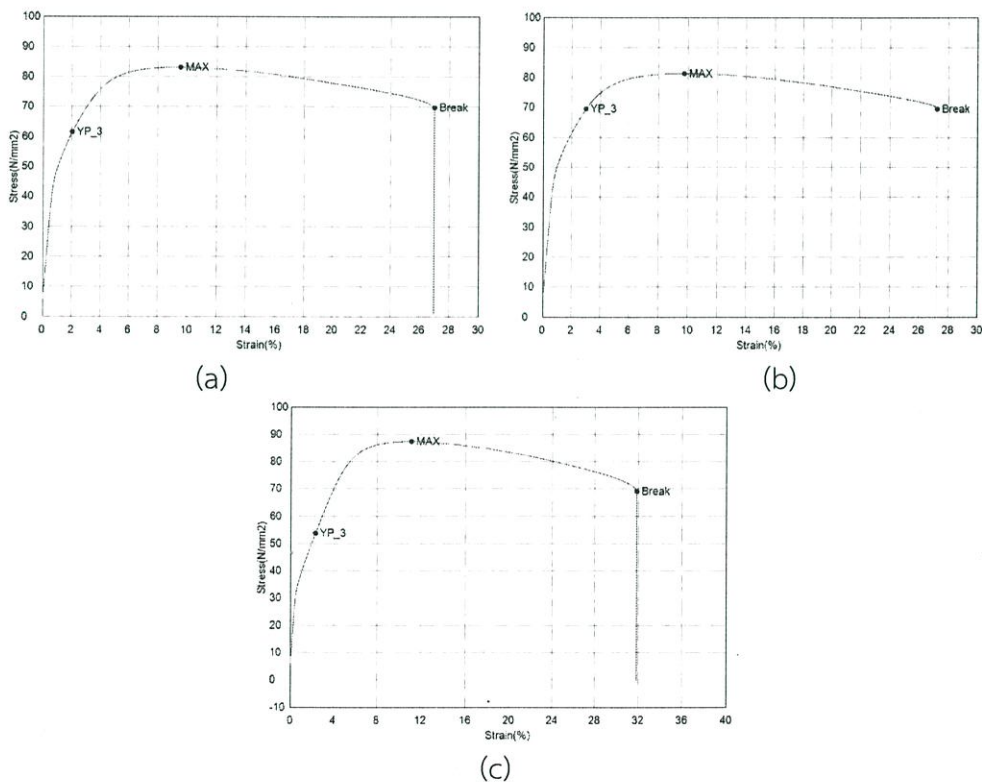
ภาพที่ ข.17 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag (a) ชิ้นงานทดสอบที่ 1 (b) ชิ้นงานทดสอบที่ 2 และ (c) ชิ้นงานทดสอบที่ 3



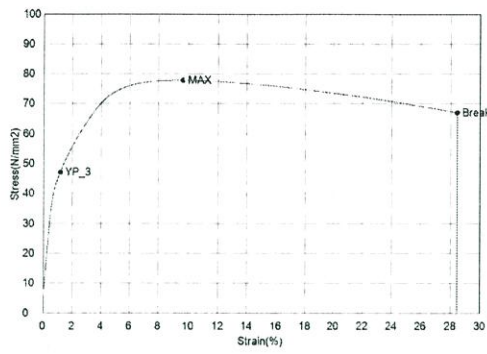
ภาพที่ ข.18 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag (a) ชิ้นงานทดสอบที่ 1 (b) ชิ้นงานทดสอบที่ 2 และ (c) ชิ้นงานทดสอบที่ 3



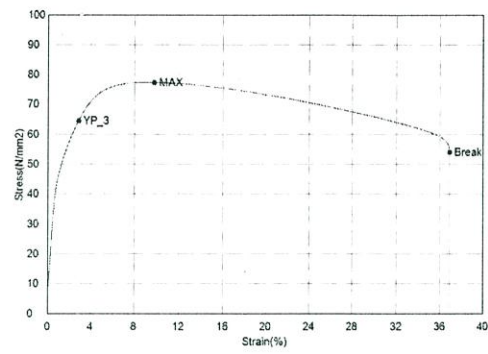
ภาพที่ ข.19 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag (a). ชิ้นงานทดสอบที่ 1 (b). ชิ้นงานทดสอบที่ 2 และ (c). ชิ้นงานทดสอบที่ 3



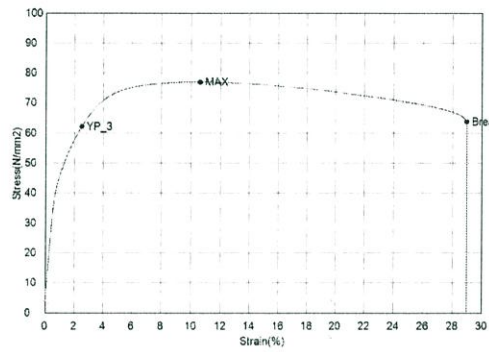
ภาพที่ ข.20 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag (a). ชิ้นงานทดสอบที่ 1 (b). ชิ้นงานทดสอบที่ 2 และ (c). ชิ้นงานทดสอบที่ 3



(a)



(b)

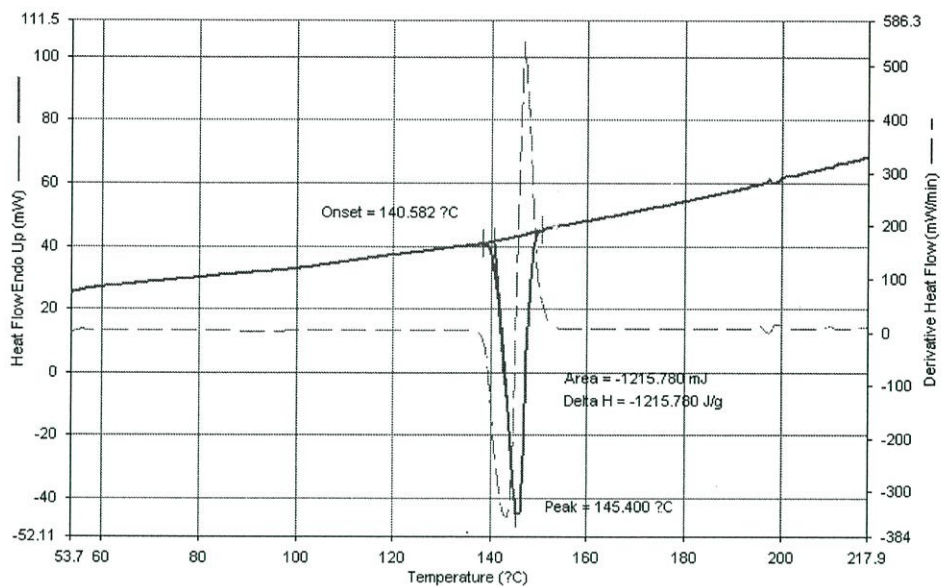


(c)

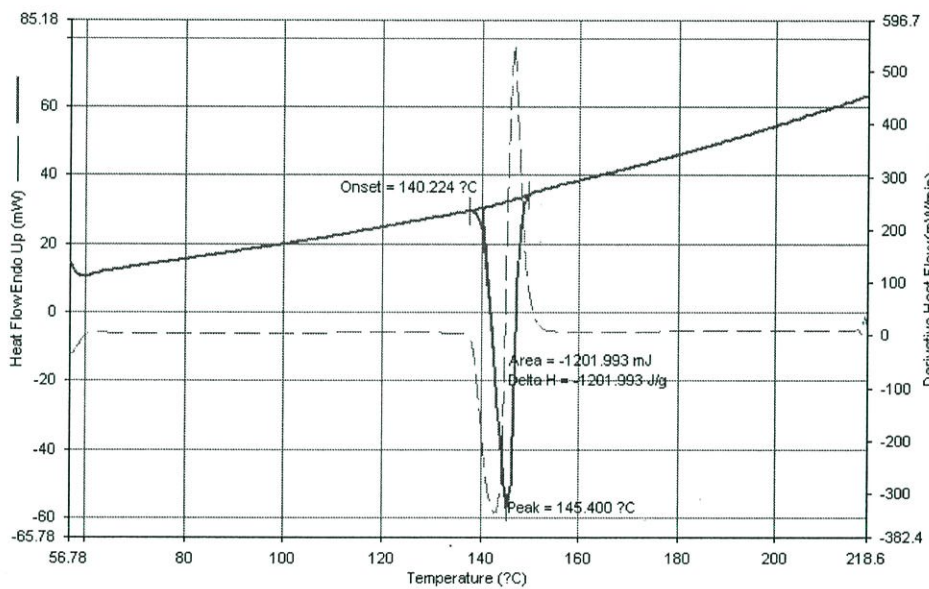
ภาพที่ ข.21 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag (a). ชิ้นงานทดสอบที่ 1 (b). ชิ้นงานทดสอบที่ 2 และ (c). ชิ้นงานทดสอบที่ 3

ภาคผนวก ค.

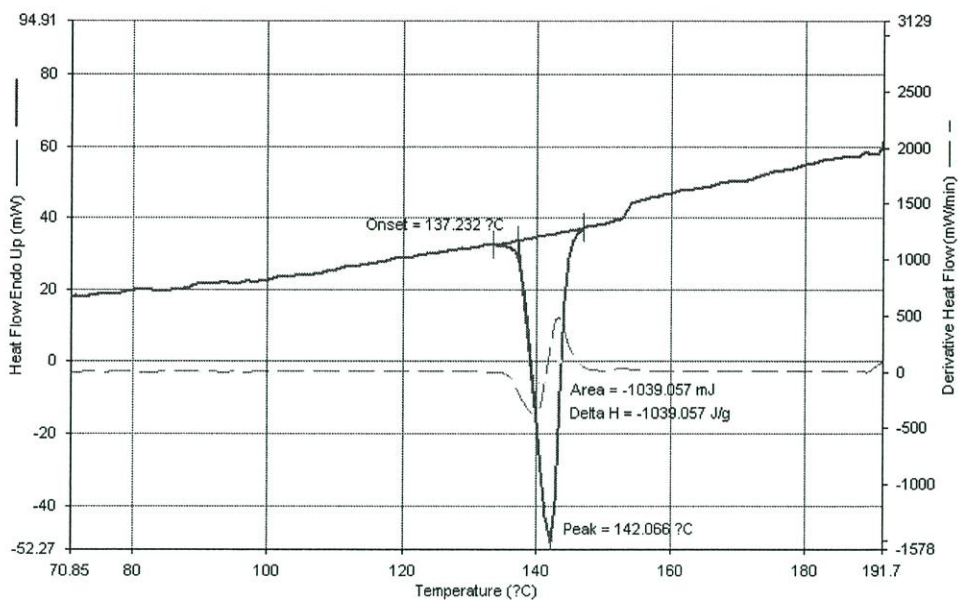
ผลการวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดโดยเครื่อง  
Differential scanning calorimeter (DSC)



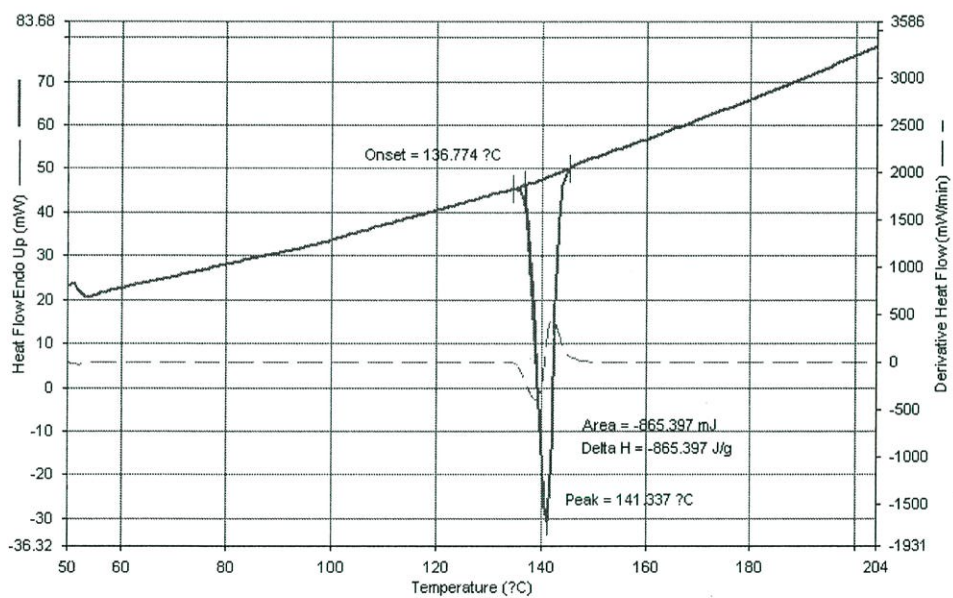
ภาพที่ ค.1 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi



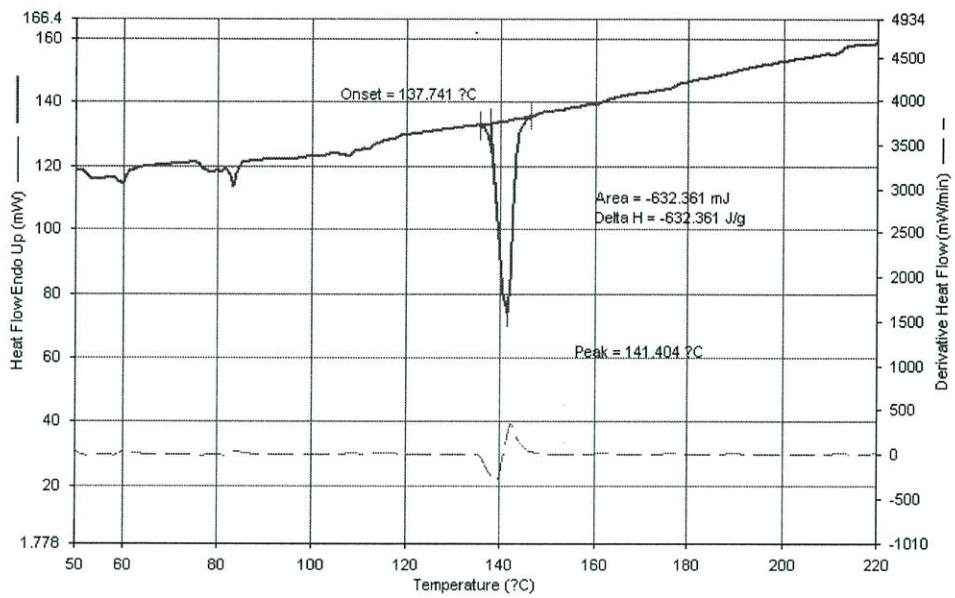
ภาพที่ ค.2 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni



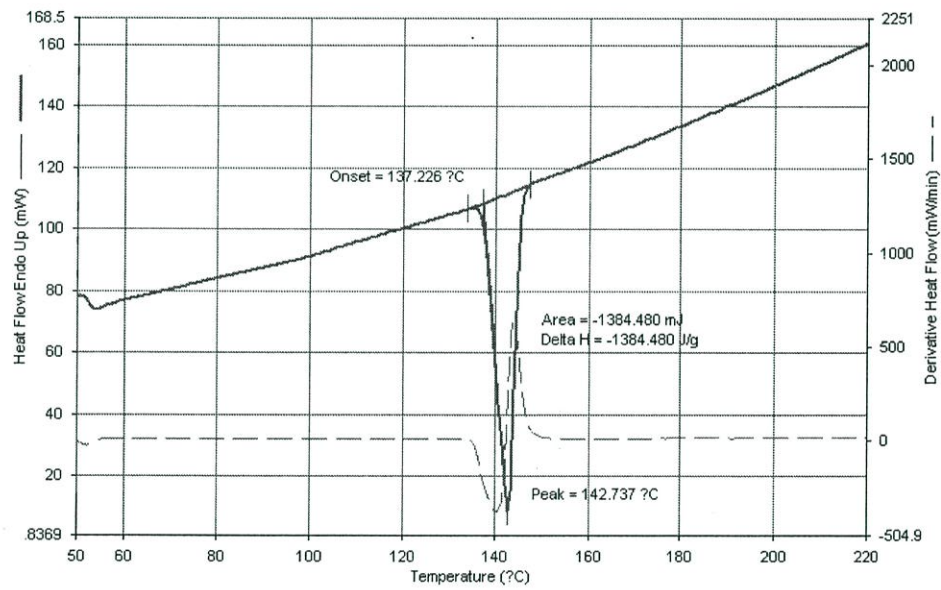
ภาพที่ ค.3 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni



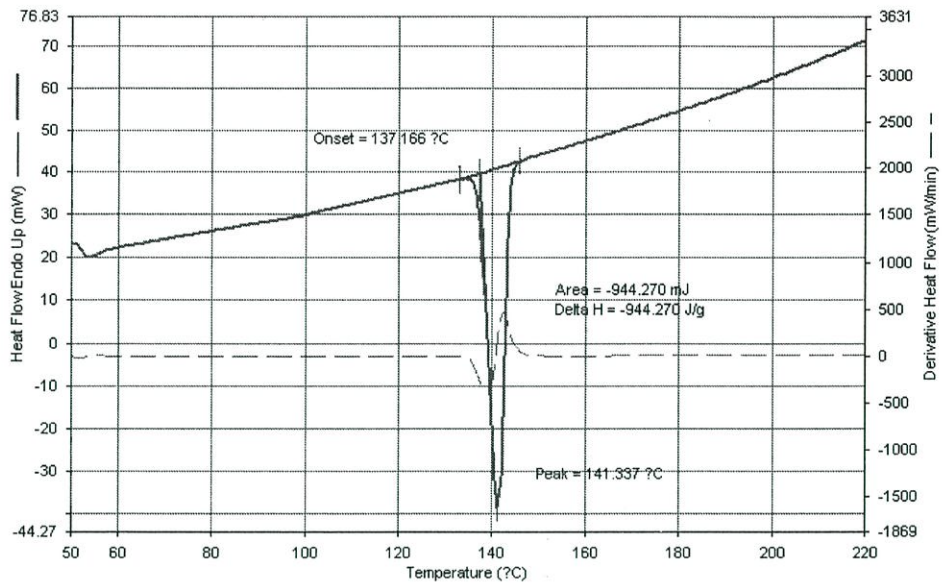
ภาพที่ ค.4 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni



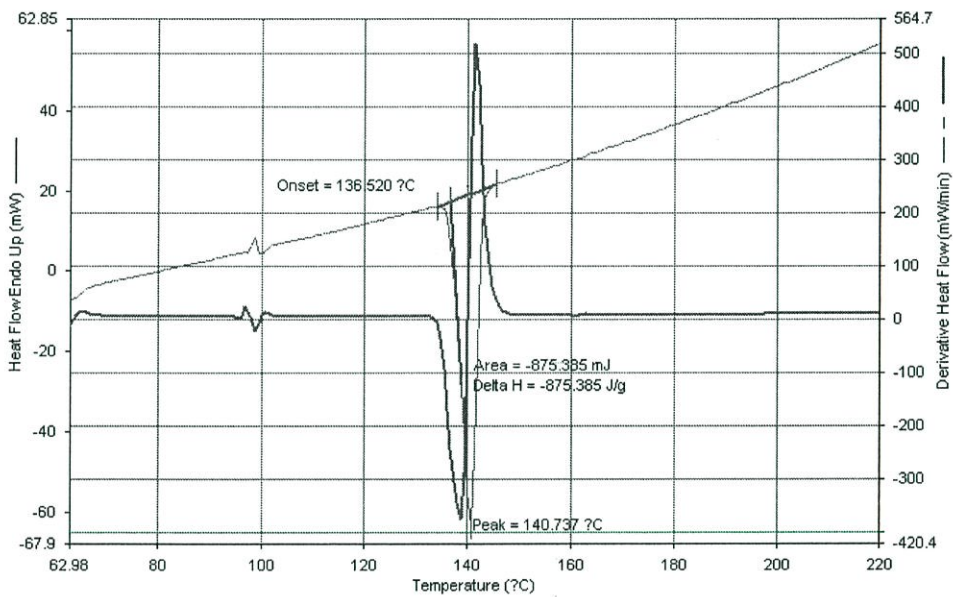
ภาพที่ ค.5 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni



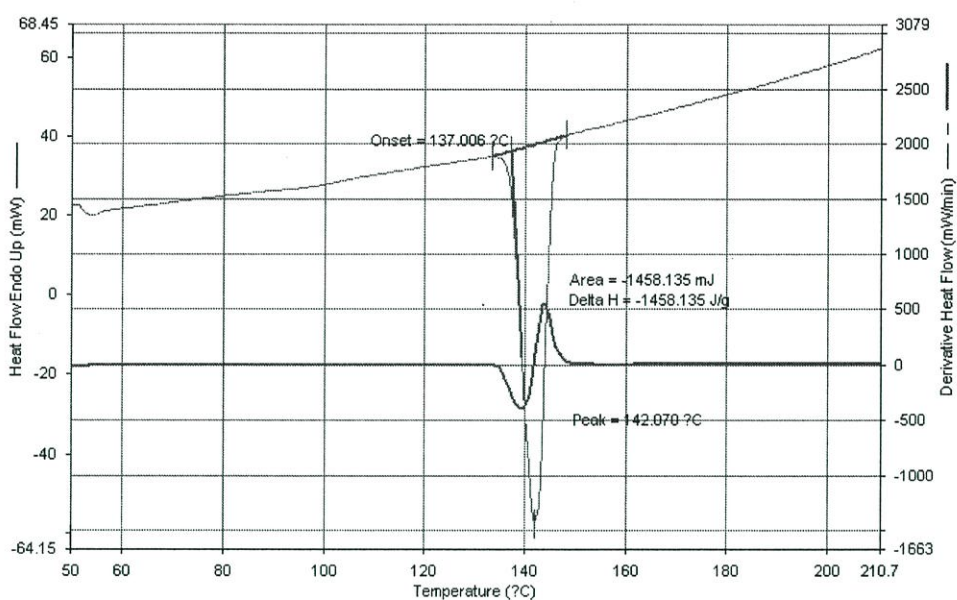
ภาพที่ ค.6 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni-0.05In



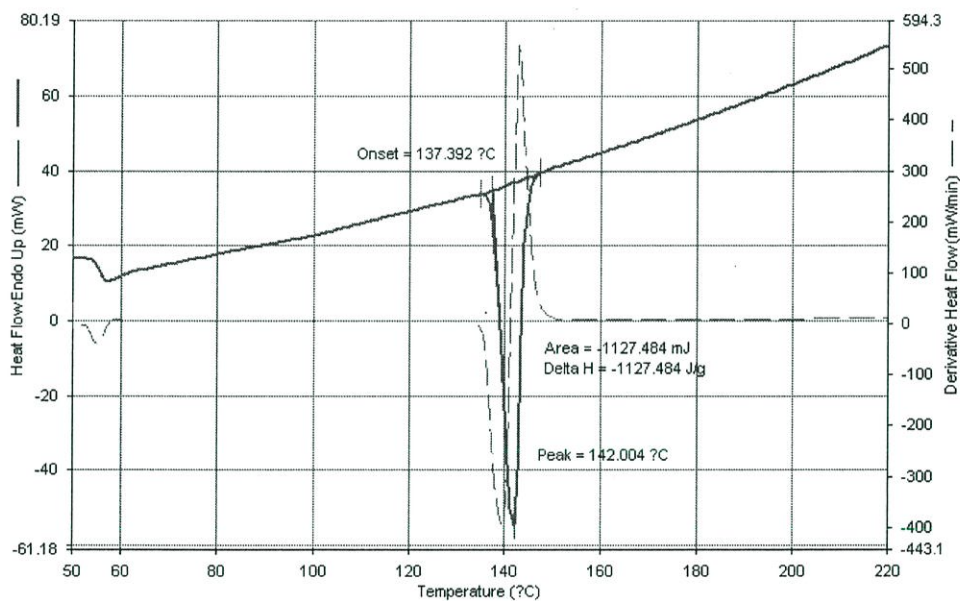
ภาพที่ ค.7 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni-0.1In



