รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ การศึกษาผลของ Ni, Ag และ In ต่อคุณสมบัติของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Bi

โดย กรรณชัย กัลยาศิริ

ธันวาคม 2559

สัญญาเลขที่ **RSA5680023**

รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

โครงการ การศึกษาผลของ Ni, Ag และ In ต่อคุณสมบัติของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Bi

ผู้วิจัย นายกรรณชัย กัลยาศิริ

สังกัด สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

สนับสนุนโดย สำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย
และ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

(ความเห็นในรายงานนี้เป็นของผู้วิจัย สกว. และ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ไม่จำเป็นต้องเห็นด้วยเสมอไป)

กิตติกรรมประกาศ

ผู้วิจัยขอขอบคุณ สำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) สำนักงานคณะกรรมการการอุดมศึกษา (สกอ.) และสถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง สำหรับการสนับสนุนทางการเงินของโครงการวิจัยนี้

บทคัดย่อ

รหัสโครงการ: RSA5680023

ชื่อโครงการ: การศึกษาผลของ Ni, Ag และ In ต่อคุณสมบัติของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Bi

ชื่อนักวิจัย: นายกรรณชัย กัลยาศิริ **สถาบัน:** สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

E-mail Address: kkkannac@kmitl.ac.th

ระยะเวลาโครงการ: วันที่ 17 มิถุนายน พ.ศ. 2556 ถึงวันที่ 16 มิถุนายน พ.ศ. 2558

โครงการวิจัยนี้จะทำการศึกษาเกี่ยวกับผลของ Ni, Ag และ In ที่มีต่อคุณสมบัติของ Sn-Bi-Ni-X เมื่อ X คือ Ag หรือ In เพื่อพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิดใหม่ โดย Sn-58Bi จะถูกนำมาใช้เป็นโลหะบัดกรีพื้นฐาน และจะทำการศึกษาผลของ Ni, Ag และ In ที่มีต่ออุณหภูมิหลอมเหลว ความสามารถในการเปียก ความต้านทานแรงดึง ความสามารถในการยืดตัว และโครงสร้างจุลภาค และจะทำการศึกษาปฏิกิริยารอยต่อระหว่าง Sn-Bi-Ni-X กับแผ่นทองแดง และแผ่นทองแดงเคลือบตะกั่ว นอกจากนี้จะทำการศึกษาผลของการบ่มด้วยความร้อนที่มีต่อรอยต่อระหว่าง Sn-Bi-Ni-X กับแผ่นทองแดง 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% จากการทดสอบอุณหภูมิหลอมเหลวด้วยเครื่อง Differential scanning calorimeter พบว่าเมื่อเติมธาตุ Ni และ In ลงไป ส่งผลให้อุณหภูมิหลอมเหลวและช่วงการหลอมเหลวลดลง แต่เมื่อเติมธาตุ Ag ลงไป ทำให้อุณหภูมิหลอมเหลวและช่วงการหลอมเหลวมีแนวโน้มสูงขึ้น ส่วนความสามารถในการเปียกบนแผ่นทองแดงได้ทำการทดสอบในรูปของการทดสอบการแผ่กระจาย ซึ่งพบว่าการเติมธาตุ Ni, Ag และ In ลงไปช่วยเพิ่มความสามารถในการเปียก ส่วนการทดสอบความต้านทานแรงดึงสูงสุดและการยืดตัวตามมาตรฐาน ASTM E8M พบว่าการเติมธาตุ Ni, Ag และ In ทำให้ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดเพิ่มขึ้นและการยืดตัวลดลง สำหรับการทดสอบความต้านไฟฟ้าด้วยวิธี 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