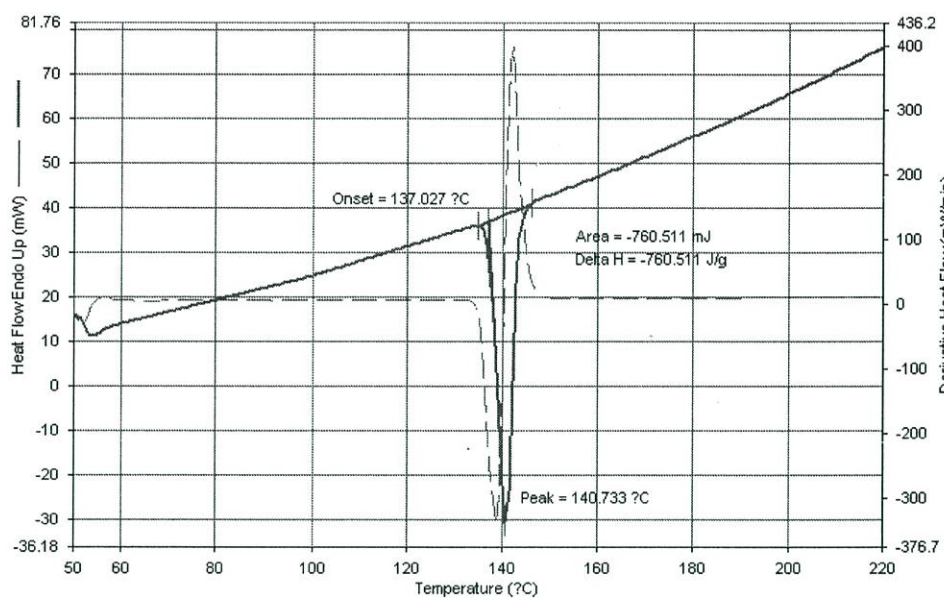
ภาพที่ ค.8 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni-0.05In



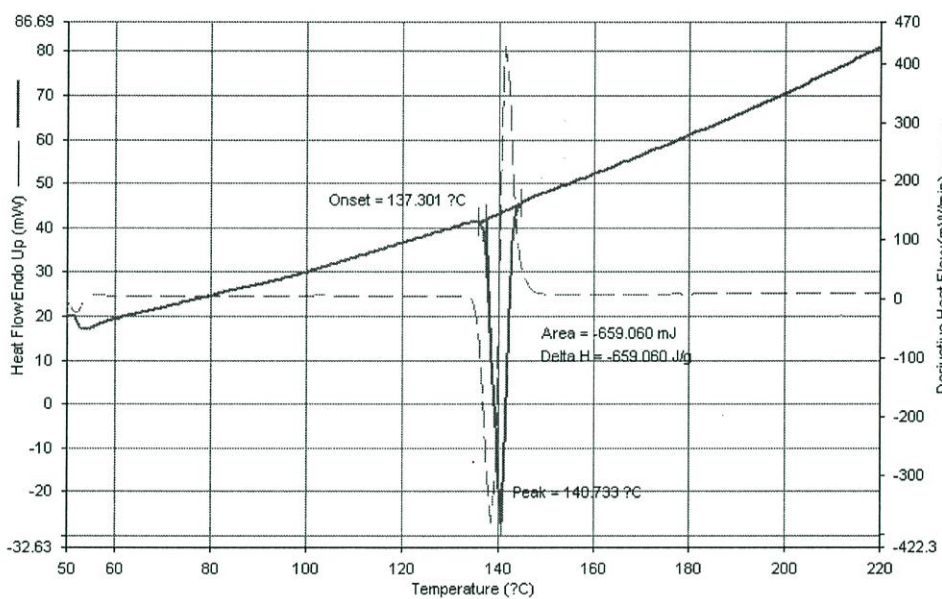
ภาพที่ ค.9 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni-0.1In



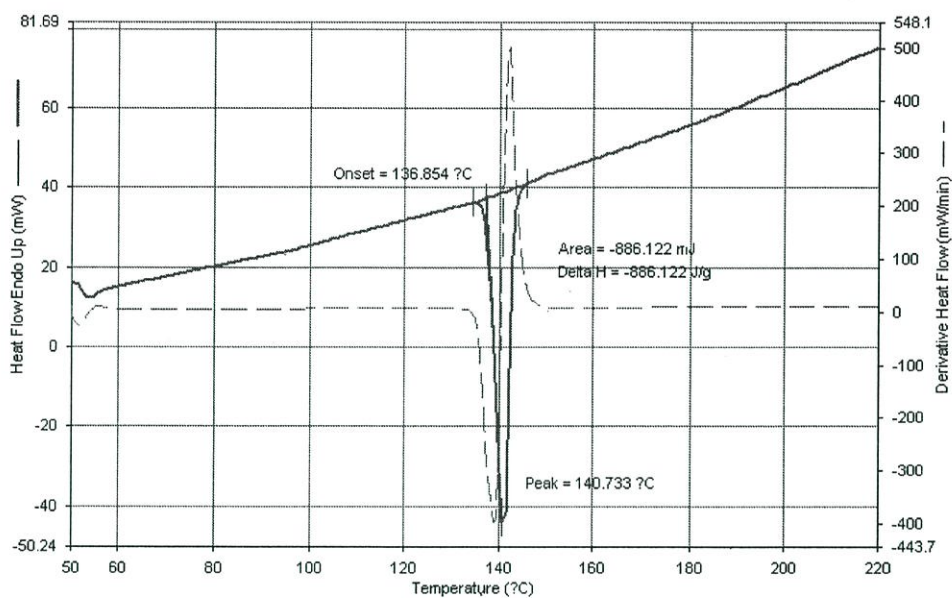
ภาพที่ ค.10 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.05In



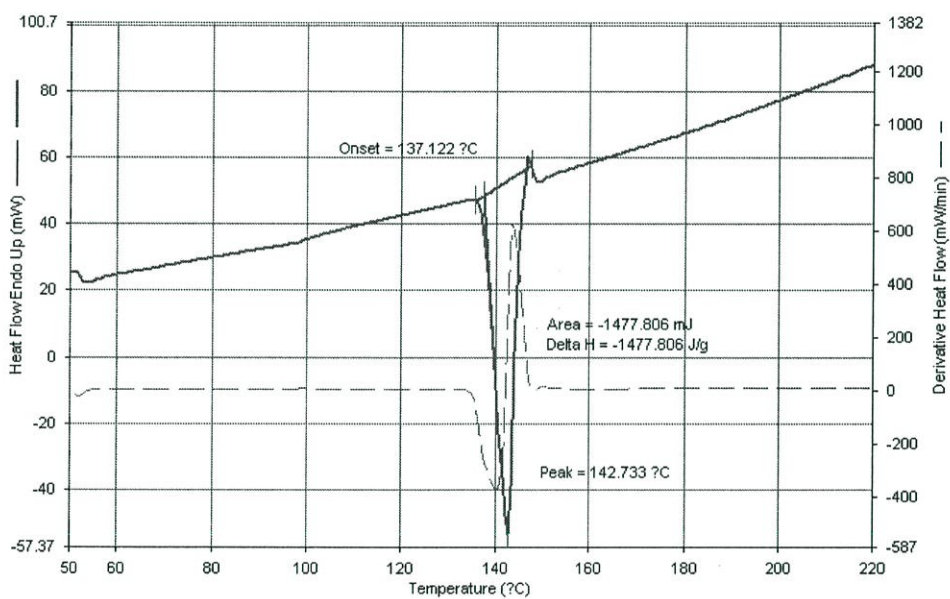
ภาพที่ ค.11 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.1In



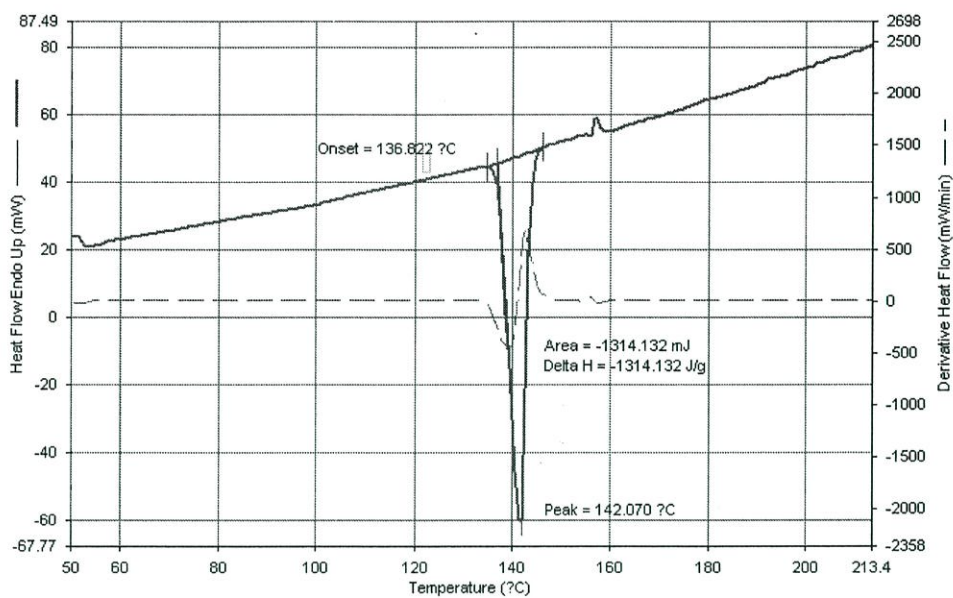
ภาพที่ ค.12 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni-0.05In



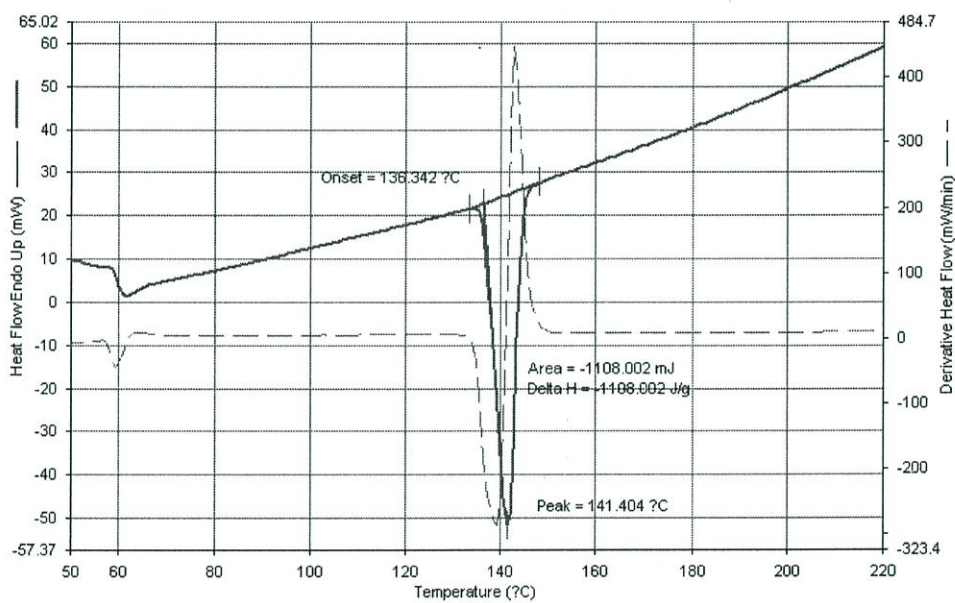
ภาพที่ ค.13 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni-0.1In



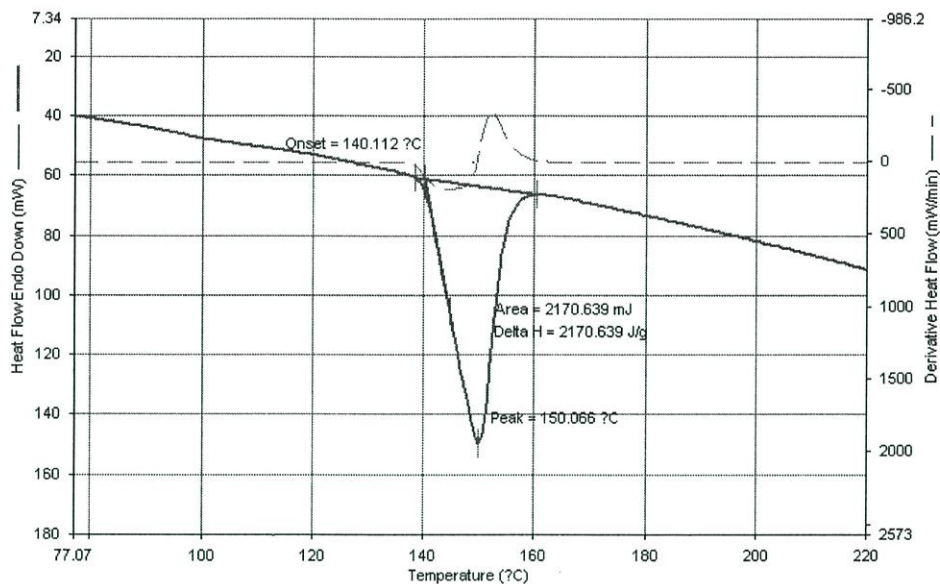
ภาพที่ ค.14 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag



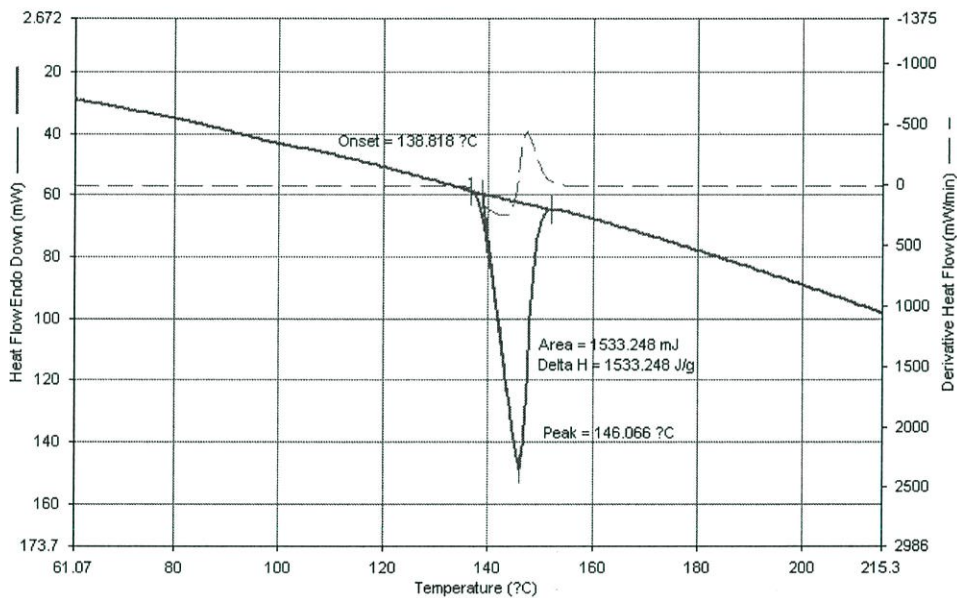
ภาพที่ ค.15 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag



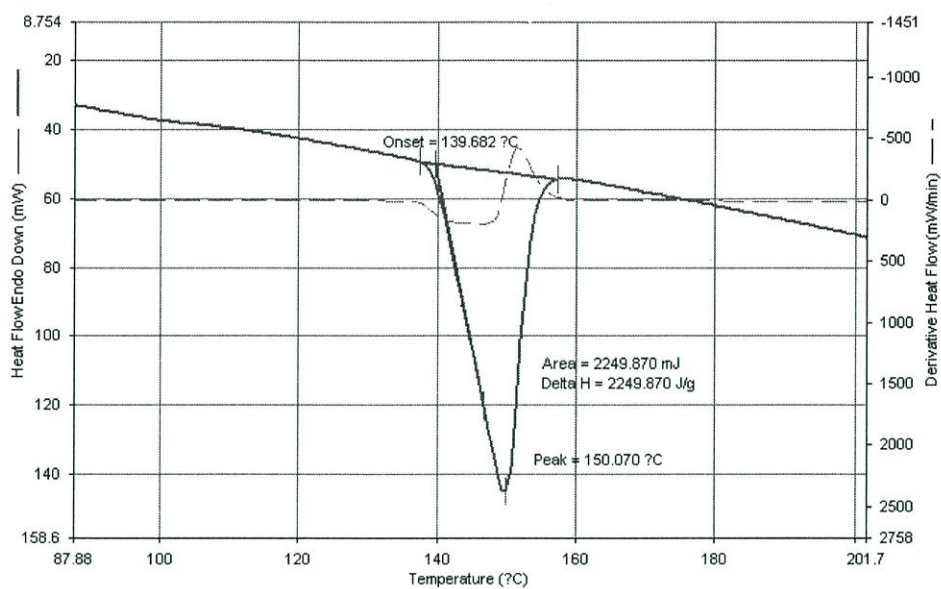
ภาพที่ ค.16 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag



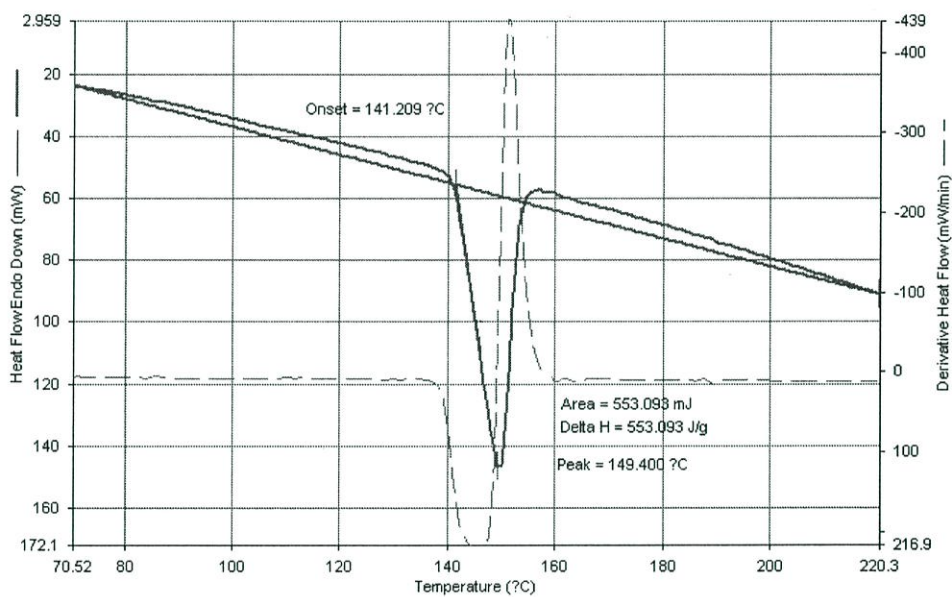
ภาพที่ ค.17 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag



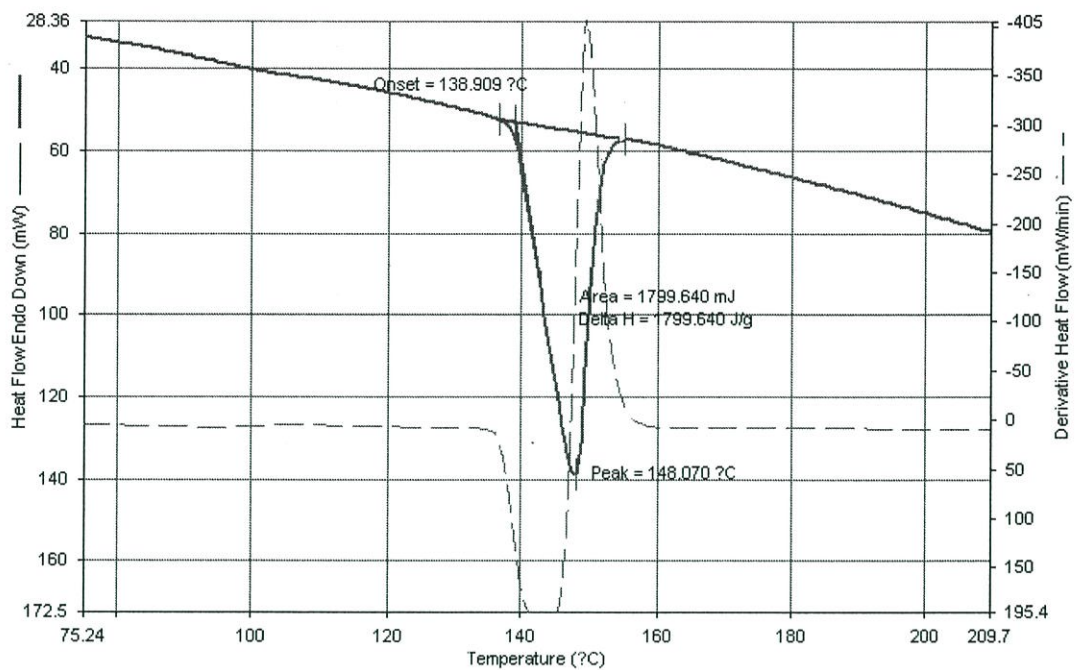
ภาพที่ ค.18 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag



ภาพที่ ค.19 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag



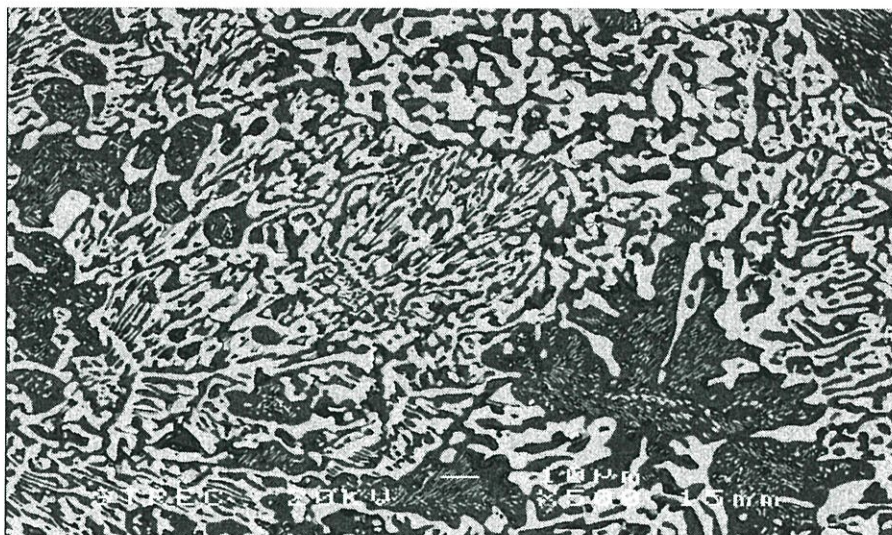
ภาพที่ ค.20 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag



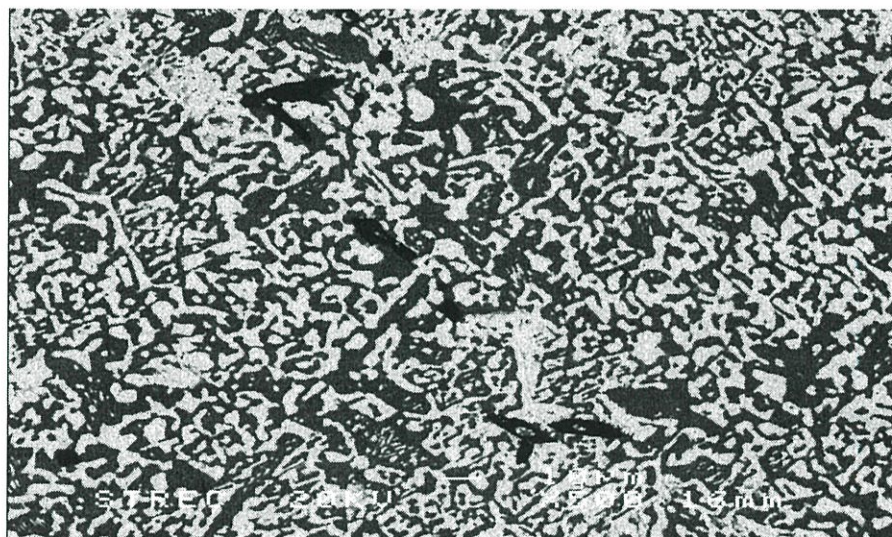
ภาพที่ ค.21 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag

### ภาคผนวก ง.

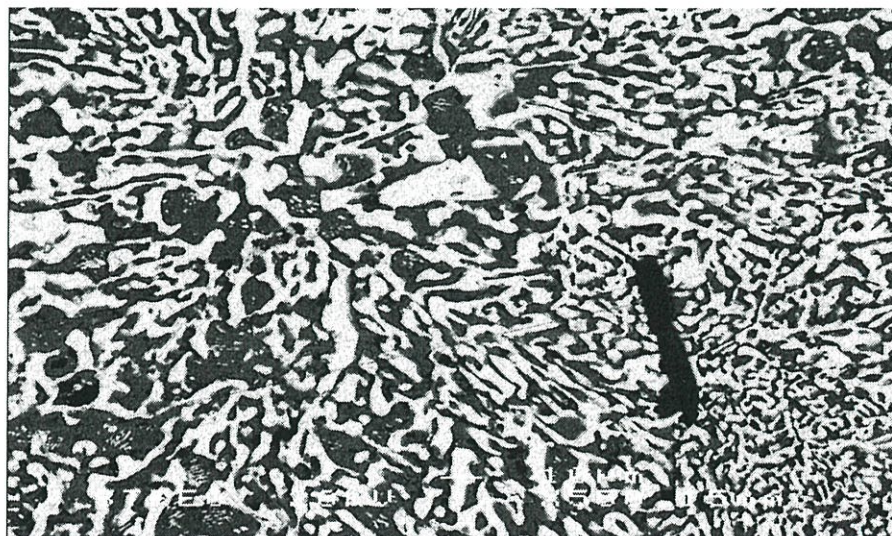
โครงสร้างจุลภาคจากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด Scanning electron microscope หรือ SEM ที่กำลังขยาย 500 และ 2,000 เท่า