จากการบัดกรีโลหะบัดกรีด้วยวิธีรีโฟลว์ที่อุณหภูมิ 179 °C เป็นเวลา 30 วินาที และปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวในอากาศ และนำชิ้นงานไปบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 75, 100 และ 125 °C เป็นเวลา 10, 100 และ 1000 ชั่วโมง พบว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นหลังการบัดกรี คือ Cu_6Sn_5 รวมถึง $(Cu,Ni)_6Sn_5$ (ในกรณีที่โลหะบัดกรีมีส่วนผสมของ Ni) และภายหลังการบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 100 °C เป็นเวลา 1000 ชั่วโมงพบชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn ระหว่างชั้น Cu_6Sn_5 กับแผ่นทองแดง เช่นเดียวกับการบ่มที่อุณหภูมิ 125 °C เป็นเวลา 100 และ 1000 ชั่วโมง โดยการเติมธาตุเจือต่าง ๆลงไปนั้นไม่ส่งผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรีอย่างชัดเจนเมื่อเทียบกับโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi แต่ภายหลังการบ่มด้วยความร้อนพบว่า ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn ของโลหะบัดกรีที่มีการเติม Ni มีความหนาน้อยกว่าของโลหะบัดกรีพื้นฐาน ในขณะที่การเติม Ag และ In ไม่ส่งผลให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะแตกต่างจากของโลหะบัดกรีพื้นฐาน โดยพลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn จะมากกว่าของชั้น Cu_6Sn_5 ในโลหะบัดกรีทุกสูตร จากการตรวจสอบโลหะบัดกรีหลังการบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 125 °C เป็นระยะเวลา 1000 ชั่วโมง พบ Kirkendall voids ระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn และแผ่นทองแดง นอกจากนี้เมื่อมีการปนเปื้อนตะกั่วในการบัดกรีจะพบว่า มีสารประกอบเชิงโลหะจุดหลอมเหลวต่ำ $Sn_{16}Pb_{32}Bi_{52}$ เกิดขึ้นในรอยบัดกรี

คำหลัก: โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว (Lead-free solders) การบัดกรีแบบรีโฟลว์ (Reflow soldering) สารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds)

บทที่ 1

บทนำ

ประเทศไทยเป็นประเทศผู้ผลิตและส่งออกสินค้าอิเล็กทรอนิกส์รายใหญ่ของโลก มีมูลค่าการส่งออกมากกว่า 1 ล้านล้านบาทต่อปี [1] และเนื่องจากหลายประเทศได้มีการออกกฎระเบียบด้านสิ่งแวดล้อมเพื่อควบคุมการใช้สารพิษในผลิตภัณฑ์อิเล็กทรอนิกส์ เช่น The restriction of the use of certain hazardous substances (RoHS) ของสหภาพยุโรป Administration on the control of pollution caused by electronic products (ACPEP) ของประเทศจีน และ Japan green procurement survey standardization initiative (JGPSSI) ของประเทศญี่ปุ่น กฎระเบียบเหล่านี้ห้ามการใช้งานผลิตภัณฑ์อิเล็กทรอนิกส์ที่มีตะกั่ว (Pb) ปรอท (Hg) แคดเมียม (Cd) โครเมียม (Cr^{6+}), Polybrominated biphenyls และ Polybrominated diphenyl ether [2] ดังนั้นผลิตภัณฑ์อิเล็กทรอนิกส์ที่ใช้โลหะบัดกรีที่มีตะกั่วไม่สามารถส่งไปจำหน่ายในประเทศเหล่านั้นได้ ส่งผลให้อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ของประเทศไทยต้องใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแทนโลหะบัดกรีแบบดั้งเดิม (Sn37Pb) ที่มีตะกั่วเป็นส่วนผสม

ตั้งแต่มีการบังคับใช้กฎระเบียบ RoHs เมื่อ 1 กรกฎาคม 2006 ได้มีการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วขึ้นมาหลายกลุ่มเพื่อแทนที่โลหะบัดกรีที่มีตะกั่วผสม เช่น Sn-Ag-Cu, Sn-Ag, Sn-Cu, Sn-Zn และ Sn-Bi [3-5] โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วเหล่านี้มีการใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ต่างๆ โดยกลุ่มที่มีการใช้งานกันแพร่หลาย คือ Sn-Ag-Cu (SAC) โดยเฉพาะอย่างยิ่ง Sn-3.0Ag-0.5Cu (SAC305) เนื่องจากมีการนำไฟฟ้าที่ดี และรอยบัดกรีมีความแข็งแรงสูง อย่างไรก็ตาม SAC305 มีอุณหภูมิหลอมเหลวที่สูงกว่าโลหะบัดกรี Sn37Pb โดยที่ SAC305 มีช่วงการหลอมเหลวที่ 217-221 $^{\circ}$C ในขณะที่ Sn37Pb มีจุดหลอมเหลว 183 $^{\circ}$C [3, 4, 6] ซึ่งเป็นปัญหาที่สำคัญที่มีผลต่อกระบวนการผลิตอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ เนื่องจากอุณหภูมิบัดกรีที่สูงขึ้นอาจทำให้เกิดความเสียหายต่อชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์และแผงวงจรพิมพ์ในระหว่างการบัดกรี นอกจากนี้ SAC305 ยังมีปริมาณของเงิน (Ag) มาก ทำให้เกิดสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn ส่งผลให้รอยบัดกรีแตกได้ง่ายขึ้นเมื่ออยู่ภายใต้ความเค้นอย่างต่อเนื่อง และรอยบัดกรีของ SAC305 จะมีพื้นผิวที่หมอง นอกจากนี้ SAC305 มีราคาสูงเนื่องจากมีเงิน (Ag) ผสมอยู่ในปริมาณมาก [4, 7]