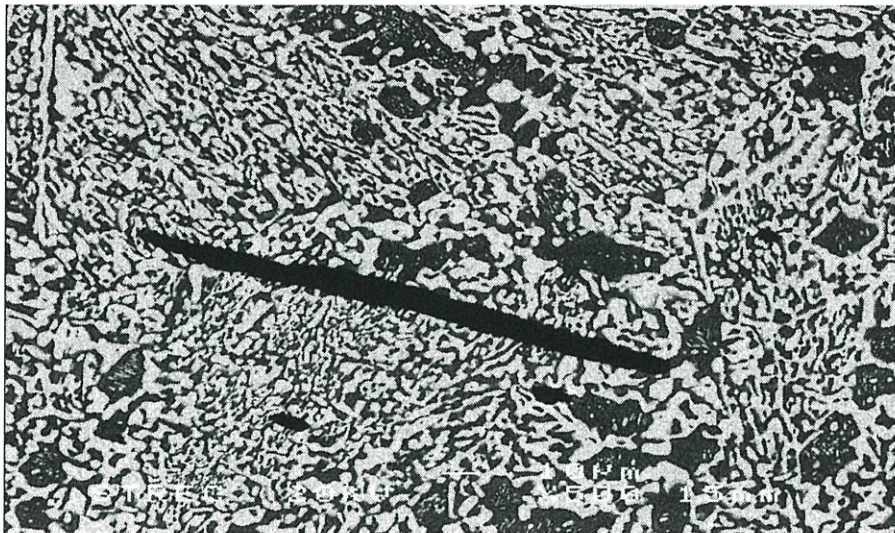
ภาพที่ ง.1 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi ที่กำลังขยาย 500 เท่า



ภาพที่ ง.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni ที่กำลังขยาย 500 เท่า



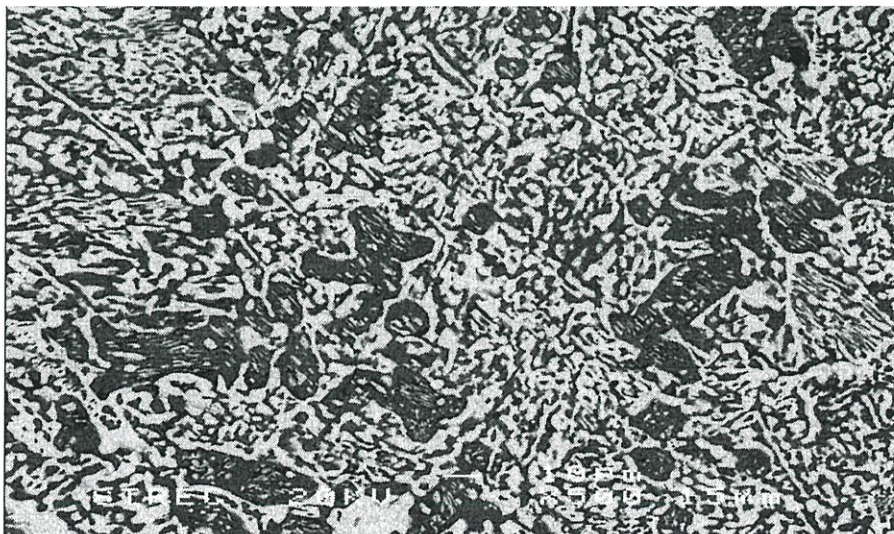
ภาพที่ ง.3 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni ที่กำลังขยาย 500 เท่า



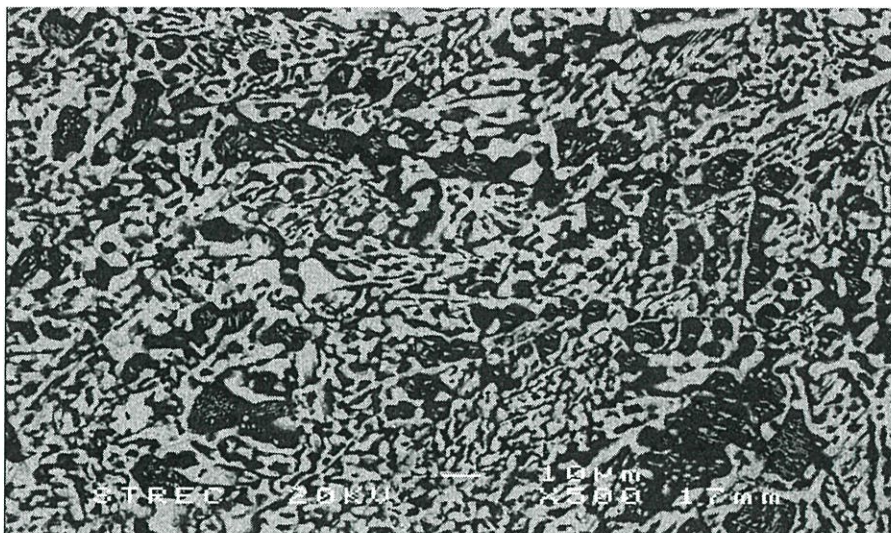
ภาพที่ ง.4 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni ที่กำลังขยาย 500 เท่า



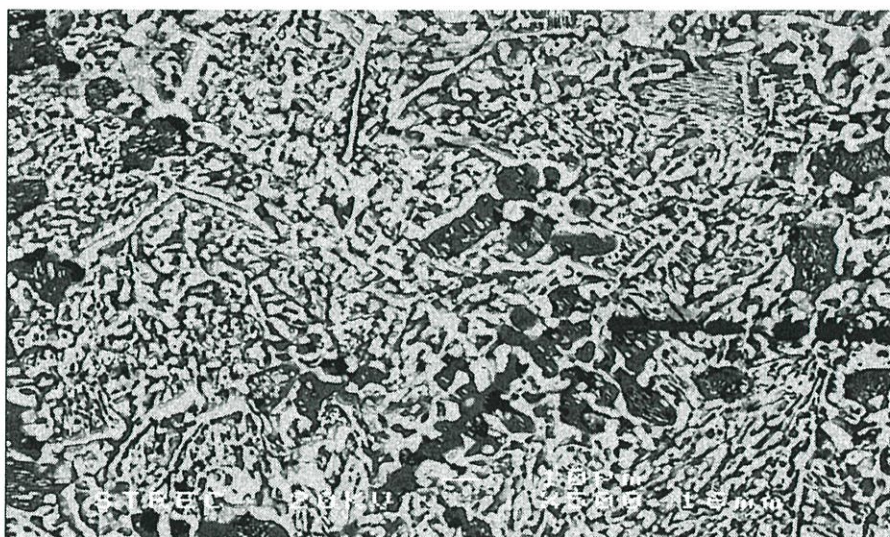
ภาพที่ ง.5 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni ที่กำลังขยาย 500 เท่า



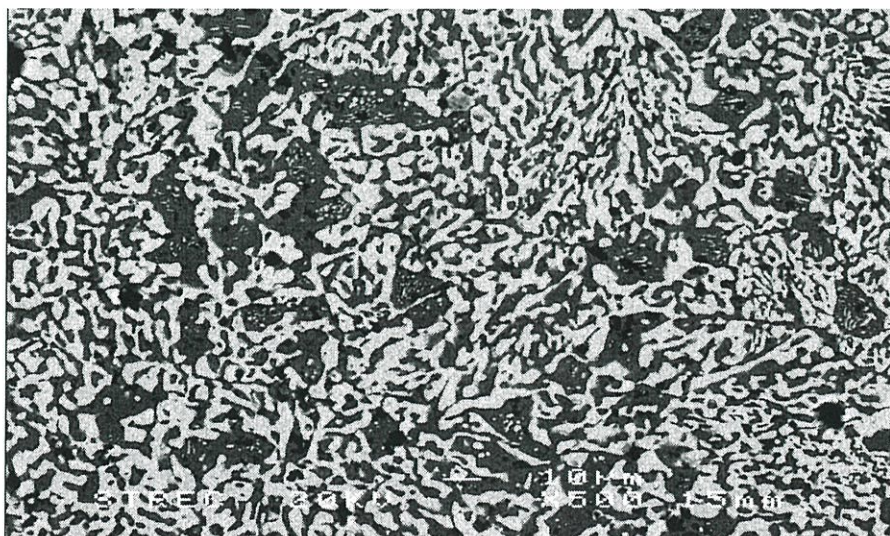
ภาพที่ ง.6 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.05In ที่กำลังขยาย 500 เท่า



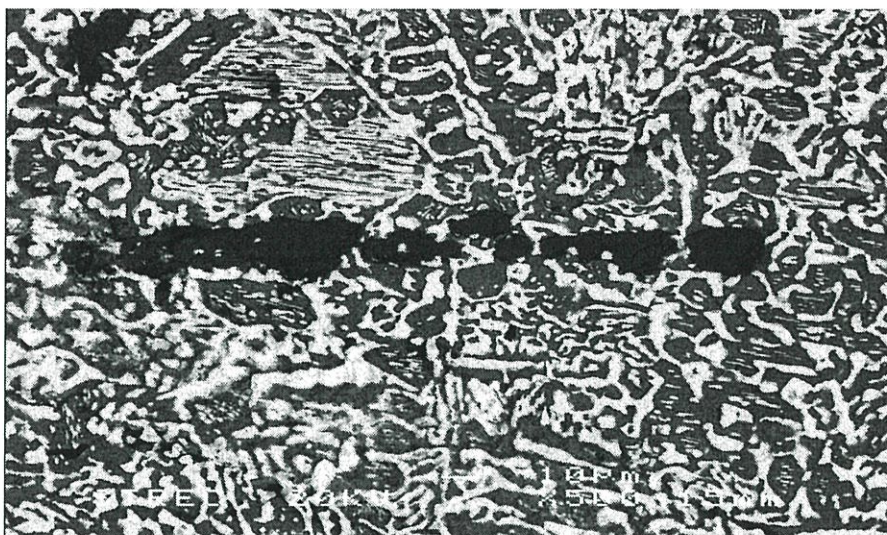
ภาพที่ ง.7 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.1In ที่กำลังขยาย 500 เท่า



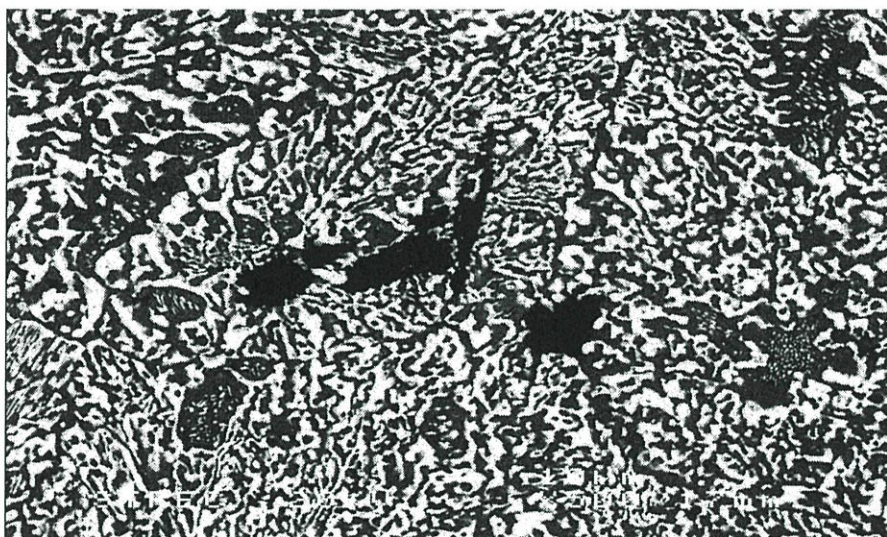
ภาพที่ ง.8 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.05In ที่กำลังขยาย 500 เท่า



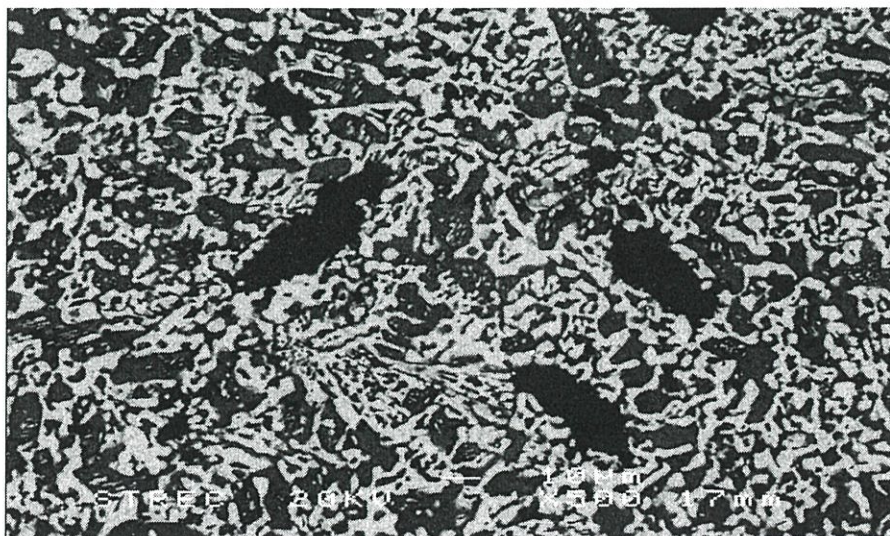
ภาพที่ ง.9 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.1In ที่กำลังขยาย 500 เท่า



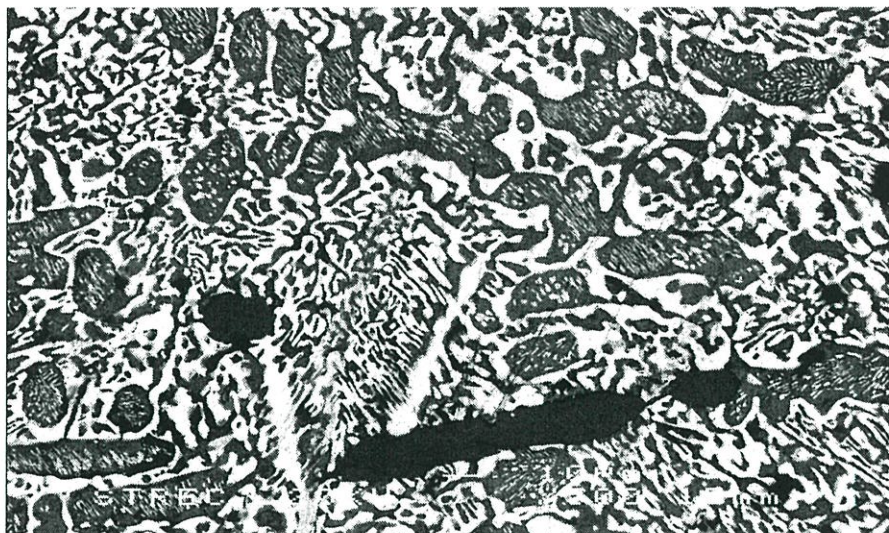
ภาพที่ ง.10 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.05In ที่กำลังขยาย 500 เท่า



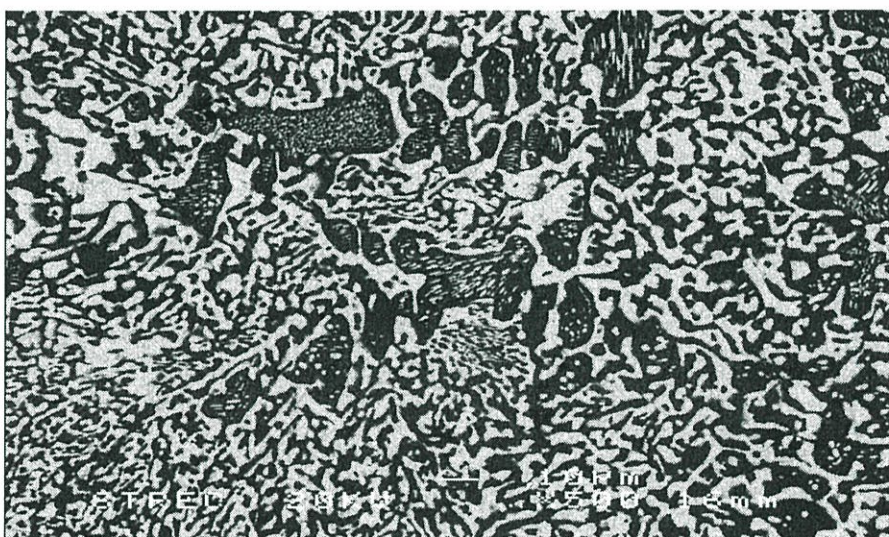
ภาพที่ ง.11 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.1In ที่กำลังขยาย 500 เท่า



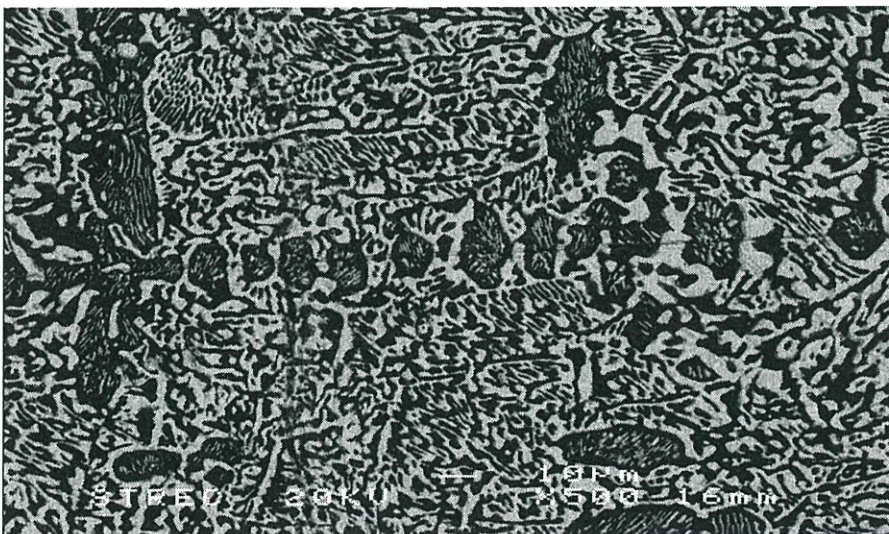
ภาพที่ ง.12 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.05In ที่กำลังขยาย 500 เท่า



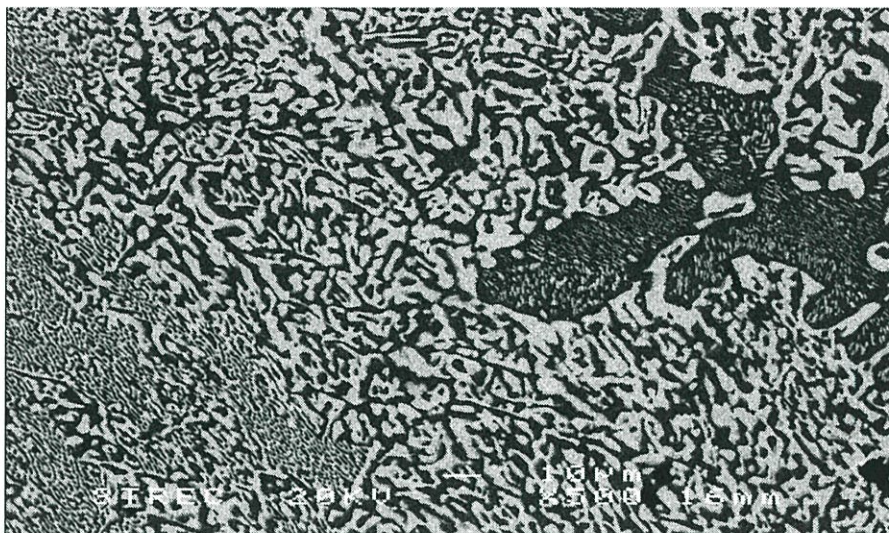
ภาพที่ ง.13 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.1In ที่กำลังขยาย 500 เท่า



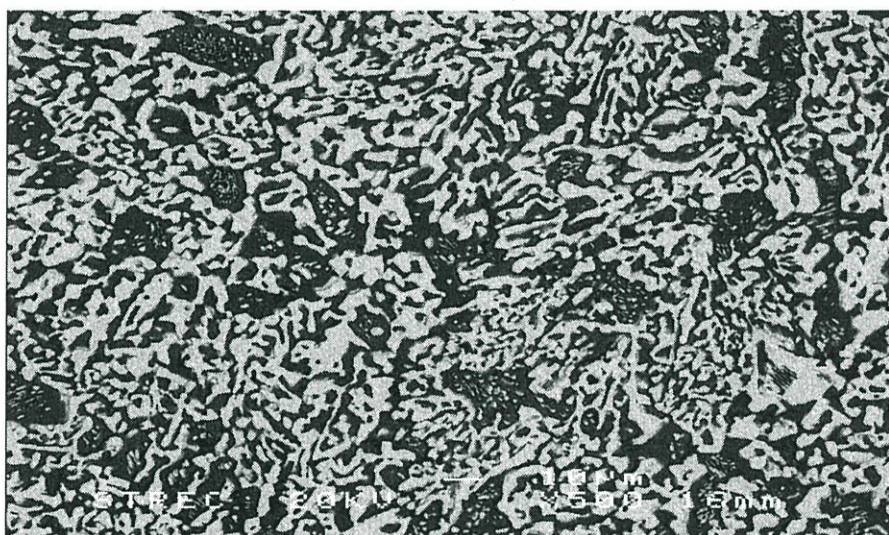
ภาพที่ ง.14 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag ที่กำลังขยาย 500 เท่า



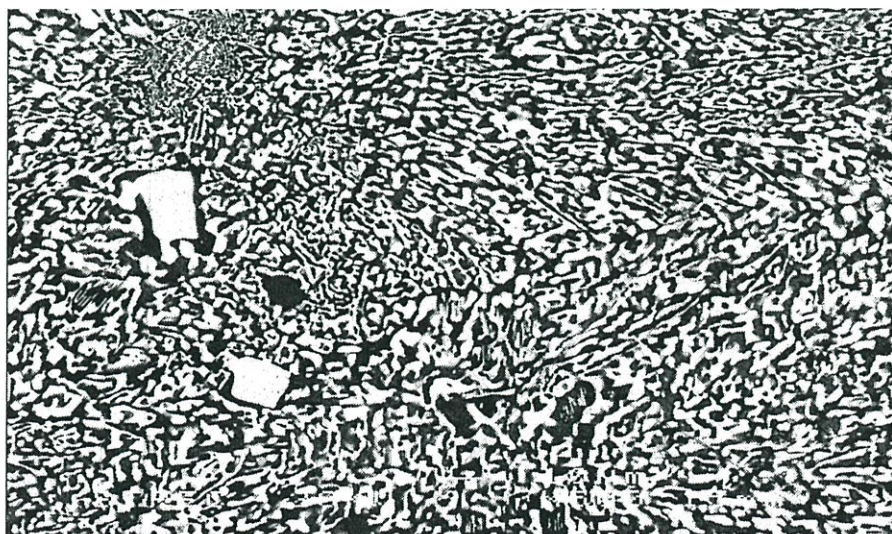
ภาพที่ ง.15 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag ที่กำลังขยาย 500 เท่า



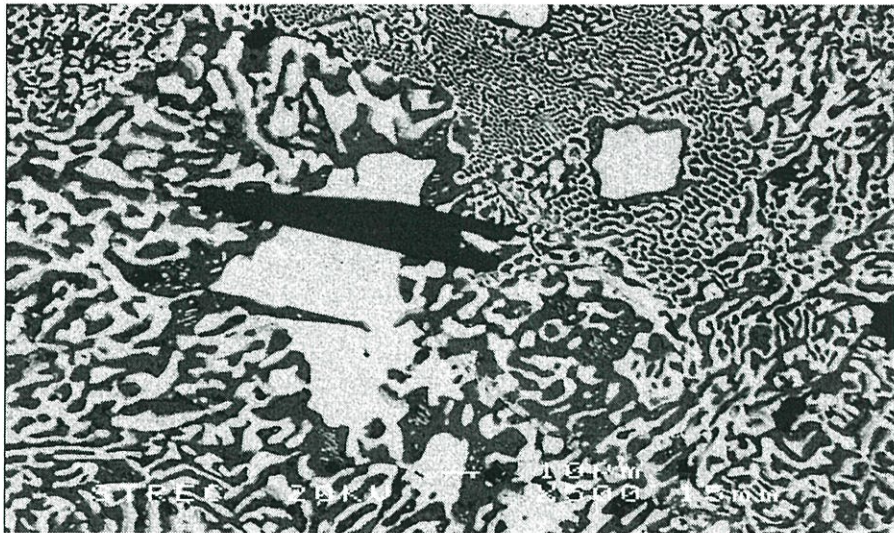
ภาพที่ ง.16 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag ที่กำลังขยาย 500 เท่า