โลหะบัดกรีที่มีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำได้ถูกนำมาใช้ในการบัดกรีอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่ไม่สามารถทนต่ออุณหภูมิสูง ซึ่งโลหะบัดกรีที่มีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำมีข้อดี คือ ช่วยลด Thermal shock ในการบัดกรี และสามารถใช้ในการบัดกรีแบบ Step soldering [8-10] โลหะบัดกรีที่มีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำที่น่าสนใจชนิดหนึ่ง คือ Sn-58Bi เนื่องจากมีอุณหภูมิหลอมเหลวเพียง 139 $^{\circ}$C ซึ่งต่ำกว่าของโลหะบัดกรี Sn37Pb และโลหะบัดกรีชนิดนี้ยังมีราคาที่ไม่สูงอีกด้วย [3, 11] จึงทำให้ Sn-58Bi เป็นตัวเลือกที่ดีสำหรับโลหะบัดกรีที่มีราคาต่ำเช่นกัน

แต่ข้อเสียของโลหะบัดกรี Sn-58Bi คือ มีความสามารถในการเปียกต่ำเมื่อเทียบกับโลหะบัดกรี Sn37Pb และความเหนียวของ Sn-58Bi ต่ำกว่าของโลหะบัดกรี Sn37Pb เนื่องจากมีโครงสร้างจุลภาคที่หยาบ [3, 4] นอกจากนี้รอยบัดกรีของโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับแผ่นทองแดงมีแนวโน้มที่จะเปราะเมื่อได้รับความร้อนเป็นระยะเวลานาน เนื่องจากเกิดการแยกตัวของ Bi ที่รอยต่อระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn กับแผ่นทองแดง [8, 9] และเมื่อรอยบัดกรีมีปริมาณ Sn และ Pb ที่เพียงพอ จะเกิดสารประกอบเชิงโลหะกับ Bi เป็น $Sn_{16}Pb_{32}Bi_{52}$ ซึ่งมีอุณหภูมิหลอมเหลวเพียง 96 ^{o}C [10]

การเติมธาตุเจือลงในโลหะบัดกรีเป็นวิธีการที่ใช้ในการปรับปรุงคุณสมบัติของโลหะบัดกรี และมีธาตุหลายชนิดได้ถูกนำมาใช้ในการปรับปรุงคุณสมบัติของโลหะบัดกรี เช่น Ag, Co, Ga. Ge, In, Ni, P, และ Sb แม้ว่าธาตุเจือเหล่านี้สามารถปรับปรุงคุณสมบัติบางประการของโลหะบัดกรี แต่อาจจะเปลี่ยนคุณสมบัติอื่นๆ ของโลหะบัดกรีเช่นกัน [12-23] เช่น นิกเกิล (Ni) ถูกนำมาใช้ในการทำให้โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC ละเอียดขึ้น และยับยั้งการเติบโตของสารประกอบเชิงโลหะ ในระหว่างการบัดกรี [24] แต่มีรายงานว่า Ni จะไปลดความสามารถในการเปียกของ SAC305 [25] เนื่องจากธาตุเจือแต่ละชนิดอาจมีปฏิกิริยาแตกต่างกันไปกับโลหะบัดต่างชนิดกัน ดังนั้นผลกระทบของธาตุเจือที่มีต่อคุณสมบัติของโลหะบัดกรีจึงมีคุณค่าในการศึกษาเพื่อพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิดใหม่

โครงการวิจัยนี้จะทำการศึกษาเกี่ยวกับผลของ Ni, Ag และ In ที่มีต่อคุณสมบัติของ Sn-Bi-Ni-X เมื่อ X คือ Ag หรือ In เพื่อพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิดใหม่ โดย Sn-58Bi จะถูกนำมาใช้เป็นโลหะบัดกรีพื้นฐาน และจะทำการศึกษาผลของ Ni, Ag และ In ที่มีต่ออุณหภูมิหลอมเหลว ความสามารถในการเปียก ความต้านทานแรงดึง ความสามารถในการยืดตัว และโครงสร้างจุลภาค และจะทำการศึกษาปฏิกิริยารอยต่อระหว่าง Sn-Bi-Ni-X กับแผ่นทองแดง และแผ่นทองแดงเคลือบตะกั่ว นอกจากนี้จะทำการศึกษาผลของการบ่มด้วยความร้อนที่มีต่อรอยต่อระหว่าง Sn-Bi-Ni-X กับแผ่นทองแดง ซึ่งผลการวิจัยนี้จะให้ความรู้พื้นฐานทางโลหะวิทยาของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วของ Sn-Bi-Ni-X และอาจนำไปใช้ในการผลิตเป็นโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิดใหม่

บทที่ 2

วิธีการทดลอง

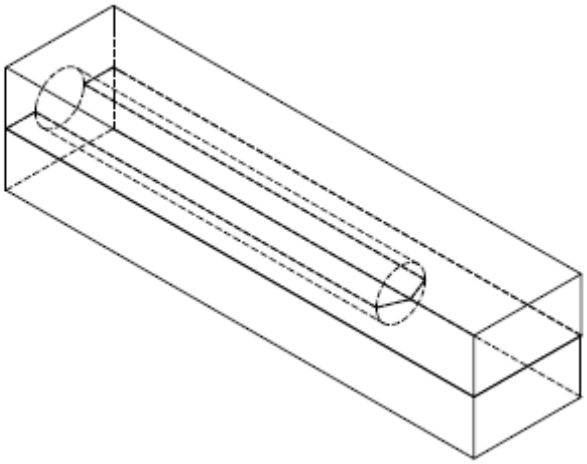
2.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

การเตรียมชิ้นงานเพื่อใช้ทดสอบ เริ่มต้นด้วยการหล่อโลหะบัดกรีเป็นรูปทรงกระบอก ขนาด 18.3×160 mm. ดังภาพที่ 2.1 ซึ่งโลหะบัดกรีแต่ละชนิดจะทำการหลอมในเบ้าหลอมกราไฟต์ แล้วเทลงแบบหล่อสแตนเลสดังภาพที่ 2.2 และทำการวิเคราะห์ส่วนผสมด้วยเครื่อง Spark-OES (Optical emission spectroscopy) โดยนำธาตุ In, Ag และ Ni ผสมลงไปดังตารางที่ 2.1 ซึ่งมีปริมาณ Ni ที่นำมาผสมอยู่ในช่วงระหว่าง 0.05 – 1.0 wt% เพื่อช่วยปรับแต่งโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีและการเชื่อมประสาน ปริมาณ In และ Ag ใช้ปริมาณความเข้มข้น 0.1 wt% และ 0.05 wt% ซึ่งทั้งสองธาตุนี้จะใช้ความเข้มข้นต่ำเนื่องจากมีราคาสูง

ตารางที่ 2.1 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	0.10	0.00	0.00
Sn58Bi-0.5Ni	41.50	58.00	0.50	0.00	0.00
Sn58Bi-1.0Ni	41.00	58.00	1.00	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	0.10	0.05	0.00
Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	41.40	58.00	0.10	0.10	0.00
Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	41.45	58.00	0.10	0.00	0.05
Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	41.40	58.00	0.10	0.00	0.10
Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	41.85	58.00	1.00	0.05	0.00
Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	41.80	58.00	1.00	0.10	0.00
Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	41.85	58.00	1.00	0.00	0.05
Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	41.80	58.00	1.00	0.00	0.10

ภาพที่ 2.1 ตัวอย่างชิ้นงานหลังจากการหล่อ



ภาพที่ 2.2 แบบหล่อชิ้นงานโลหะบัดกรี

2.2 การวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี

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

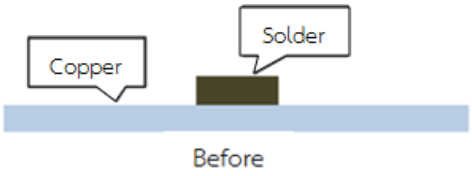
2.3 การวิเคราะห์ความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรี

2.3.1 ขั้นตอนการเตรียมแผ่นทองแดง

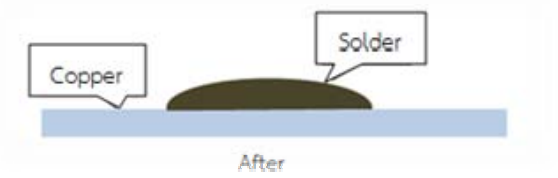
การทดสอบความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดเป็นอีกวิธีหนึ่งที่ใช้ประมาณค่าความสามารถในการเปียก (Wettability) โดยเตรียมแผ่นทองแดงบริสุทธิ์ 99.99% ขนาด 30x30x0.35 มิลลิเมตร เป็นโลหะบัดกรีพื้นฐาน จากนั้นนำแผ่นทองแดงมาล้างด้วย IPA และจุ่มลงในสารละลาย H_2SO_4 ที่อุณหภูมิ 65 ± 5 °C เป็นเวลา 1 นาที และนำมาล้างสารละลาย $(NH_4)_2S_2O_8$ เป็นเวลา 1 นาที ล้างด้วยน้ำประปาเปิดไหลผ่าน 5 วินาที และจุ่มในสารละลาย H_2SO_4 ที่อุณหภูมิ 25 ± 2 °C เป็นเวลา 1 นาที ล้างด้วยน้ำประปาเปิดไหลผ่าน และนำมาล้างด้วย DI Water สุดท้ายล้างด้วย IPA ตามมาตรฐาน JIS Z3284