ภาพที่ ง.17 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag ที่กำลังขยาย 500 เท่า



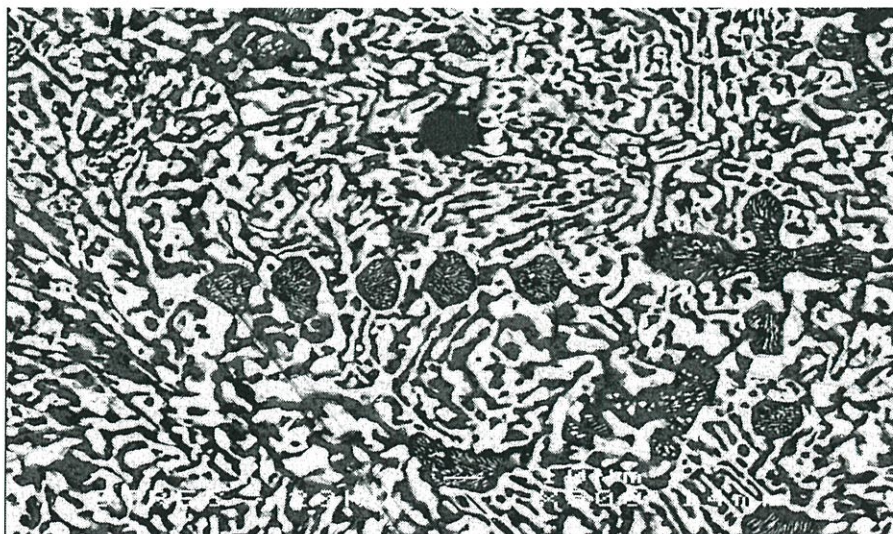
ภาพที่ ง.18 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag ที่กำลังขยาย 500 เท่า



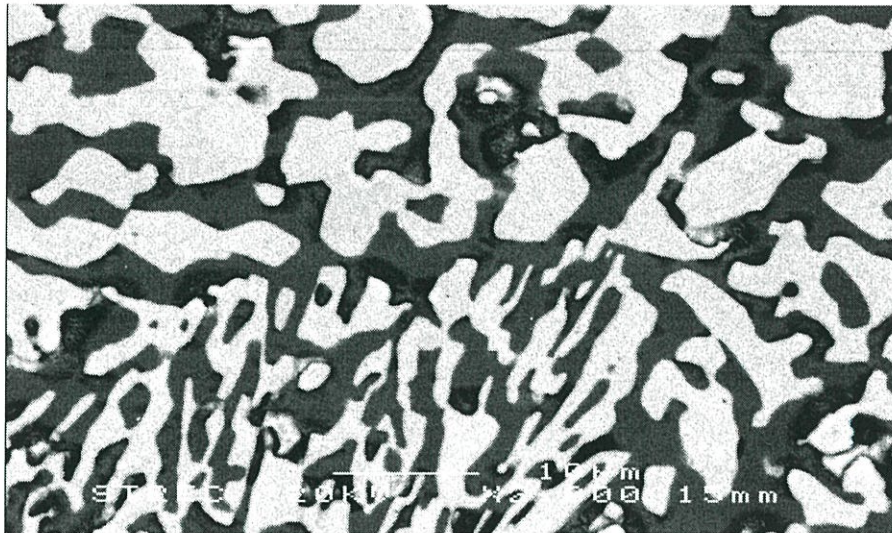
ภาพที่ ง.19 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag ที่กำลังขยาย 500 เท่า



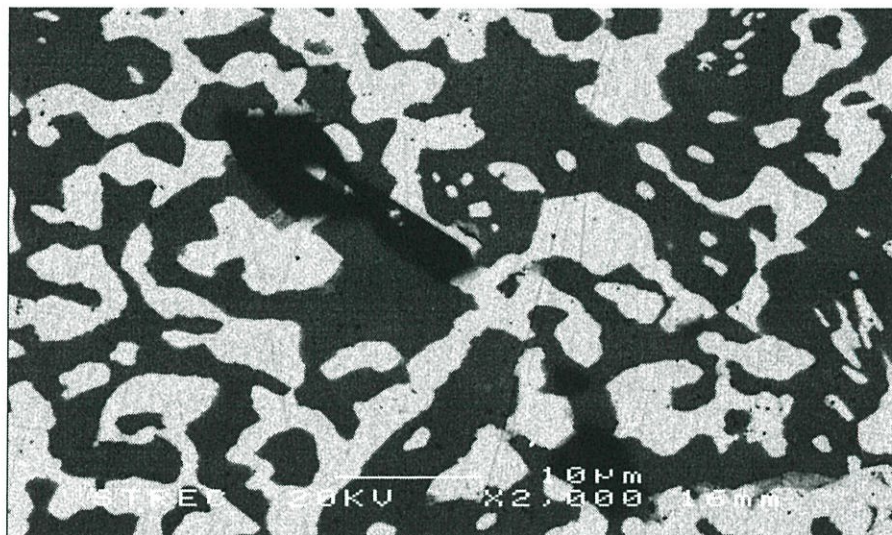
ภาพที่ ง.20 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag ที่กำลังขยาย 500 เท่า



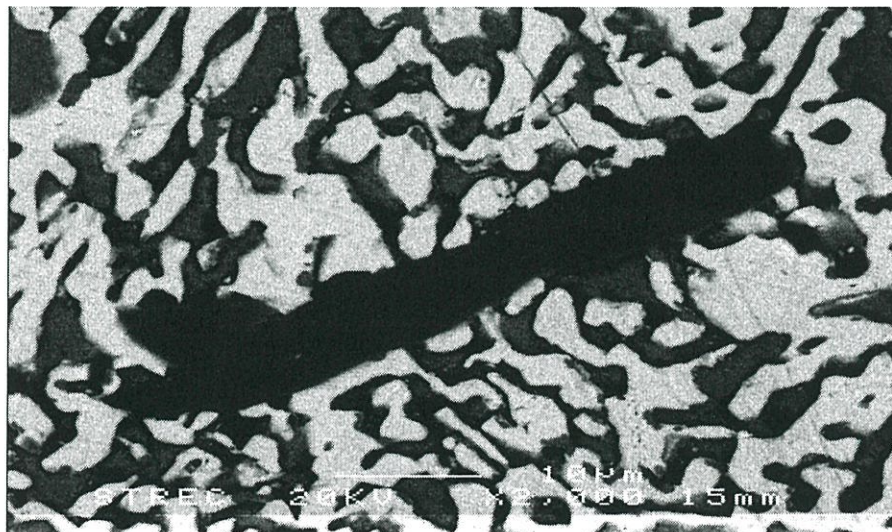
ภาพที่ ง.21 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag ที่กำลังขยาย 500 เท่า



ภาพที่ ง.22 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



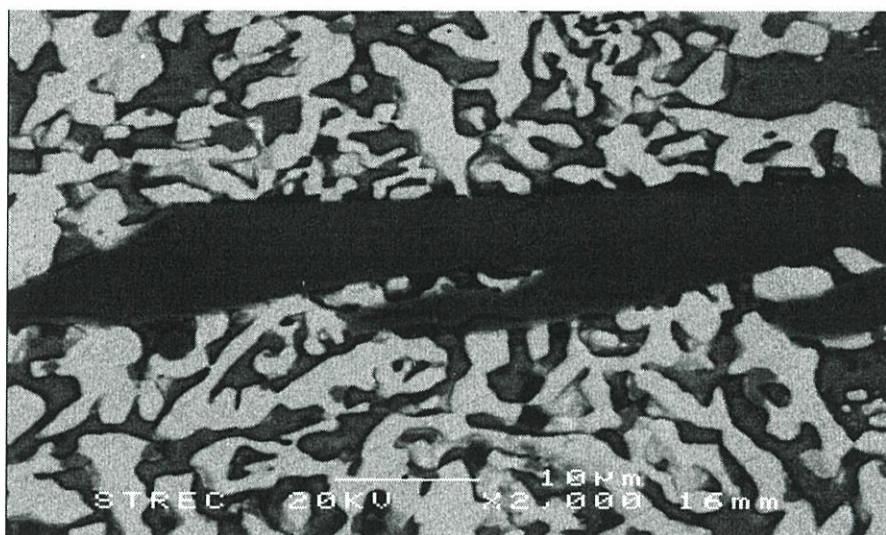
ภาพที่ ง.23 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



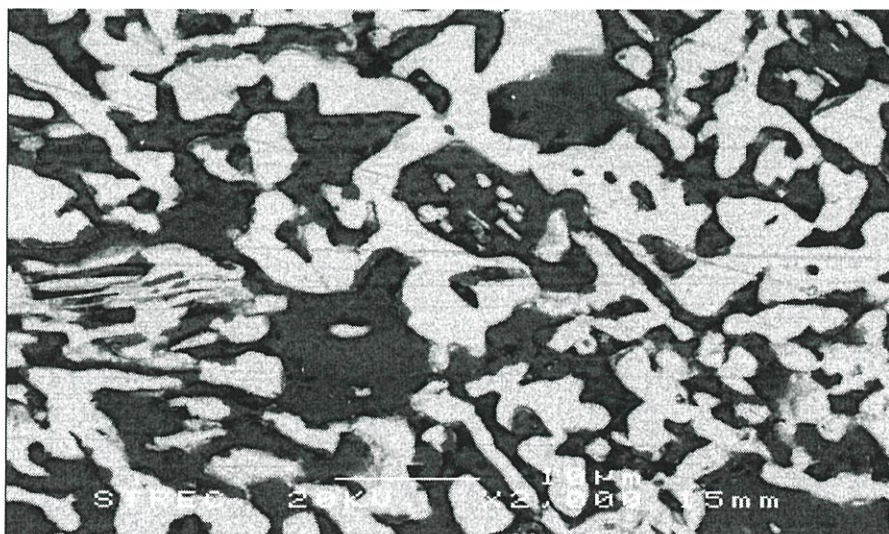
ภาพที่ ง.24 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



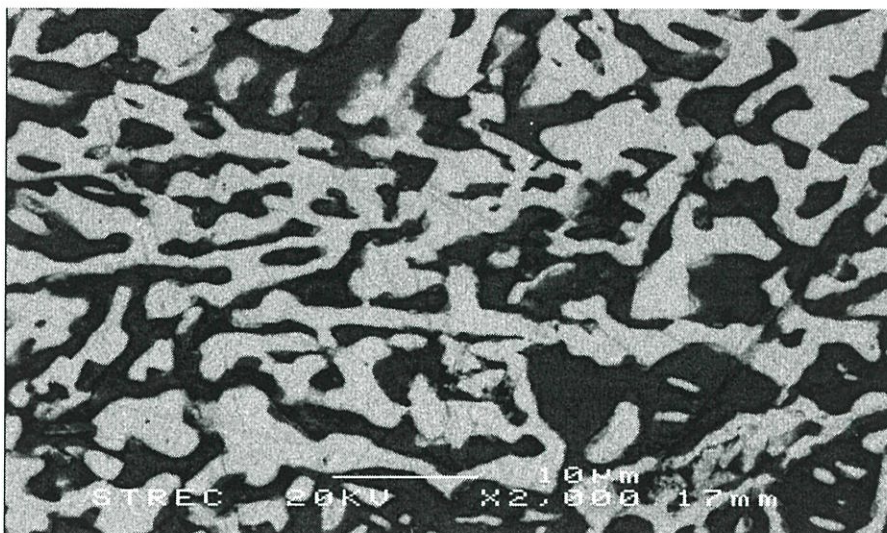
ภาพที่ ง.25 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



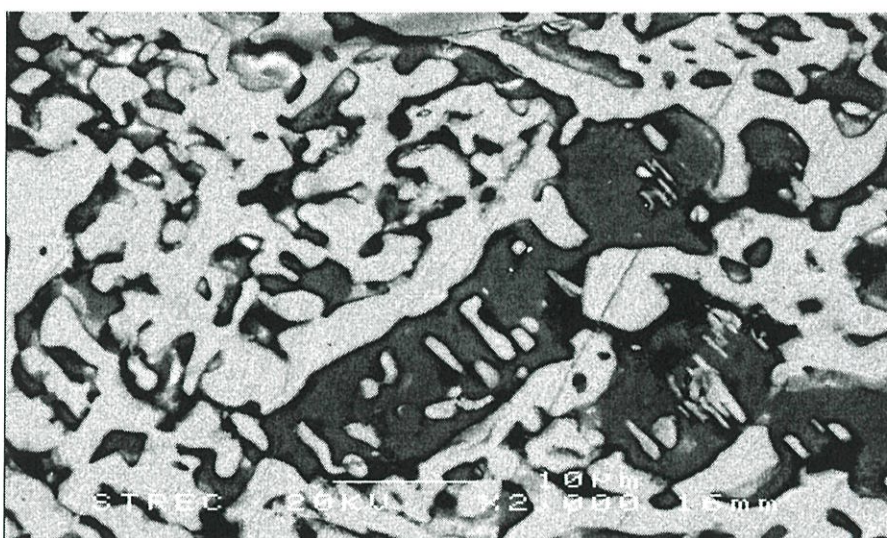
ภาพที่ ง.26 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



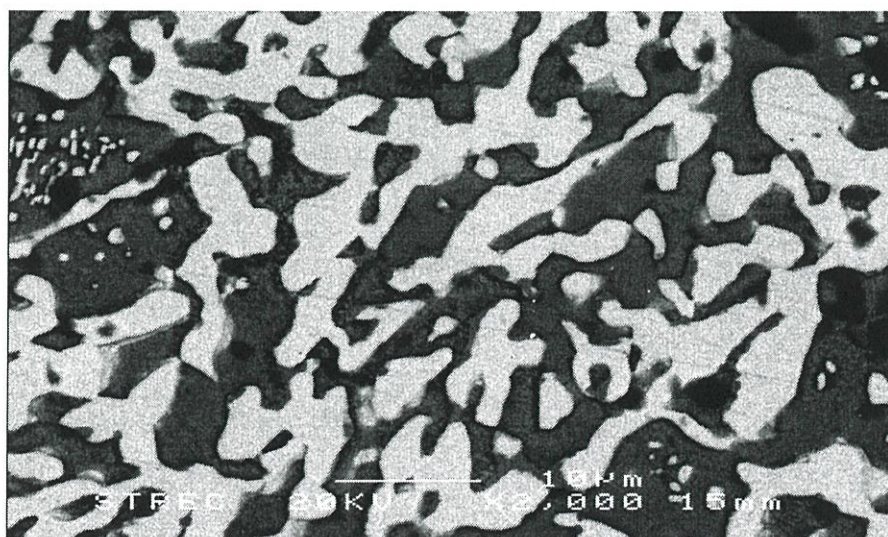
ภาพที่ ง.27 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.05In ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



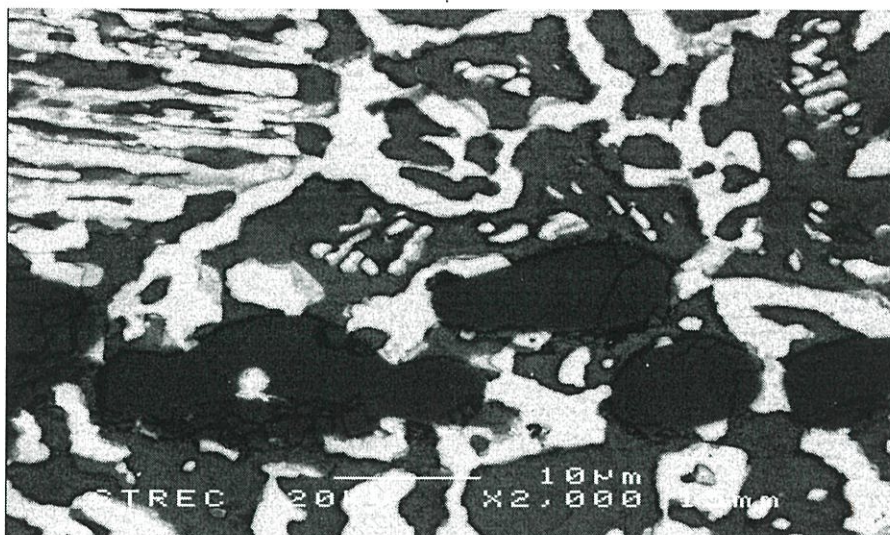
ภาพที่ ง.28 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.1In ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



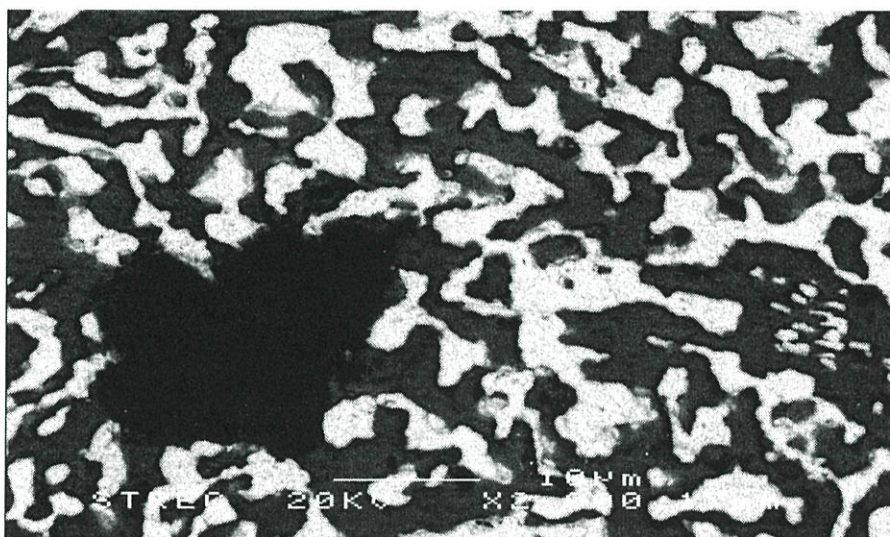
ภาพที่ ง.29 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.05In ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



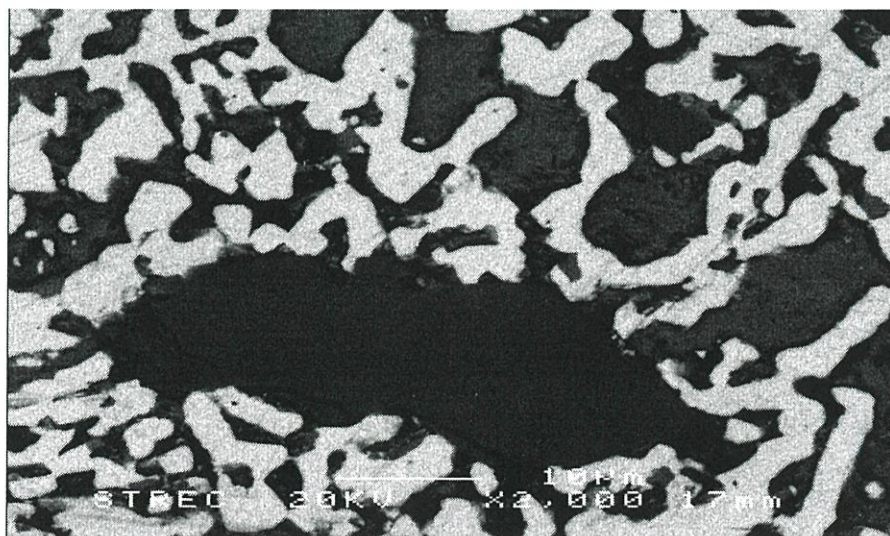
ภาพที่ ง.30 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.1In ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



ภาพที่ ง.31 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.05In ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



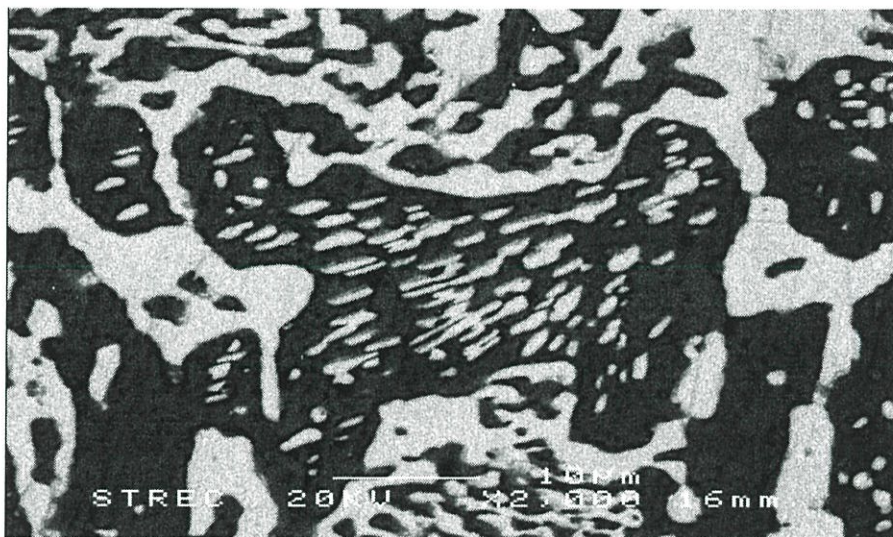
ภาพที่ ง.32 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.1In ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



ภาพที่ ง.33 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.05In ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



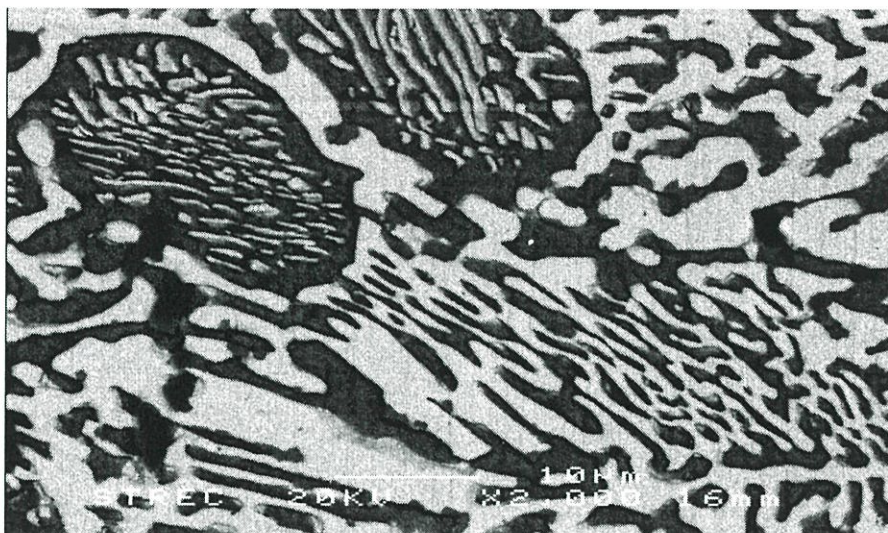
ภาพที่ ง.34 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.1In ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



ภาพที่ ง.35 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



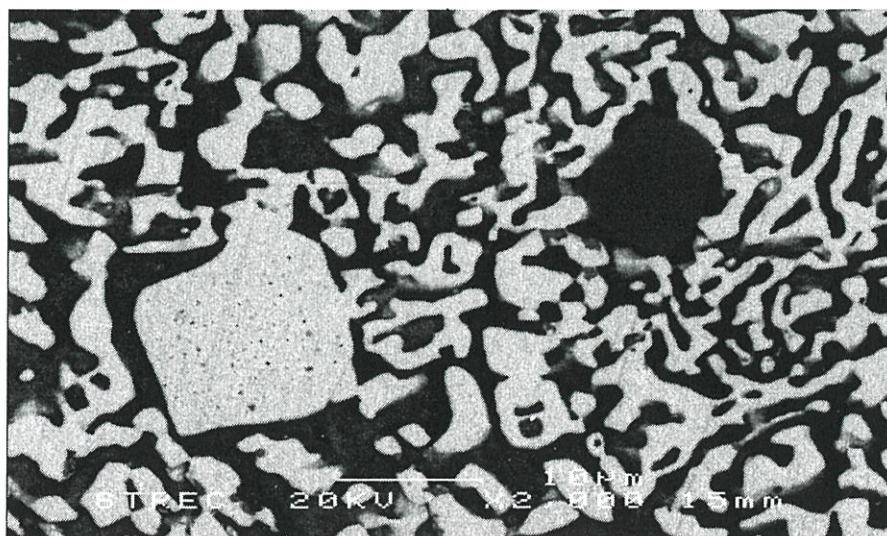
ภาพที่ ง.36 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