2.3.2 วิธีการทดสอบ

หลอมโลหะบัดกรีเป็นแผ่นวงกลมขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 6.50 มิลลิเมตร หนา 1.6 มิลลิเมตร วางบนแผ่นรองทองแดงขนาด 30x30x0.35 มิลลิเมตร ความหยาบผิว 0.06Ra. ที่ผ่านการอบที่อุณหภูมิ 100°C และใส่ฟลักซ์ชนิด NH-100VK-1 ซึ่งมีสถานะเป็นของเหลวปริมาณ 0.02 ml. จากนั้นปรับตั้งค่าอุณหภูมิ Hot plate ที่ 179°C ± 2°C ซึ่งใช้เวลาหลอมโลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดง 30 วินาที นับเมื่อโลหะบัดกรีเริ่มหลอมเหลวที่อุณหภูมิ 179 °C ตามมาตรฐาน JIS Z 3198-3:2003 จากนั้นยกชิ้นงานออกและปล่อยให้เย็นตัวที่อุณหภูมิห้อง แล้วล้างฟลักซ์ออกด้วยเอทานอล ลักษณะชิ้นงานก่อนและหลังการทดสอบแสดงดังภาพที่ 2.3 และ 2.4 สำหรับการวัดค่าความสามารถในการเปียกนั้น นำไมโครมิเตอร์ดิจิตอลวัดความสูงของโลหะบัดกรีที่จุดสูงสุด



ภาพที่ 2.3 ชิ้นงานก่อนทดสอบความสามารถในการเปียก

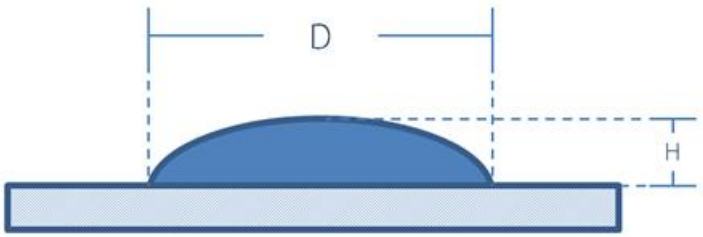


ภาพที่ 2.4 ชิ้นงานหลังทดสอบความสามารถในการเปียก

จากนั้นนำชิ้นงานหลังทดสอบการแผ่กระจายมาคำนวณหาอัตราการแผ่กระจาย ดังสมการที่ 2.1

$$S_f = \frac{D - H}{H} \times 100 \quad (2.1)$$

โดยที่ S_R คือ อัตราการแผ่กระจาย H คือ ความสูงของโลหะบัดกรีที่แผ่กระจายและ D คือ เส้นผ่านศูนย์กลางเมื่อโลหะบัดกรีที่ถูกทดสอบเป็นวงกลมแสดงดังภาพที่ 2.5



ภาพที่ 2.5 ความสูงและเส้นผ่านศูนย์กลางโลหะบัดกรี

2.4 การวิเคราะห์ความต้านทานแรงดึง (Tensile strength test)

การทดสอบความต้านแรงดึง (Tensile strength test) ของโลหะบัดกรี โดยอ้างอิงตามมาตรฐาน ASTM E8M สำหรับการทดสอบชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยการหล่อ ซึ่งเป็นมาตรฐานการทดสอบวัสดุประเภทโลหะและโลหะผสม โดยนำชิ้นงานทดสอบทำการกลึงด้วยเครื่อง CNC ยี่ห้อ Emco รุ่น PC-TURN 50 เพื่อให้ชิ้นงานมีขนาดดังภาพที่ 2.6 โดยชิ้นงานทดสอบมีขนาดดังตารางที่ 2.2

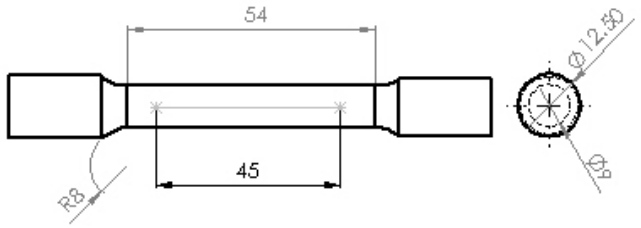
ตารางที่ 2.2 ขนาดชิ้นงานทดสอบความต้านทานแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8M