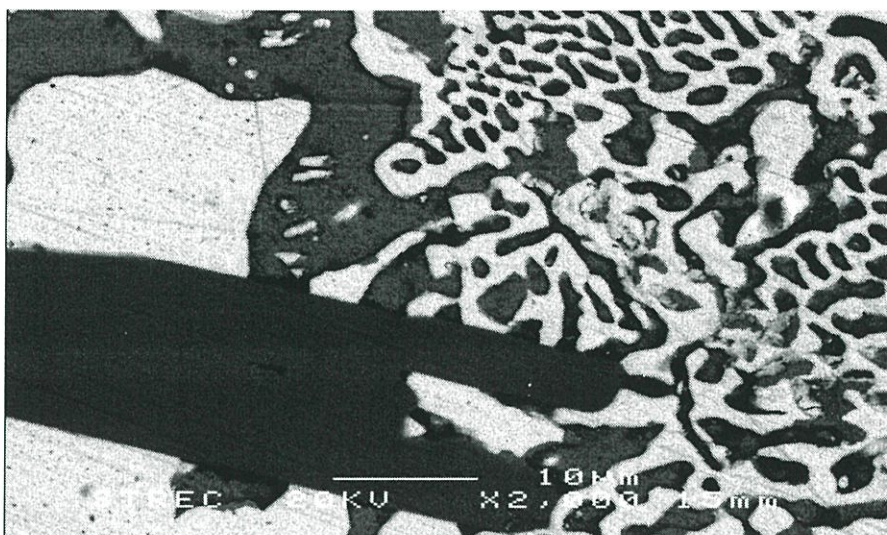
ภาพที่ ง.37 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



ภาพที่ ง.38 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



ภาพที่ ง.39 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



ภาพที่ ง.40 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



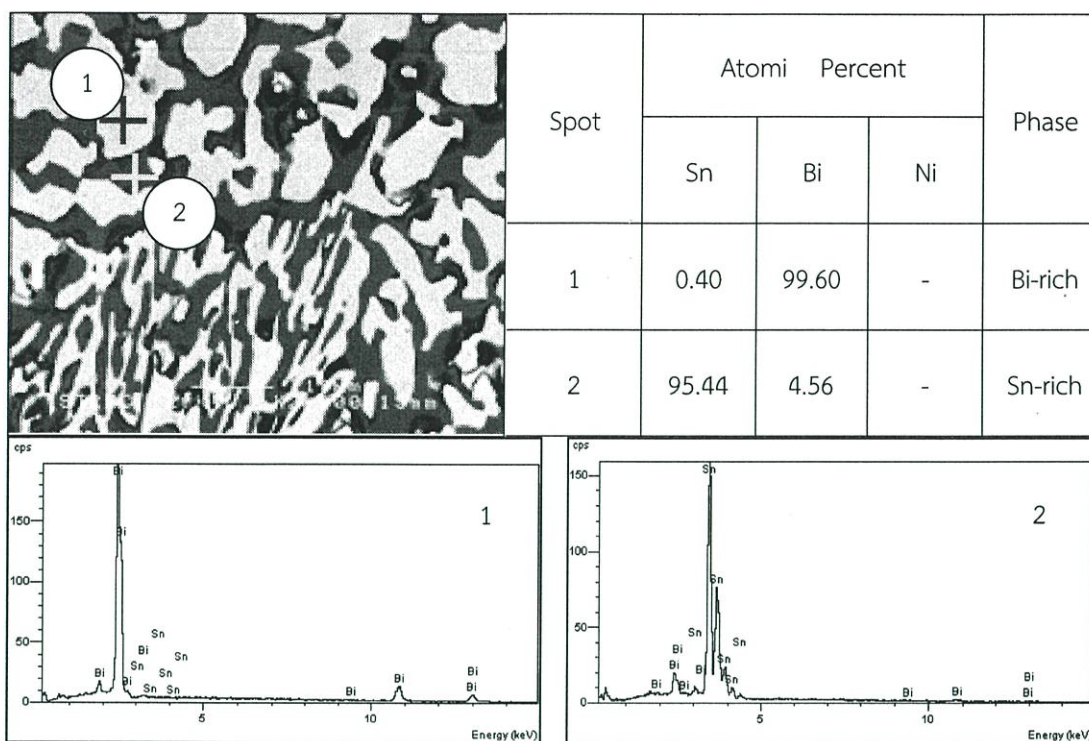
ภาพที่ ง.41 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า



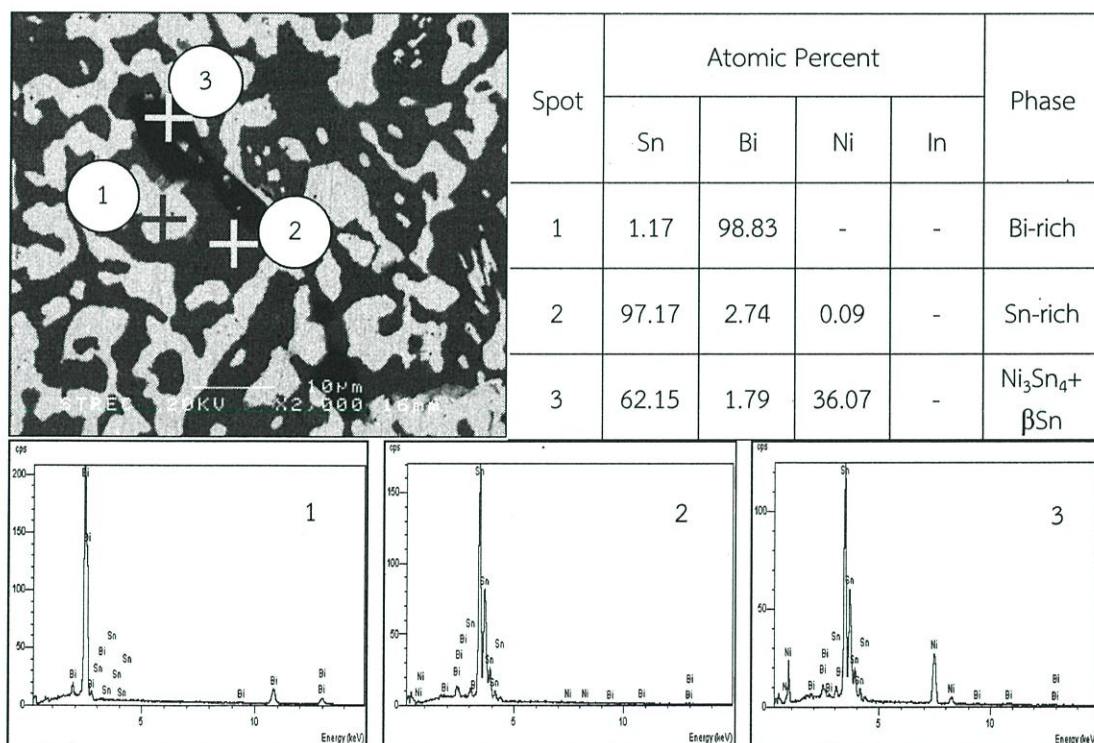
ภาพที่ ง.42 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag ที่กำลังขยาย 2,000 เท่า

### ภาคผนวก จ.

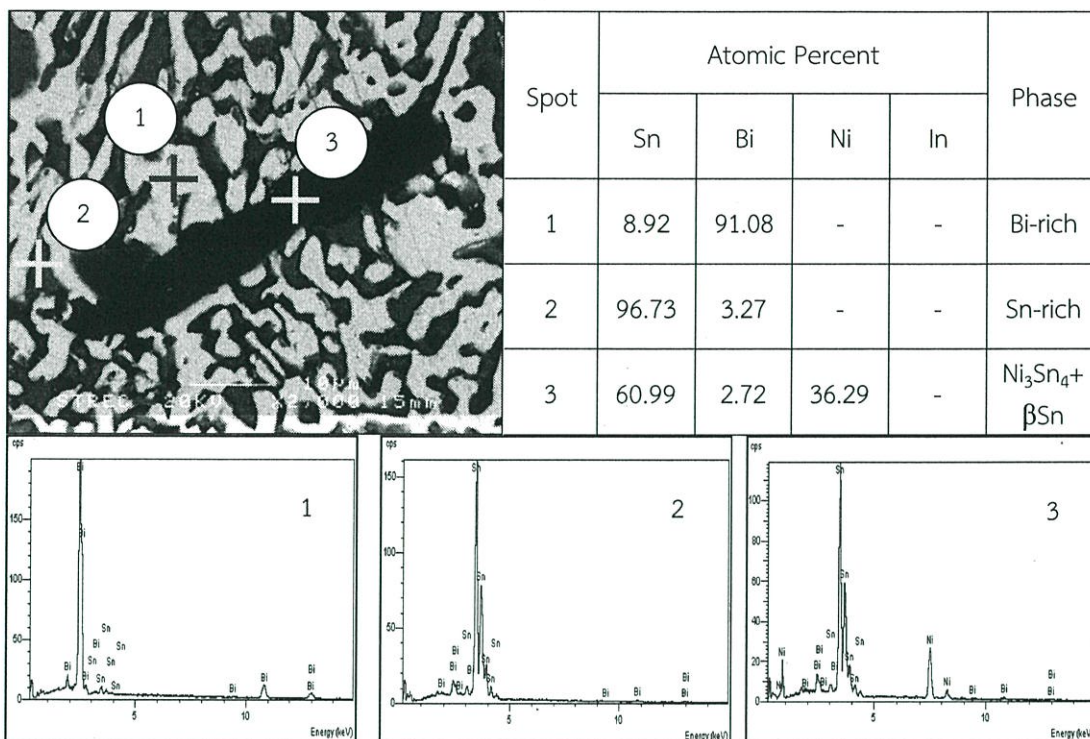
ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุด้วยวิธี Energy-dispersive X-ray  
spectroscopy (EDX)



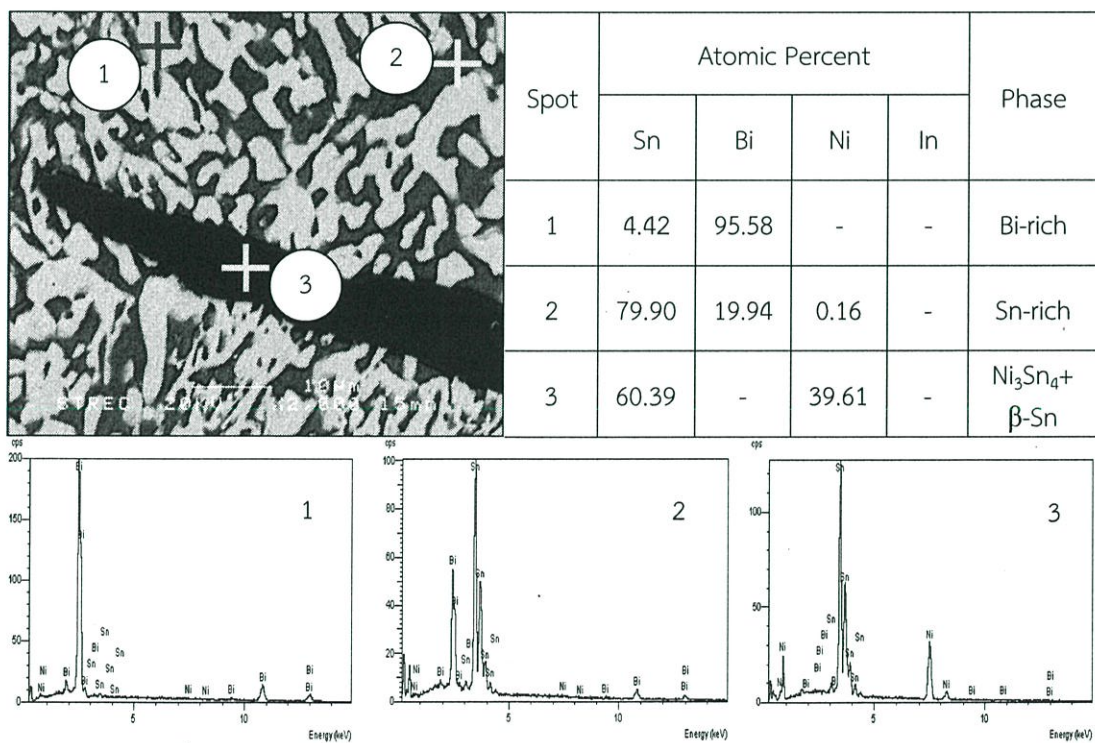
ภาพที่ จ.1 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi



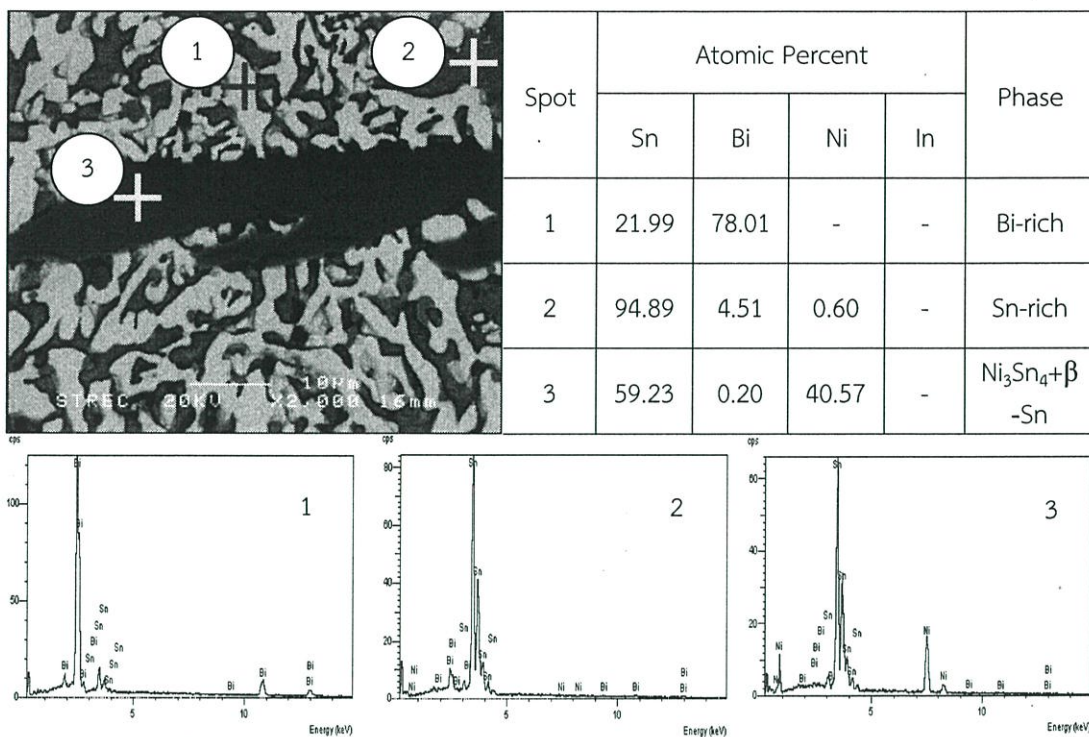
ภาพที่ จ.2 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni



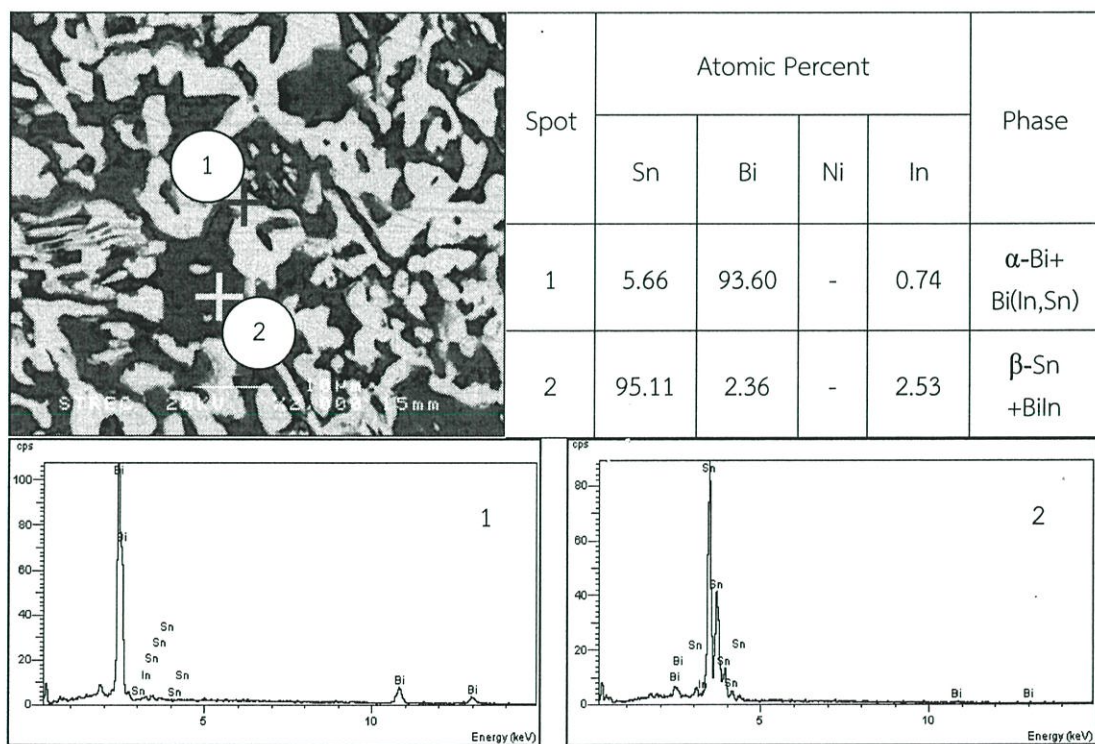
ภาพที่ จ.3 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni



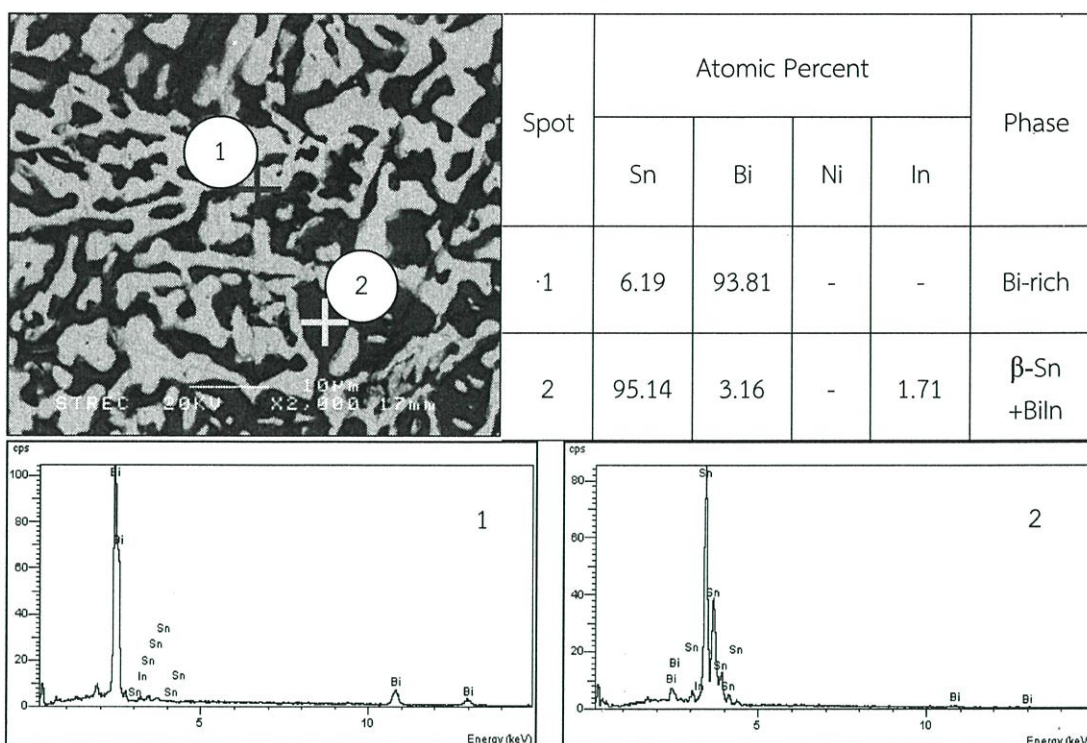
ภาพที่ จ.4 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni



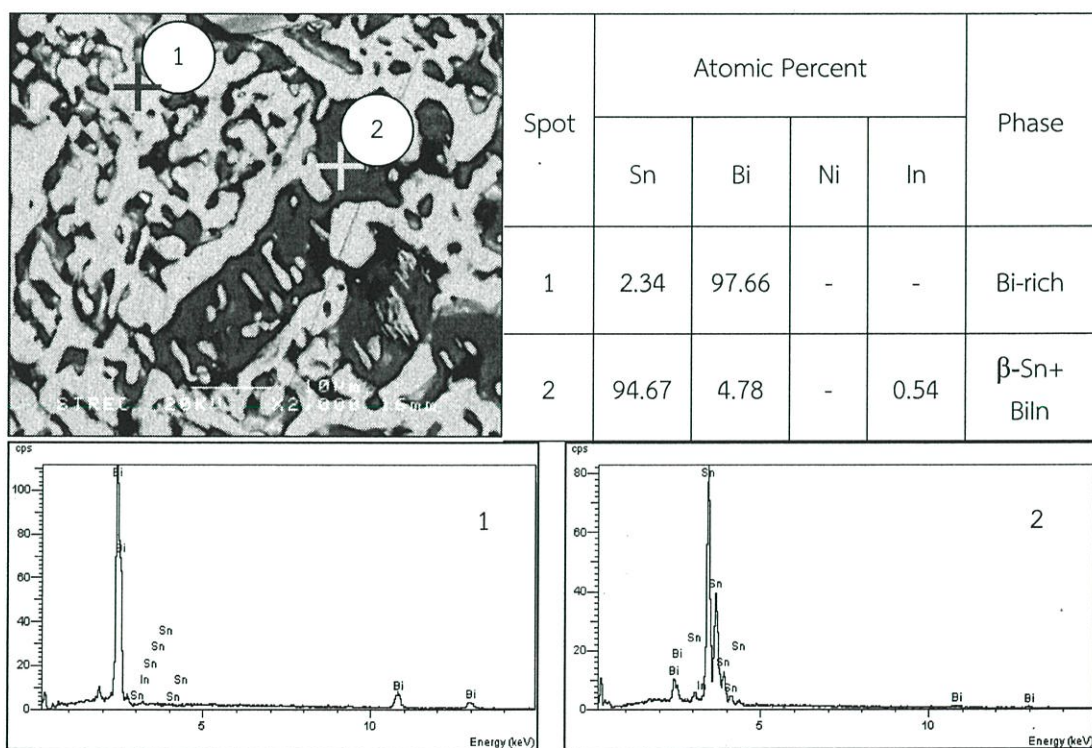
ภาพที่ จ.5 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni



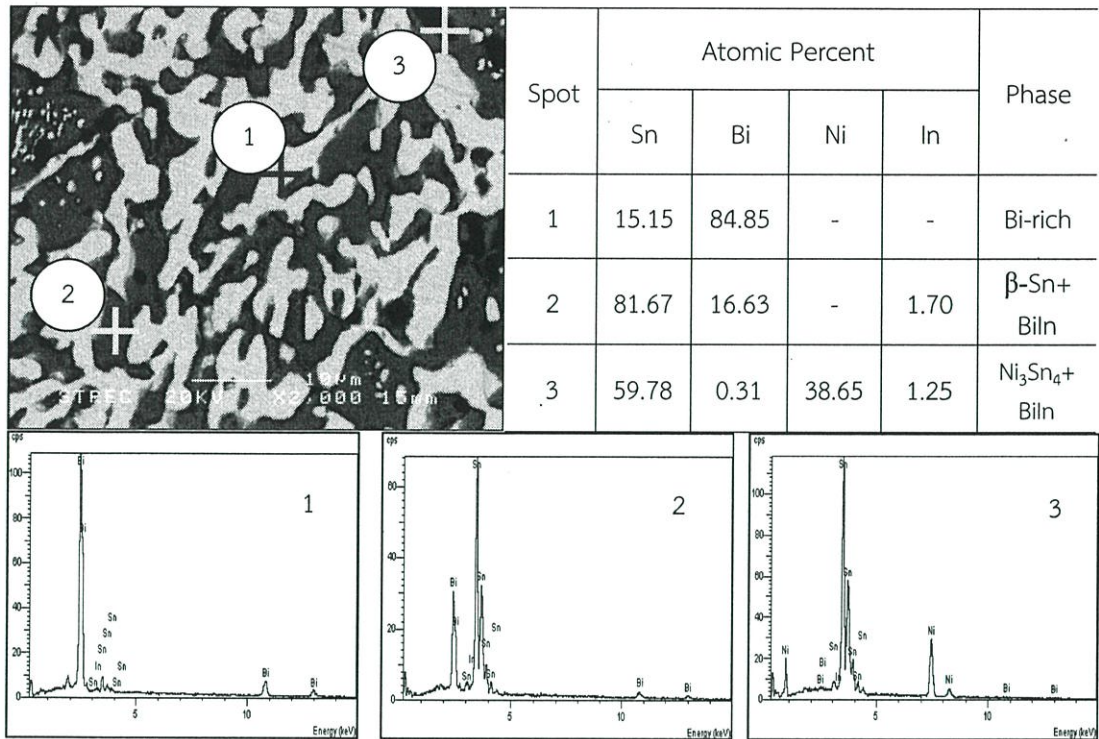
ภาพที่ จ.6 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.05In



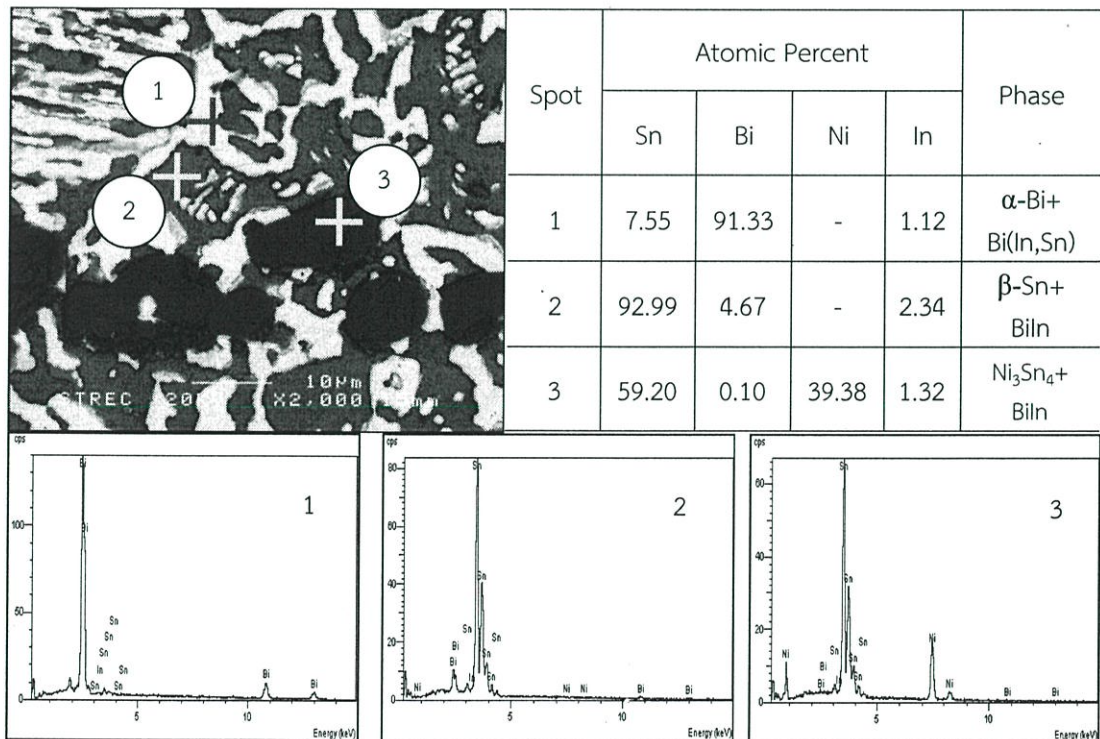
ภาพที่ จ.7 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.1In



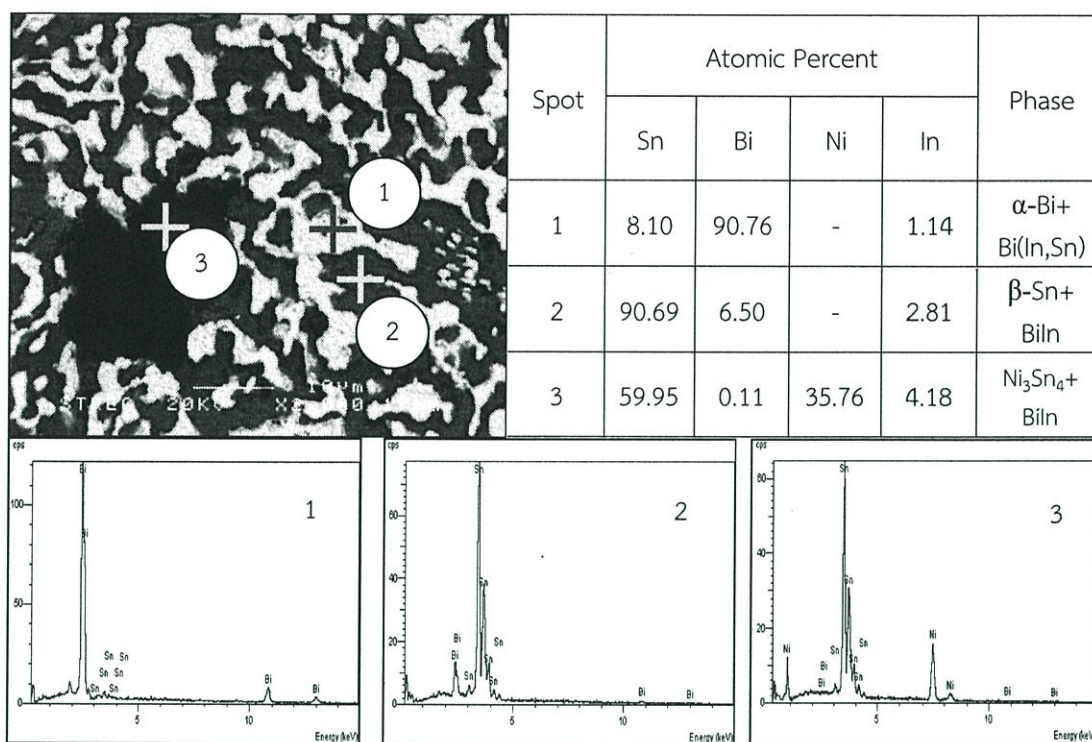
ภาพที่ จ.8 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.05In



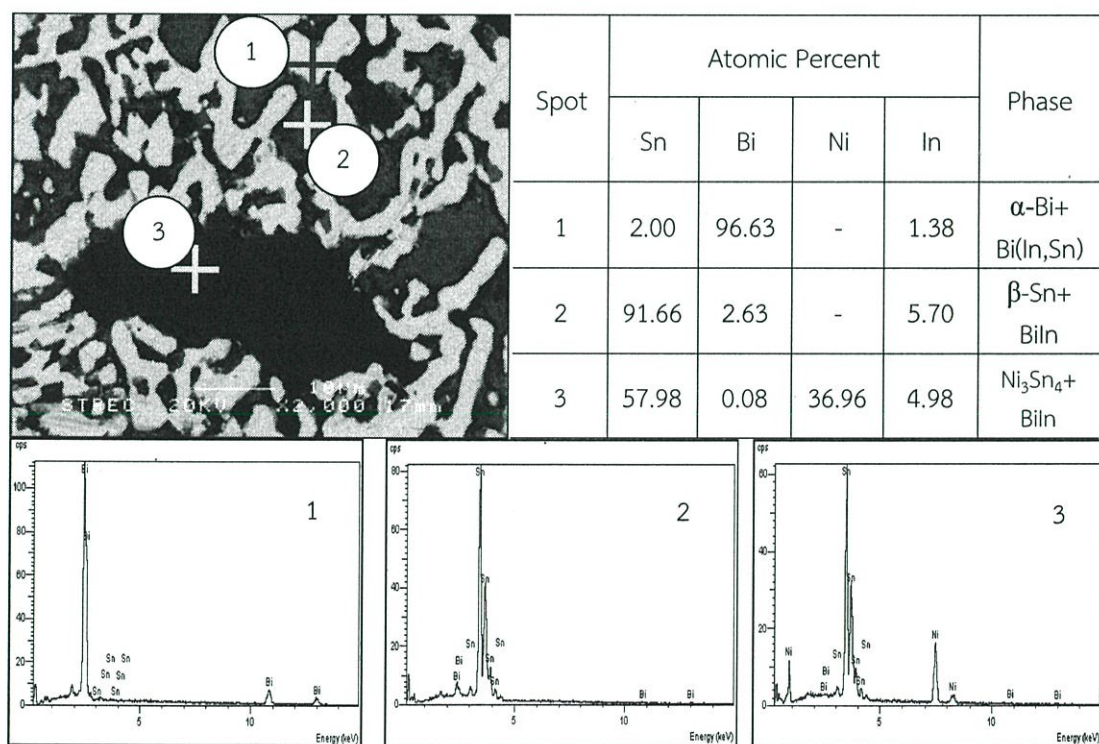
ภาพที่ จ.9 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.1In



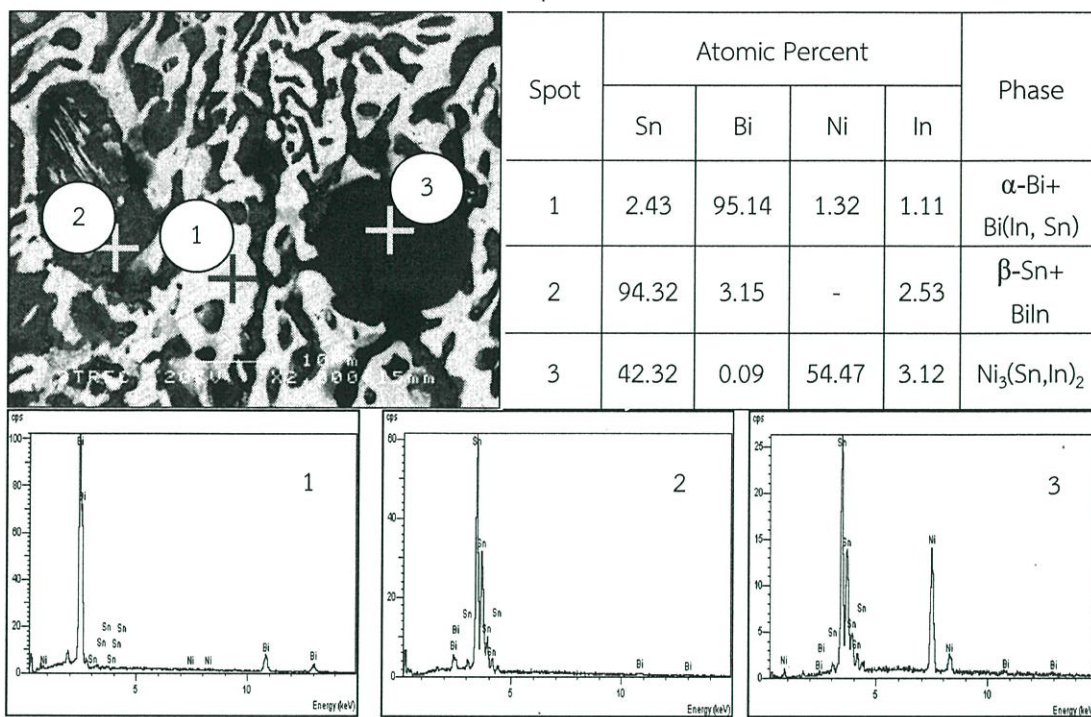
ภาพที่ จ.10 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.05In



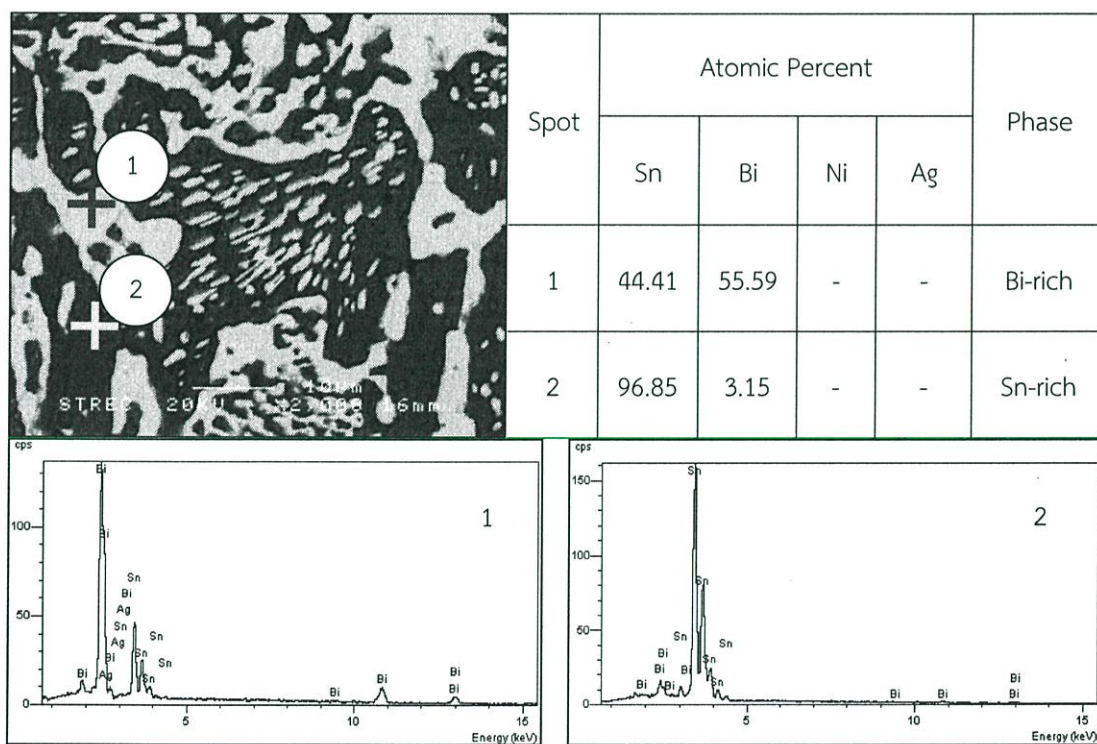
ภาพที่ จ.11 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.1In



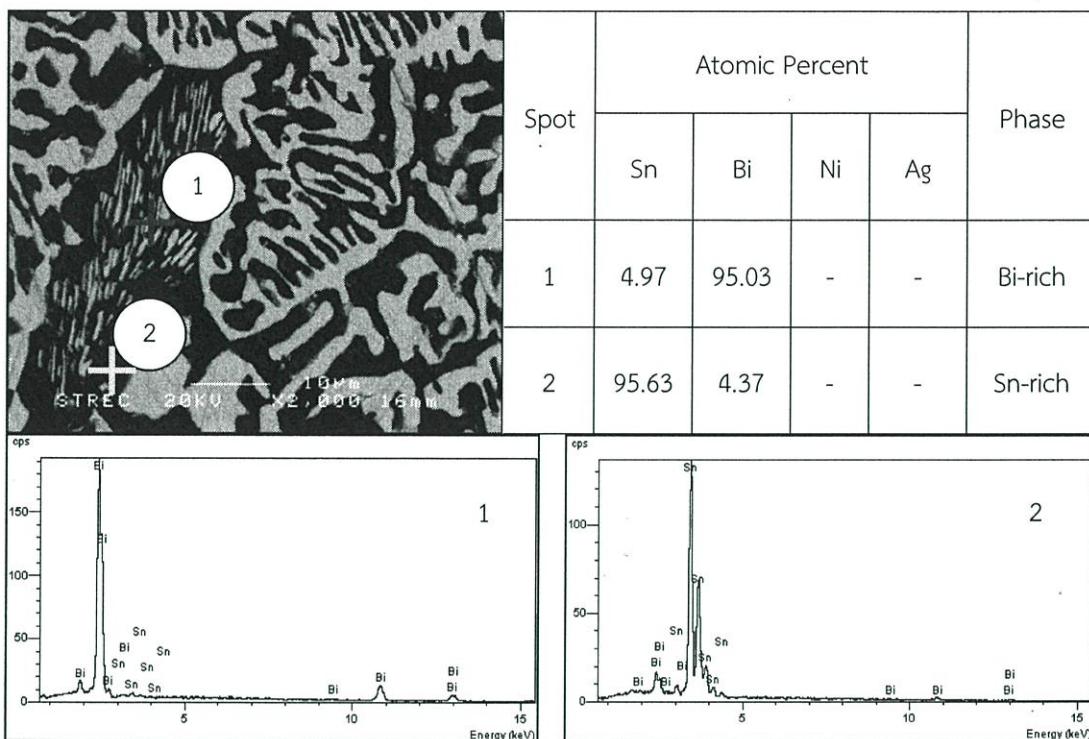
ภาพที่ จ.12 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.05In



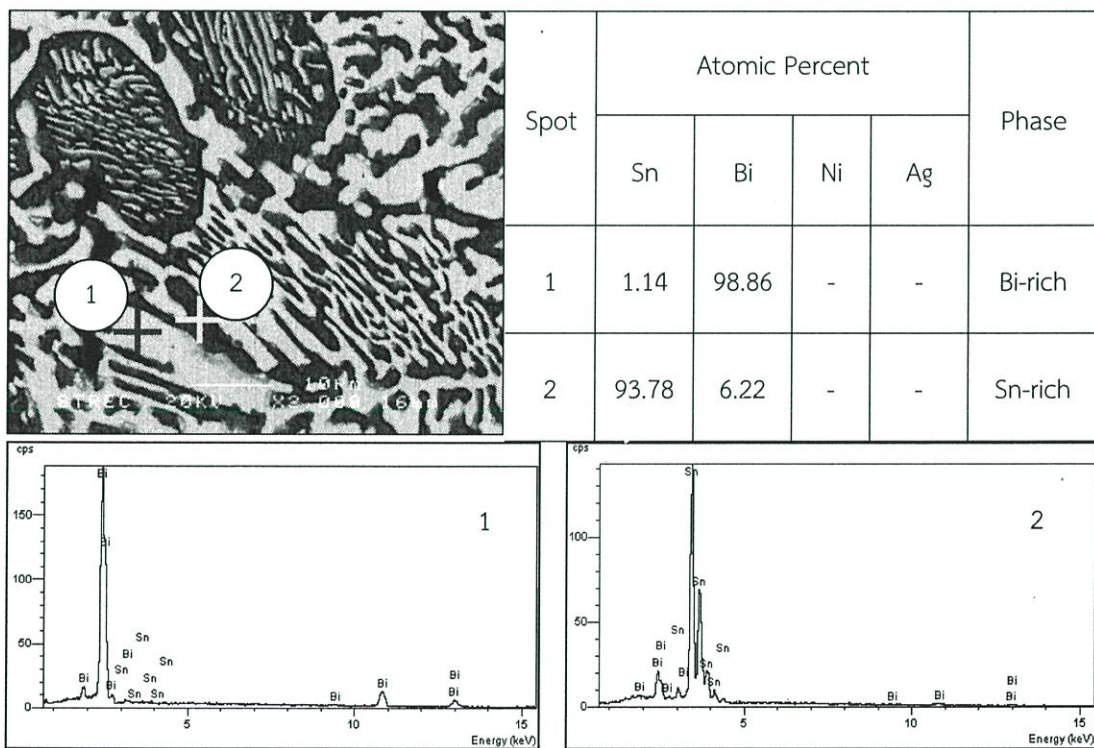
ภาพที่ จ.13 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.1In



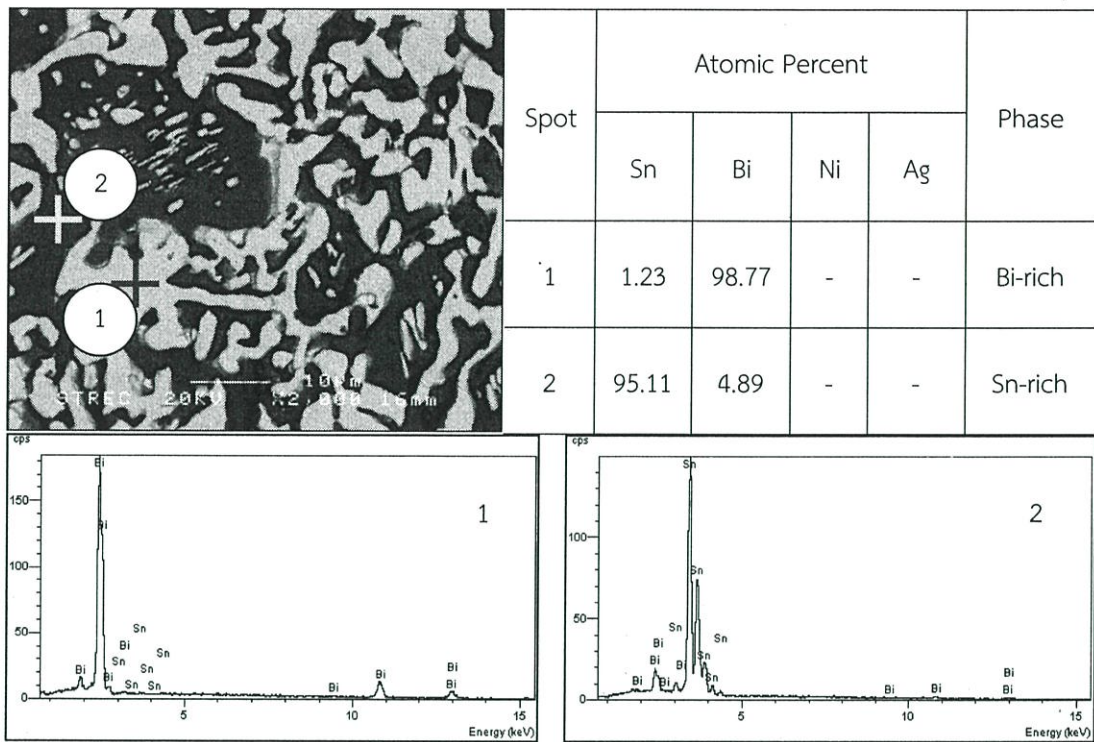
ภาพที่ จ.14 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag



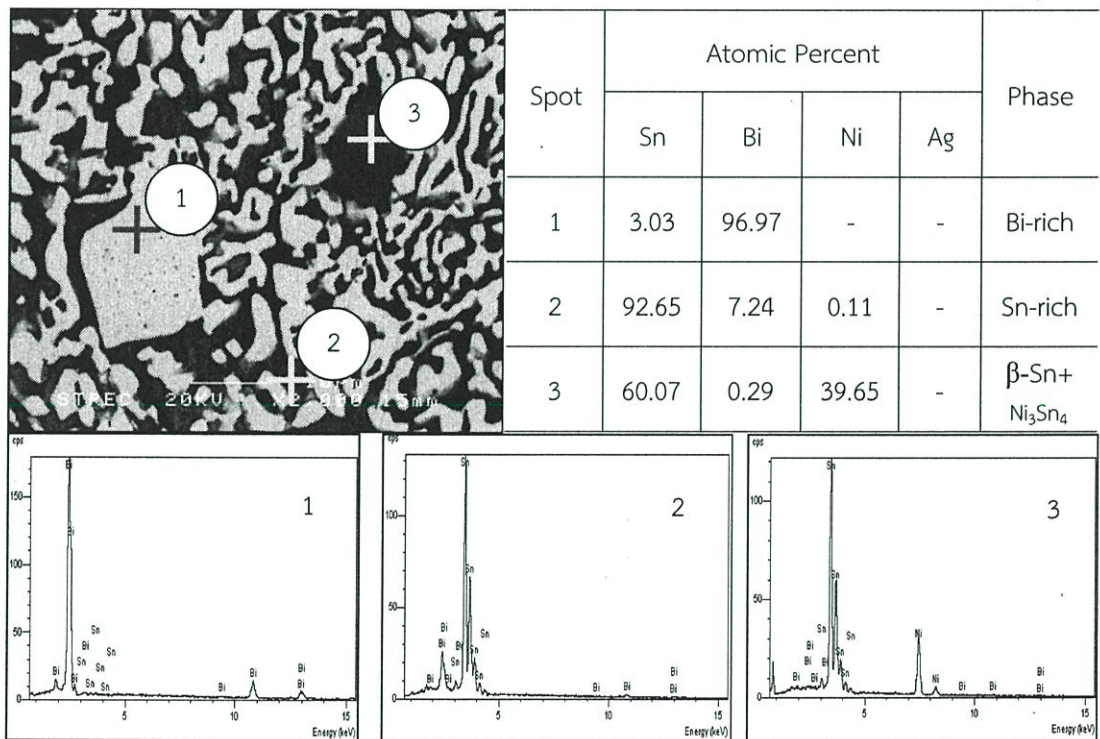
ภาพที่ จ.15 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag