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]

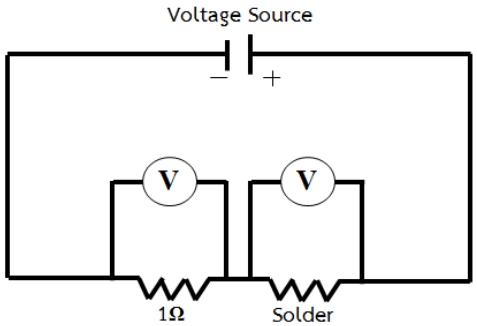
ตามมาตรฐาน ASTM E8M สำหรับการทดสอบชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยการหล่อ การทดสอบความต้านแรงดึงโดยใช้เครื่องทดสอบ Universal testing machine ยี่ห้อ SHIMADZU รุ่น Autograph AG-X 100kN ซึ่งเครื่องทดสอบสามารถควบคุมการทำงานต่างๆ รวมถึงกระบวนการประมวลผลด้วยระบบคอมพิวเตอร์ โดยทำการทดสอบที่อุณหภูมิห้องที่ 25° C อัตราความเร็วในการดึงชิ้นงานเท่ากับ 2.7 มิลลิเมตรต่อนาที และทำการทดสอบโลหะบัดกรีชนิดละ 3 ชิ้น เพื่อหาค่าเฉลี่ยของค่าที่ทดสอบ และวัดค่าการยืดตัวของวัสดุจากการทดสอบแรงดึง เป็นค่าเพิ่มของระยะเกจ (วัดหลังการแตกเสียหาย) หารด้วยระยะเกจเริ่มต้น



ภาพที่ 2.6 ขนาดชิ้นงานทดสอบความต้านทานแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8M

2.5 การวิเคราะห์ความต้านทานไฟฟ้า

ทำการทดสอบความต้านทานไฟฟ้าด้วยวิธี Four-Point Probe ดังภาพที่ 2.10 โดยใช้ไฟฟ้ากระแสตรงขนาด 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7, 0.8, 0.9 และ 1.0 A และวัดค่าความต่างศักย์ตกคร่อมชิ้นงานตัวอย่างทดสอบเส้นผ่านศูนย์กลาง 18 มิลลิเมตร ที่ระยะ 47 มิลลิเมตร เพื่อหาค่าความต้านทานไฟฟ้าของตัวอย่างทดสอบโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว สามารถคำนวณความต้านทานไฟฟ้าได้จากในสมการที่ 2.3



ภาพที่ 2.10 การวัดความต้านทานไฟฟ้าด้วยวิธี Four-Point Probe

$$\rho = \frac{V \times \pi r^2}{I \times l} \qquad (2.3)$$

เมื่อ ρ คือ ความต้านทานไฟฟ้า (Ω.cm) V คือ ความต่างศักย์ (V) I คือ กระแสไฟฟ้า (A) r คือ รัศมีของชิ้นงานทดสอบ (m) และ l คือ ระยะที่วัดค่าความต่างศักย์ตกคร่อม (m)

2.6 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

2.6.1 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

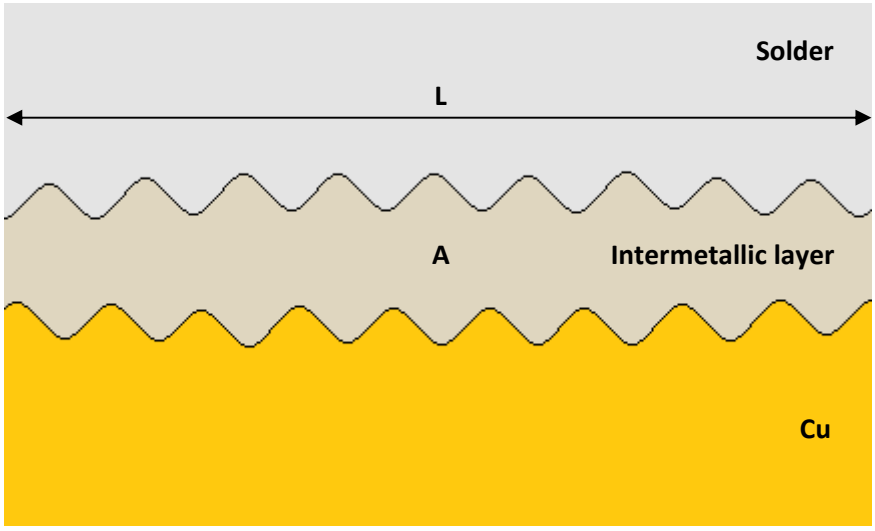
ในเบื้องต้นต้องทำการทดสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน เพื่อตรวจสอบเกี่ยวกับลักษณะโครงสร้าง การกระจายตัว รวมถึงลักษณะและขนาดของเกรน เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคนั้นส่งผลโดยตรงต่อสมบัติทางกลของโลหะผสม ทำการทดสอบโดยการตัดชิ้นงานให้มีความสูงประมาณ 15 มิลลิเมตร แล้วนำชิ้นงานไปขัดด้วยกระดาษทรายที่ความละเอียดตั้งแต่เบอร์ 800, 1000, 1200, 1500 และ 2000 ตามลำดับ หลังจากนั้นจึงทำการขัดโดยใช้ผงอลูมิน่าขนาด 1.0 ไมครอน โดยใช้เครื่องขัดยี่ห้อ Struers LaboPol-1 แล้วจึงทำการกัดผิวหน้าชิ้นงาน (Etching) ด้วยเครื่องกัดกรดยี่ห้อ Struers รุ่น lectropol 5 โดยใช้กรด 1-5 mL 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 เท่า