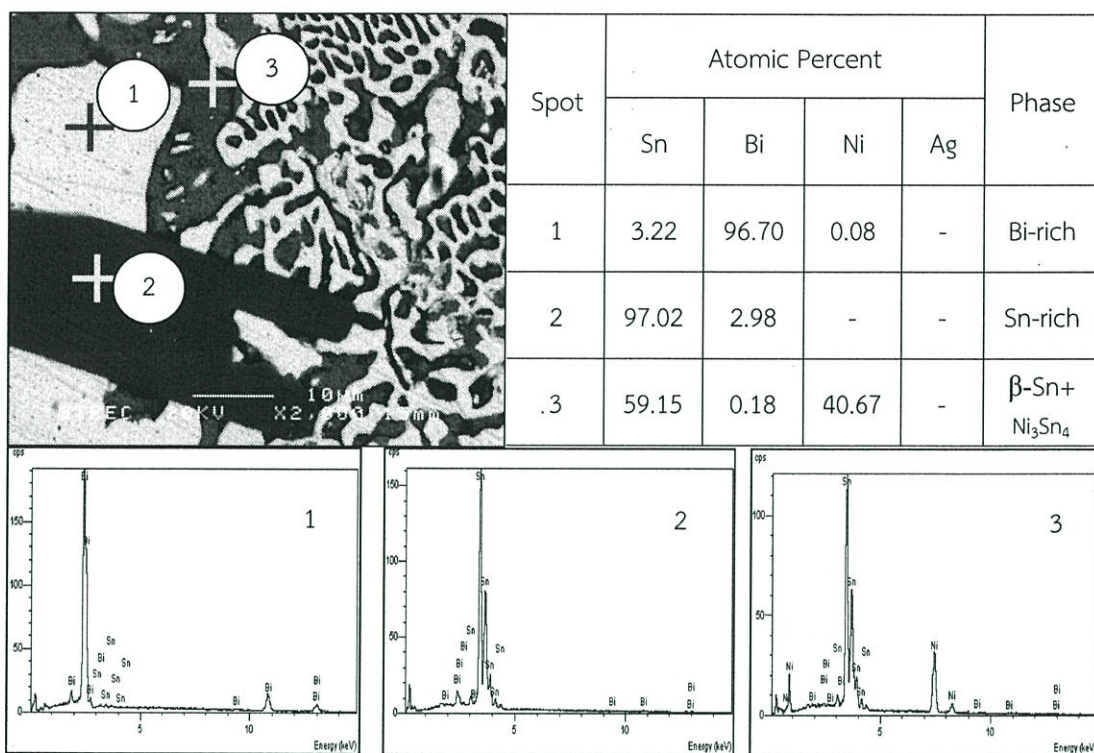
ภาพที่ จ.16 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag



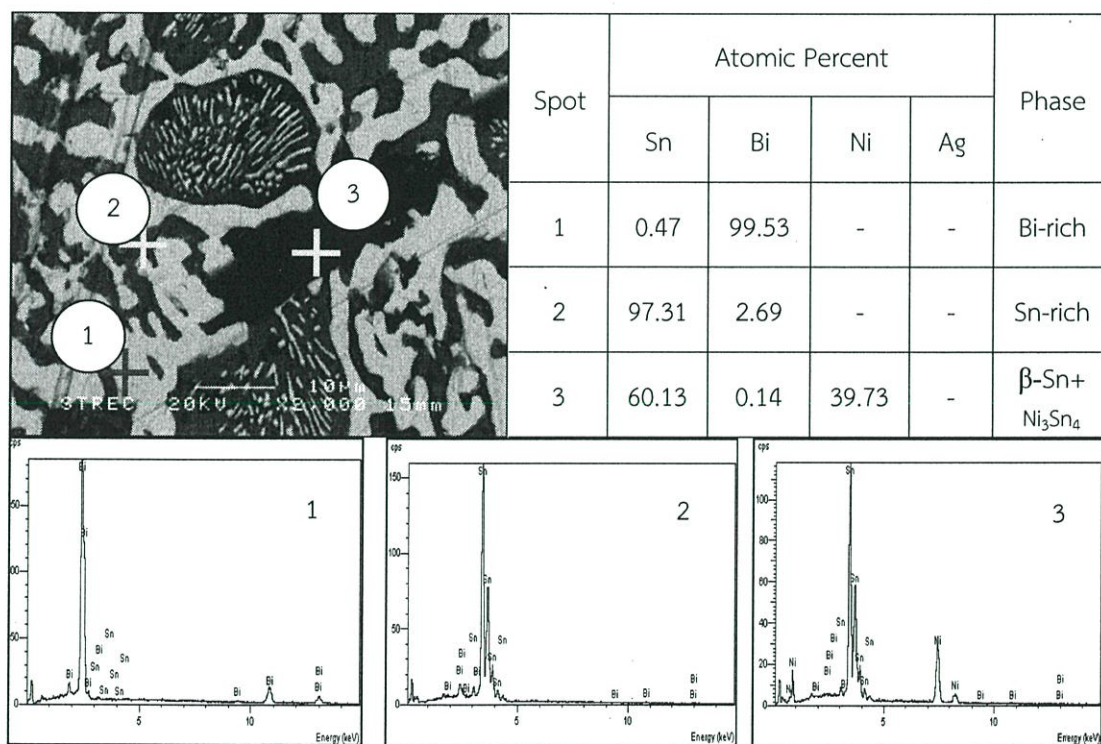
ภาพที่ จ.17 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag



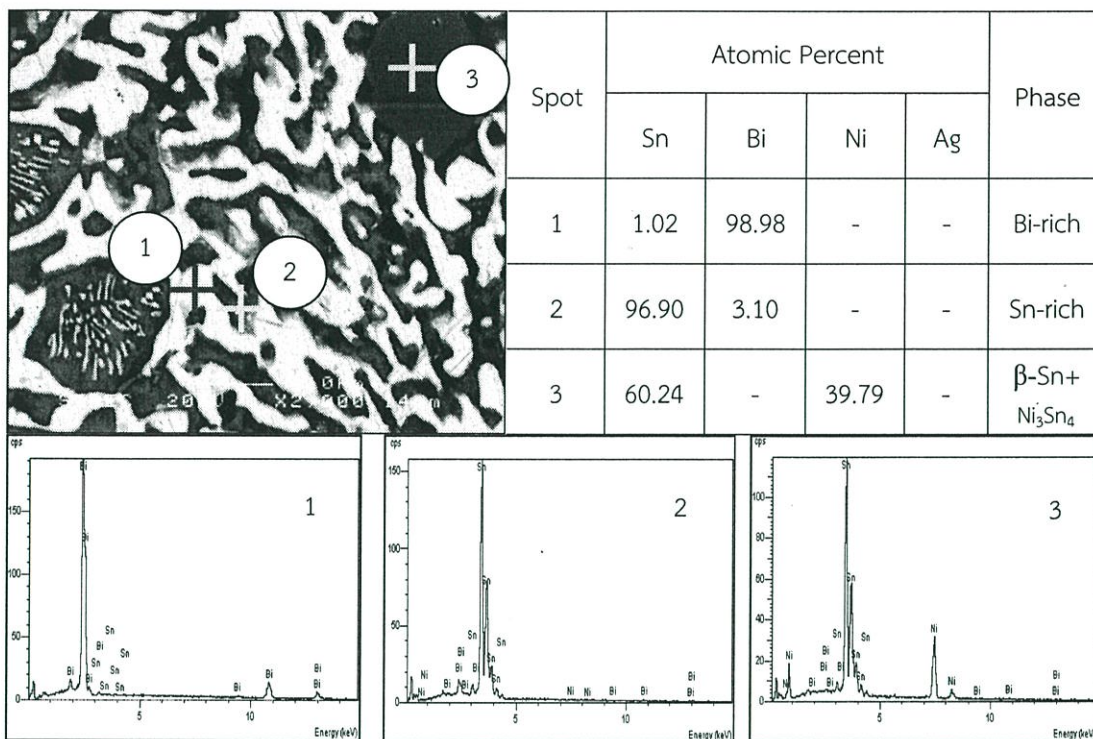
ภาพที่ จ.18 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag



ภาพที่ จ.19 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag



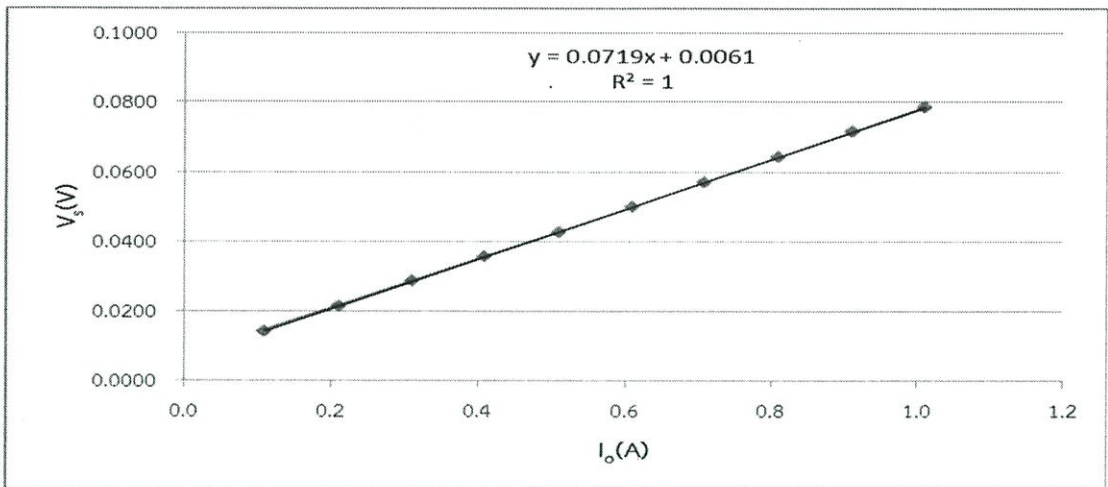
ภาพที่ จ.20 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag



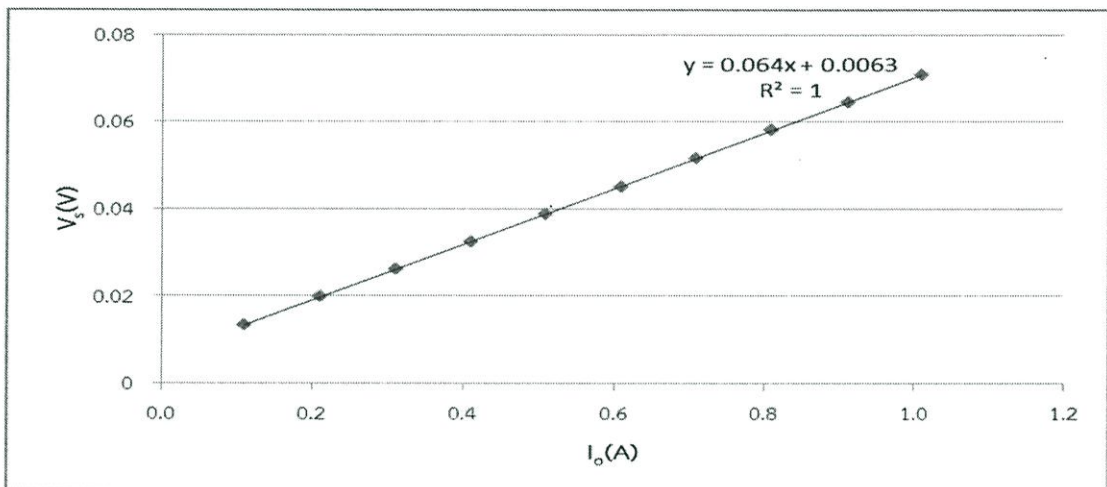
ภาพที่ จ.21 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุ EDX ของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag

## ภาคผนวก จ.

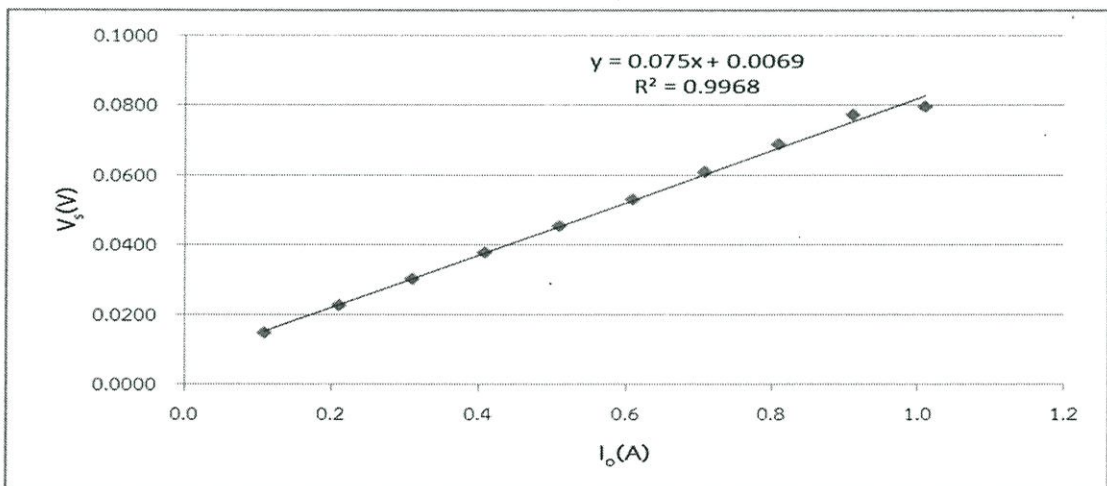
กราฟการวิเคราะห์สมบัติความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด



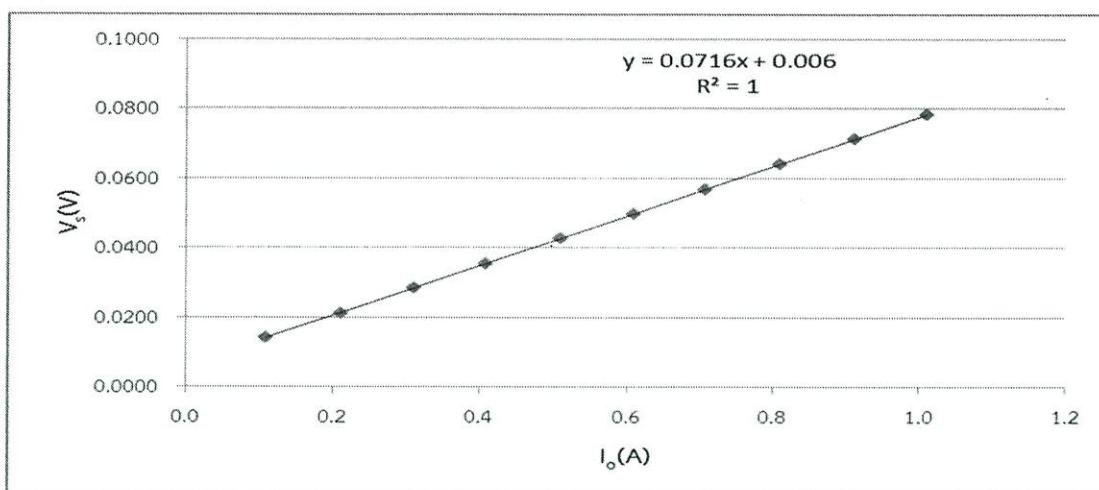
ภาพที่ ฉ.1 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi



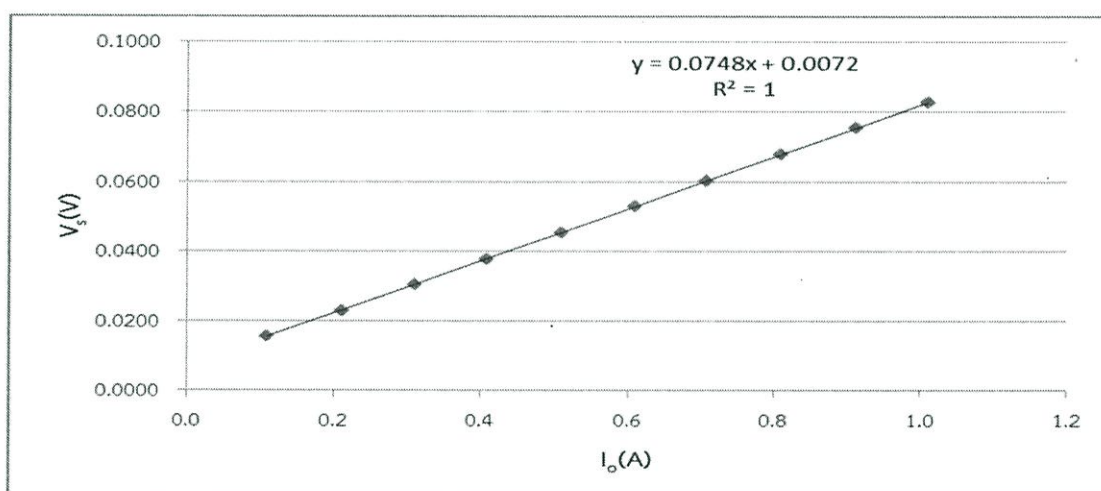
ภาพที่ ฉ.2 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni



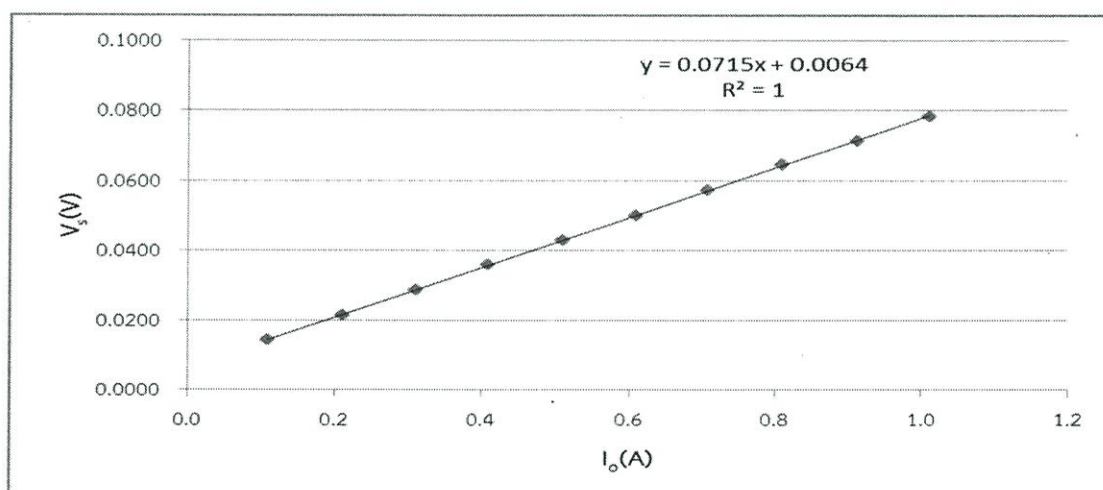
ภาพที่ ฉ.3 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni



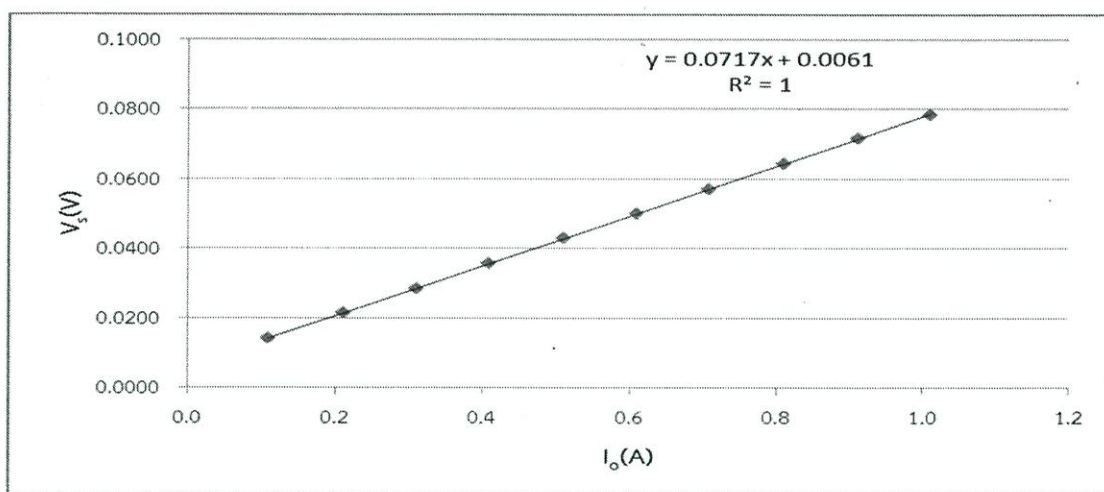
ภาพที่ ๔.4 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni



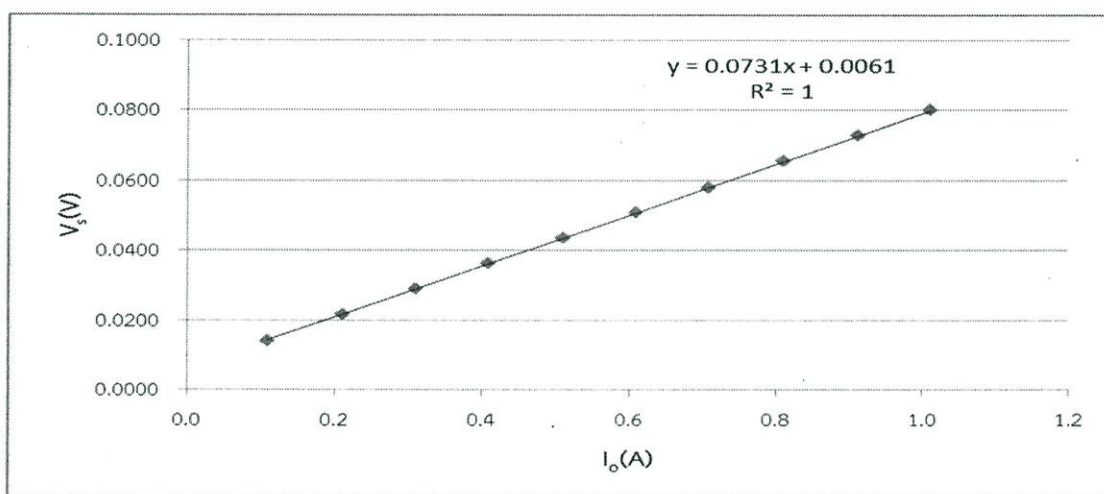
ภาพที่ ๕.5 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni



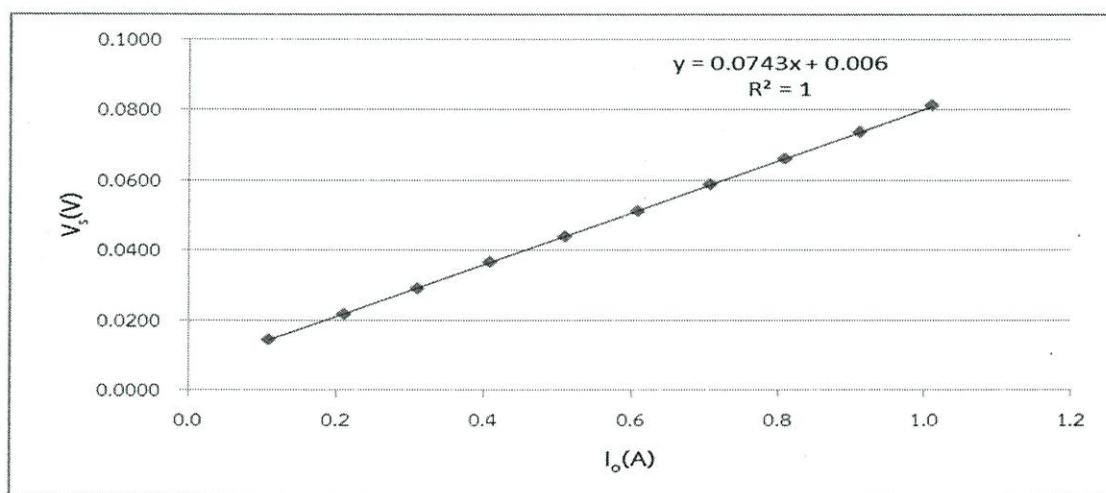
ภาพที่ ๕.6 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.05In



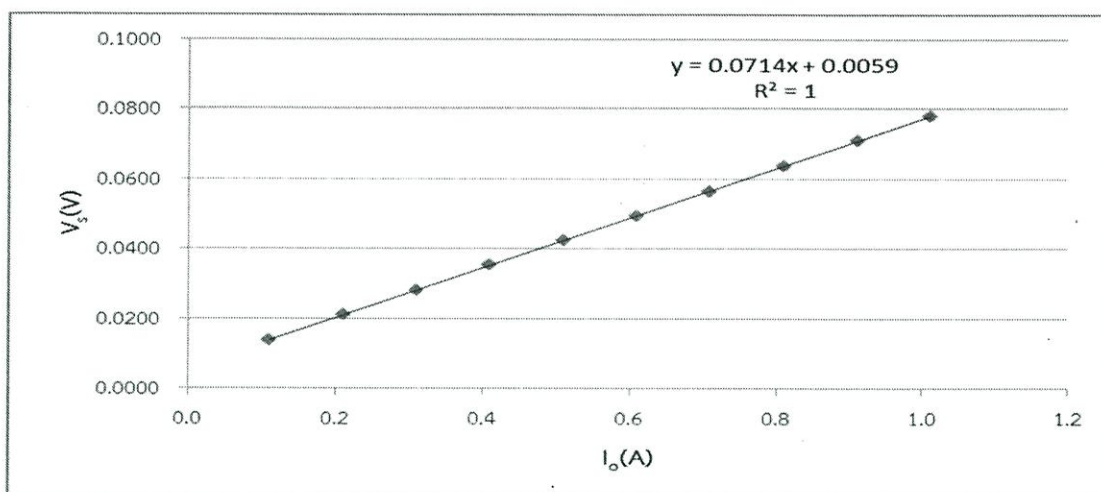
ภาพที่ ๗.7 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.1In



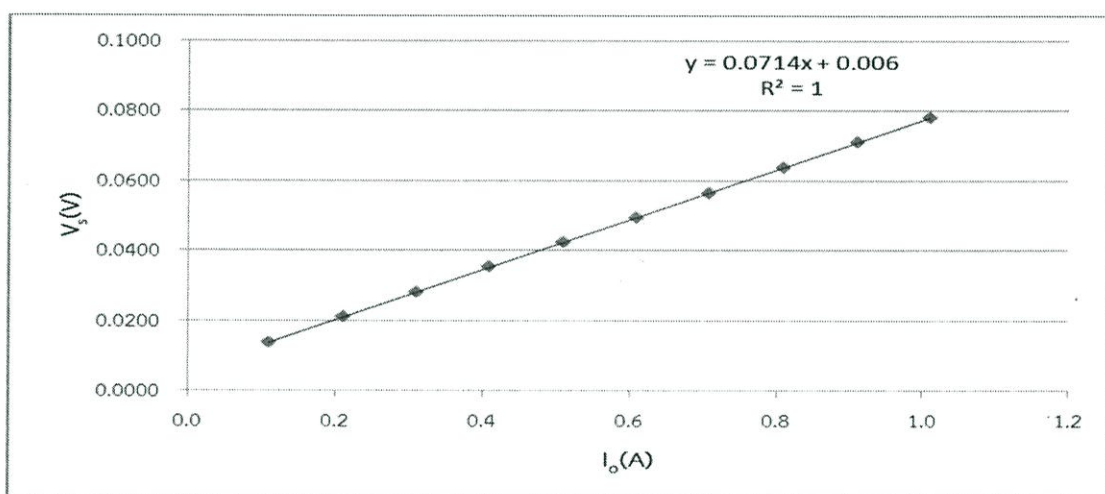
ภาพที่ ๗.8 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.05In



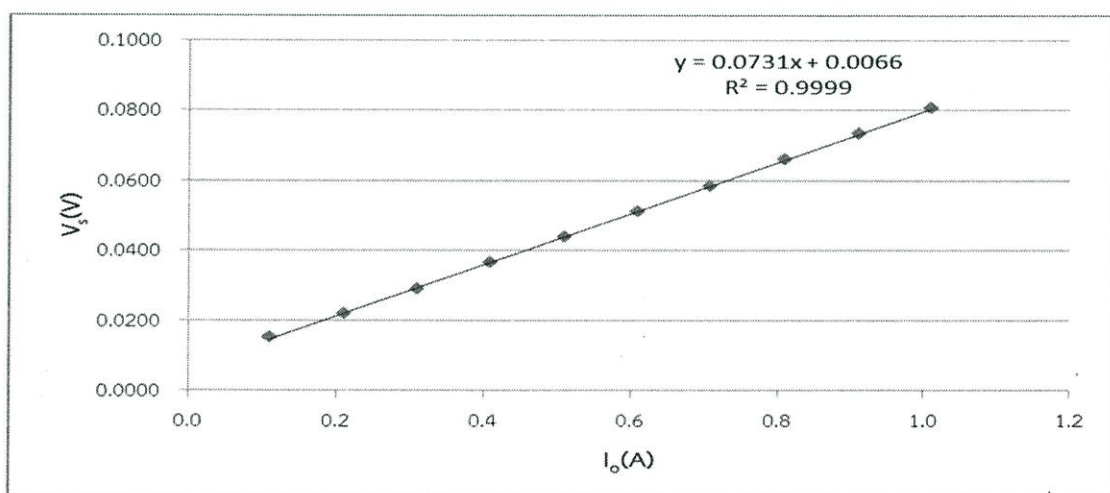
ภาพที่ ๗.9 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.1In



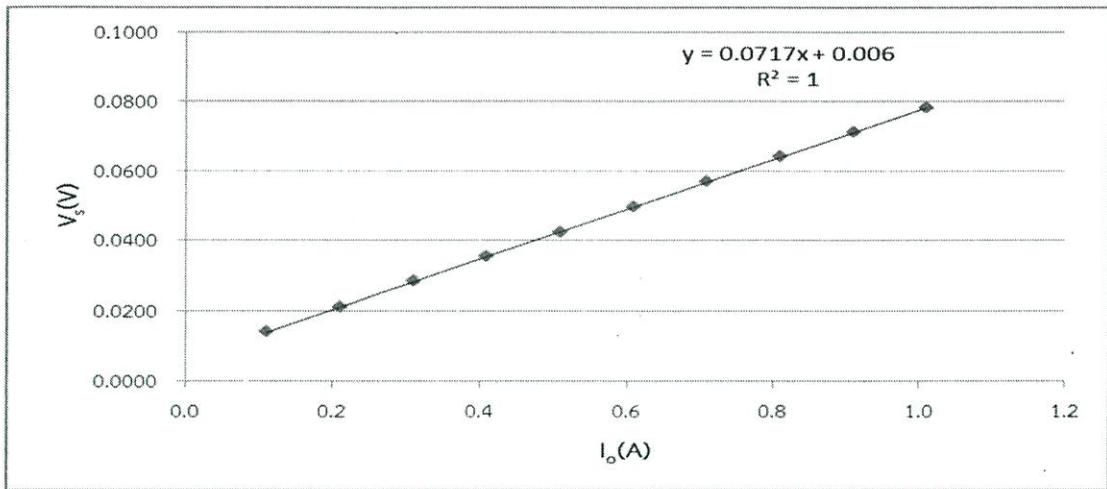
ภาพที่ ๑.10 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.05In



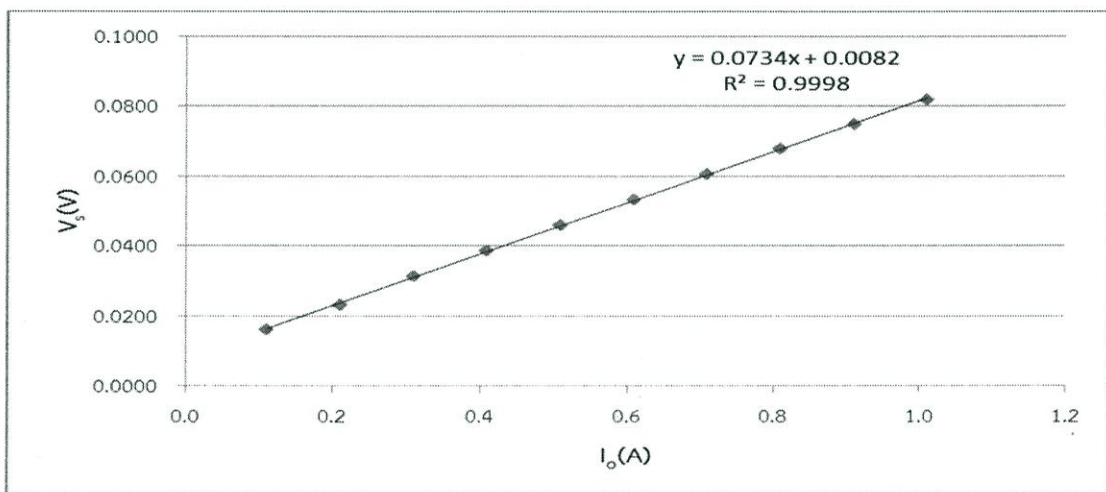
ภาพที่ ๑.11 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.1In



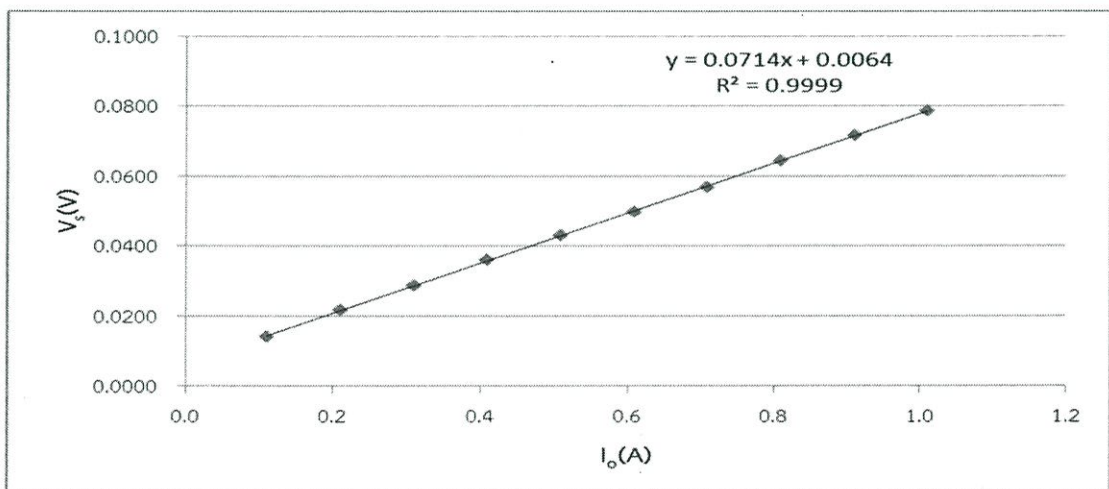
ภาพที่ ๑.12 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.05In



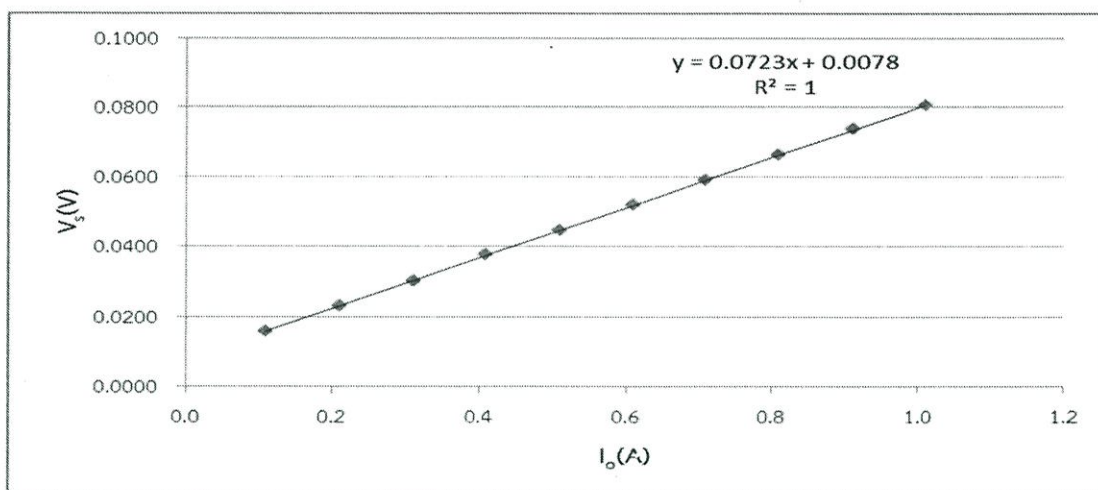
ภาพที่ ๑.13 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.1In



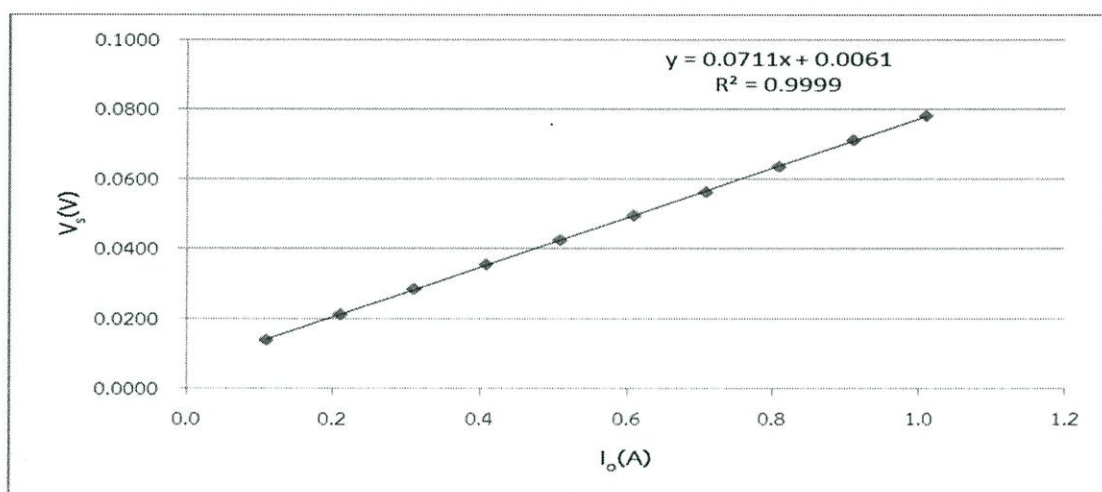
ภาพที่ ๑.14 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag



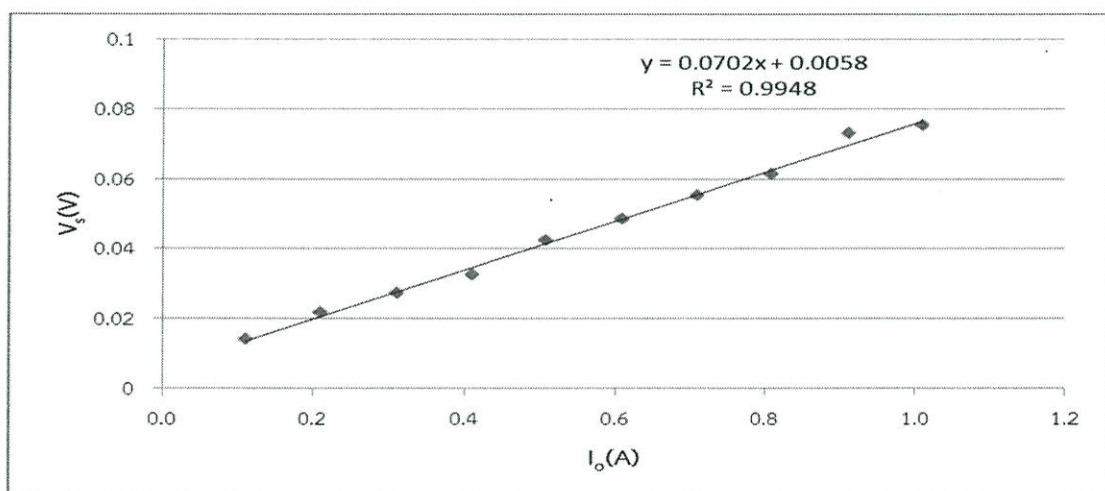
ภาพที่ ๑.15 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag



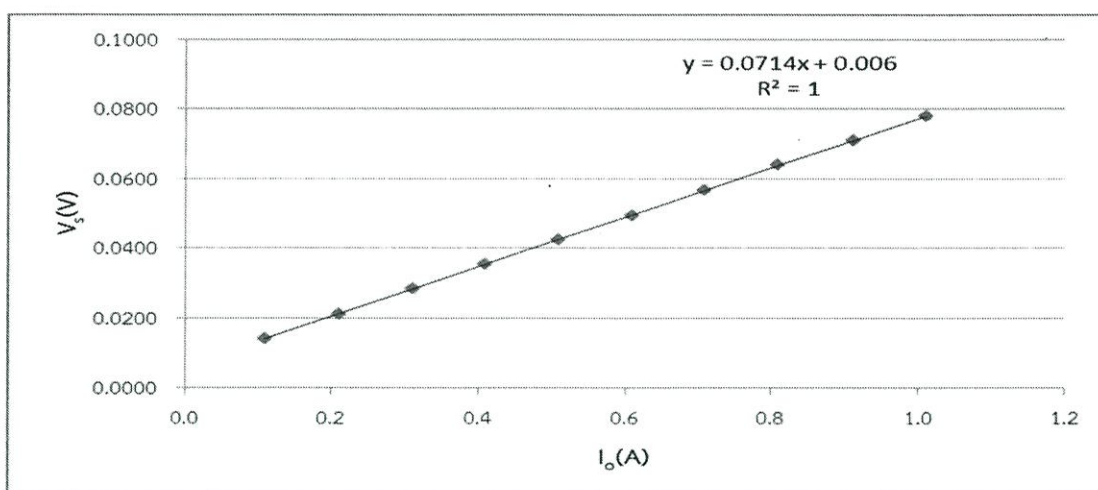
ภาพที่ ๑.16 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag



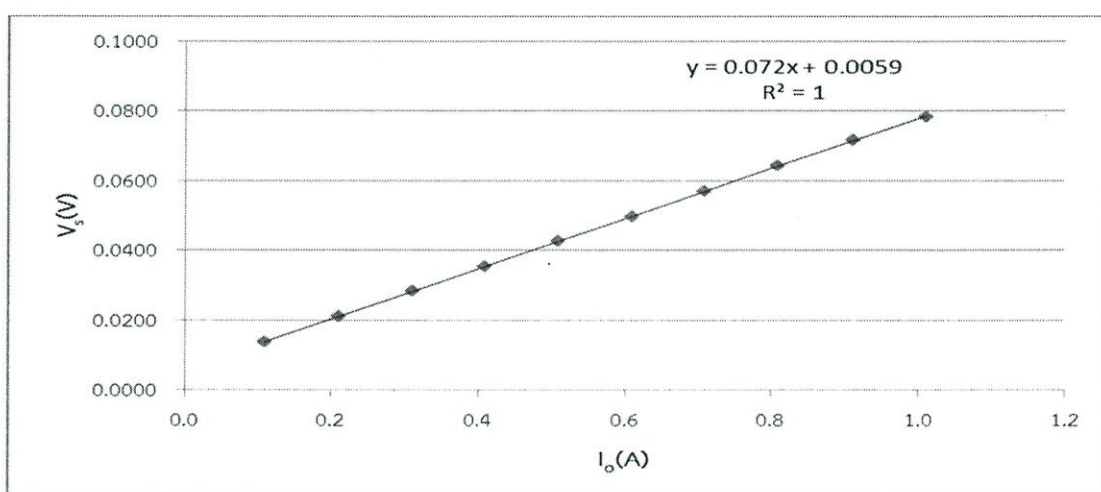
ภาพที่ ๑.17 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag



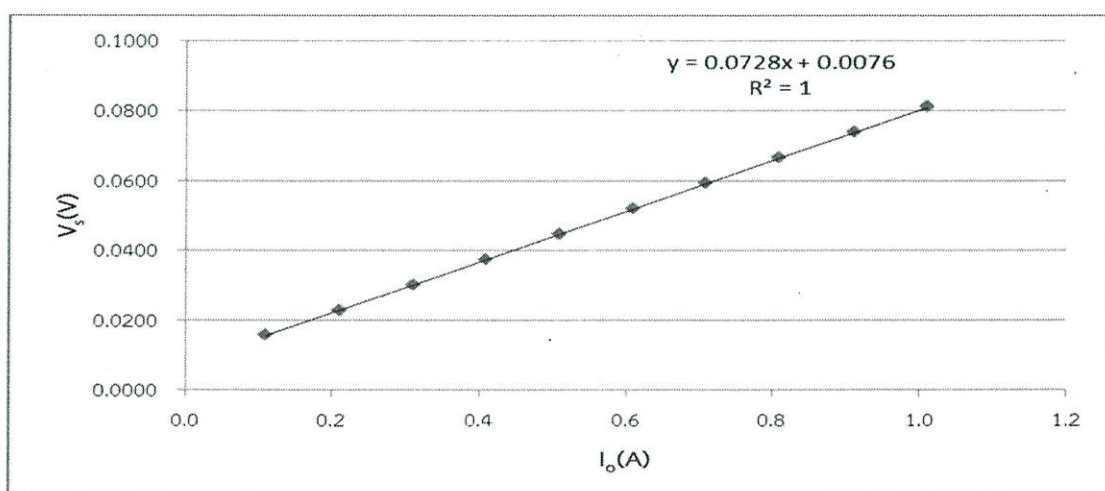
ภาพที่ ๑.18 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag



ภาพที่ ๑.19 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag



ภาพที่ ๑.20 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag



ภาพที่ ๑.21 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้าของโลหะบัดกรี Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag

ภาคผนวก ข.

ปริมาณสัดส่วนของธาตุในโลหะบัดกรีที่ได้จากการตรวจสอบ OES

**DIA2000SE**

*Set C-1*

List of Analyses

Date: 17/9/2013  
Time: 17:30:53

Date: 17/9/2013

Time: 17:30:05

Sample No 41.9/58/0.05/0.05 Sn

Program Sn-03 Sn-A

Value	S	Sb	As	Au	Bi	Pb	Cu	Zn	Ag	Ni	Co
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
<0.0002	0.0120	<0.0001	<0.0001	58.8	0.0134	0.00320	0.00070	0.0488	0.0591	0.00040	
	CD	Fe	Al	In	Sn	Bg	P	Ge			
	%	%	%	%	%	%	%	%			
<0.0001	0.00130	0.00030	0.00170	41.04	41.04	<0.0001	22673				

ภาพที่ ข1 ตัวอย่างใบแสดงส่วนผสมของโลหะบัดกรี

ตารางที่ ข.1 แสดงส่วนผสมของโลหะบัดกรีที่ใช้ในการทดลอง

No.	Composite	% Composition, Tested (ทดสอบได้จริง)				
		Sn	Bi	Ni	In	Ag
1	Sn58Bi	41.80	58.20	-	-	-
2	Sn58Bi-0.05Ni	41.77	58.10	0.0518	-	-
3	Sn58Bi-0.1Ni	41.93	57.90	0.0939	-	-
4	Sn58Bi-0.5Ni	41.14	58.30	0.4975	-	-
5	Sn58Bi-1.0Ni	41.32	57.70	0.9680	-	-
6	Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	41.95	57.90	0.0482	-	-
7	Sn58Bi-0.05Ni-0.1In	41.36	58.45	0.0504	0.0999	-
8	Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	42.41	57.40	0.0972	0.0519	-
9	Sn58Bi-0.1Ni-0.1In	41.85	57.88	0.1009	0.1094	-
10	Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	41.49	57.93	0.4984	0.0450	-
11	Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	40.62	58.70	0.5140	0.1070	-
12	Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	40.85	58.10	0.9560	-	-
13	Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	40.66	58.22	0.9850	0.1046	-
14	Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	41.04	58.80	0.0591	0.0488	-
15	Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag	41.17	58.70	0.0564	0.0851	-
16	Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	41.47	58.34	0.1033	0.0499	-
17	Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag	42.01	57.77	0.0967	0.0959	-
18	Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	40.98	58.40	0.4980	0.0502	-
19	Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	41.13	58.25	0.5020	0.0924	-
20	Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	40.66	58.32	0.9400	0.0470	-
21	Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	40.94	58.00	0.9590	0.0963	-

## ประวัติผู้เขียน

ชื่อ นางสาวกมลวิภา พึ่งเจียก  
วัน เดือน ปีเกิด 16 กรกฎาคม 2533 ที่พระนครศรีอยุธยา  
ที่อยู่ 19/8 หมู่3 ต.ธนู อ.อุทัย จ.พระนครศรีอยุธยา 13210  
ประวัติการศึกษา 2554 วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิศวกรรมอุตสาหกรรม  
มหาวิทยาลัยบูรพา  
ผลงานทางวิชาการ กมลวิภา พึ่งเจียก ชัยพนม หนูแก้ว และกรรณชัย กัลยาศิริ. 2556  
“การศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาบัดกรีที่มีต่อความหนาของชั้น  
สารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับแผ่นรองทองแดง.”  
หน้า 29. ในการประชุมวิชาการช่างงานวิศวกรรมอุตสาหกรรม ประจำปี  
พ.ศ.2556