2.6.2 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมี

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

2.6.3 การวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

การวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะใช้โปรแกรม Image-Pro Express โดยความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะถูกคำนวณจากสมการที่ 2.4 ซึ่งตัวแปรต่าง ๆแสดงดังตัวอย่างในภาพที่ 2.11



ภาพที่ 2.11 การวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

$$h = \frac{A}{L} \tag{2.4}$$

เมื่อ h คือ ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ A คือ พื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ และ L คือ ความยาวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ในกรณีที่ชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีมากกว่า 1 ชั้น จะทำการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะแยกกัน

2.7 การบ่มด้วยความร้อน

หลังจากการบัดกรีนำชิ้นงานมาบ่มด้วยความร้อนในอ่างน้ำมัน (Oil bath) ยี่ห้อ Memmert รุ่น One 7-45 ที่อุณหภูมิ 75, 100 และ 125 $^{\circ}$C ตามลำดับ เป็นเวลา 1, 10, 100 และ 1000 ชั่วโมง ในแต่ละอุณหภูมิการบ่มด้วยความร้อน เมื่อครบระยะเวลาที่กำหนด นำชิ้นงานออกจากอ่างน้ำมันและปล่อยให้เย็นตัวในอากาศ ตลอดระยะเวลาในการบ่มจะใช้เครื่องบันทึกข้อมูลยี่ห้อ YOKOGAWA รุ่น DAQ STATION DX 100 บันทึกอุณหภูมิของการบ่ม

บทที่ 3

ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

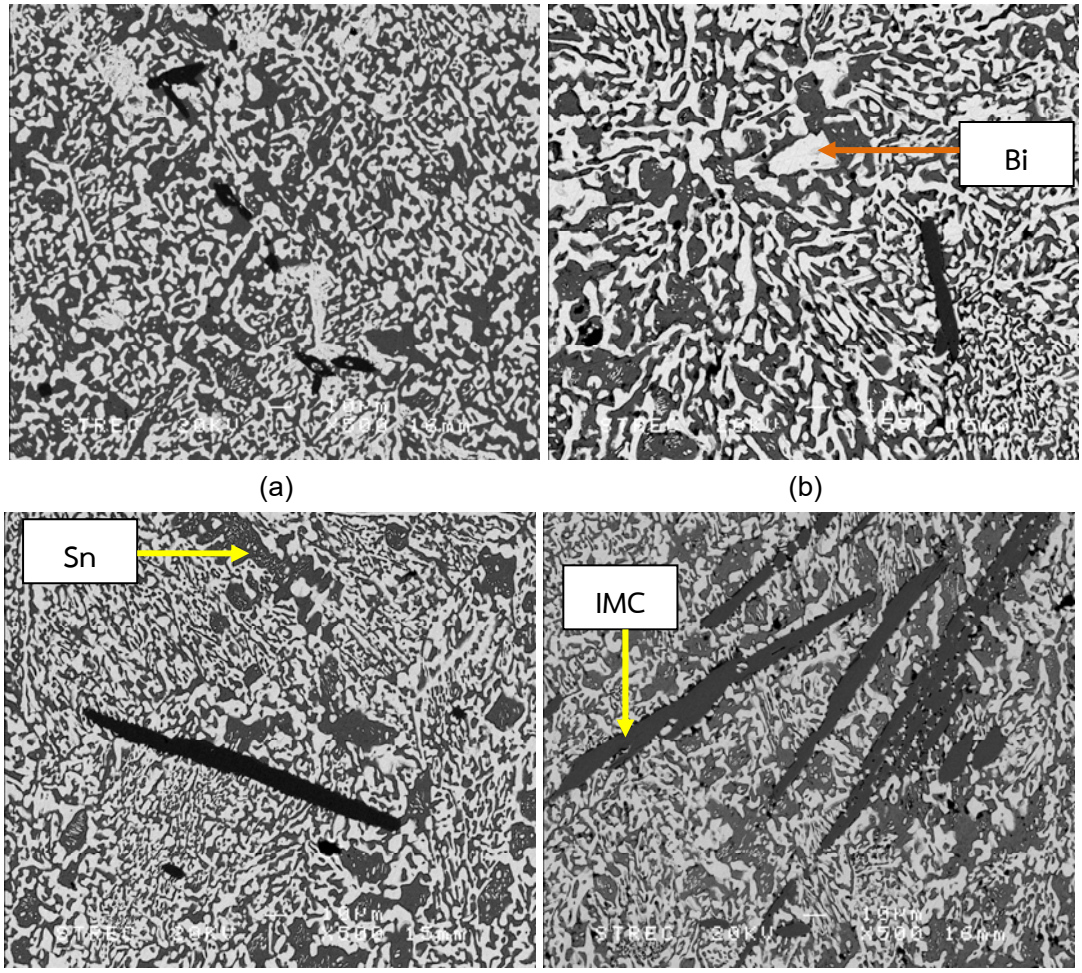
3.1 โครงสร้างจุลภาค

3.1.1 การตรวจสอบโครงสร้างเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

จากการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดได้ผลการตรวจสอบดังนี้

ภาพที่ 3.1 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn58Bi

จากภาพถ่ายลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีแสดงดังภาพที่ 3.1 จะเห็นได้ว่า ลักษณะเกรนของโลหะบัดกรีมีลักษณะคล้ายกันคือมีส่วนประกอบของ Sn และ Bi เป็นหลัก ซึ่งที่จุด ยูเทคติกมีองค์ประกอบของธาตุ Bi ประมาณ 43 at% ที่อุณหภูมิ 140°C และที่อุณหภูมิยูเทคติกพบ Bi ละลายใน β-Sn 12.4 at% อ้างอิงจากแผนภูมิเฟส (Phase diagram) [26] ทำให้เห็นเฟส Sn และ Bi แยกส่วนกัน ซึ่งโครงสร้าง Sn จะเห็นเป็นสีเทาและโครงสร้างของ Bi จะเห็นเป็นสีขาว และการเติม Bi โดยปกติจะละลายในเมทริกซ์ Sn ซึ่งทำให้ความแข็งแรงของโลหะบัดกรีมีค่าเพิ่มขึ้นเนื่องจากเป็นสารละลายของแข็ง (Solid solution) [27]

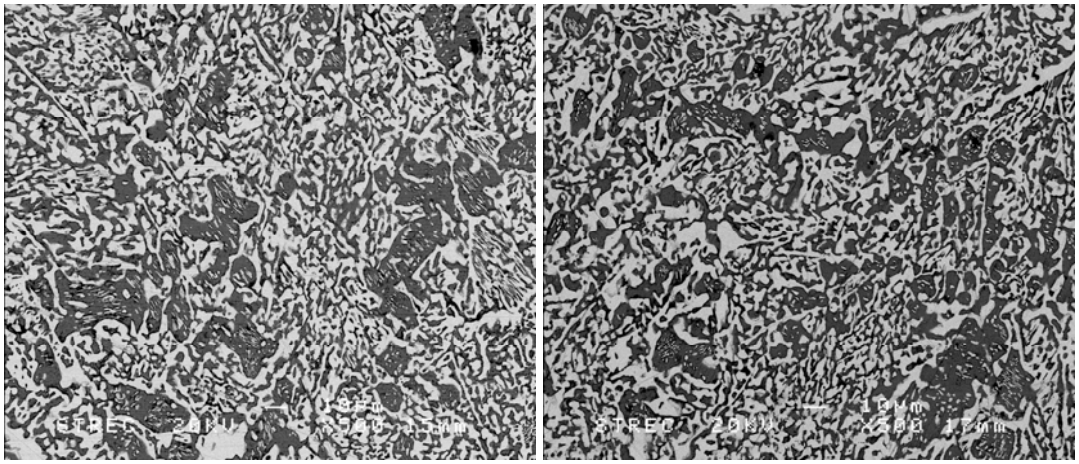


(a) (b)

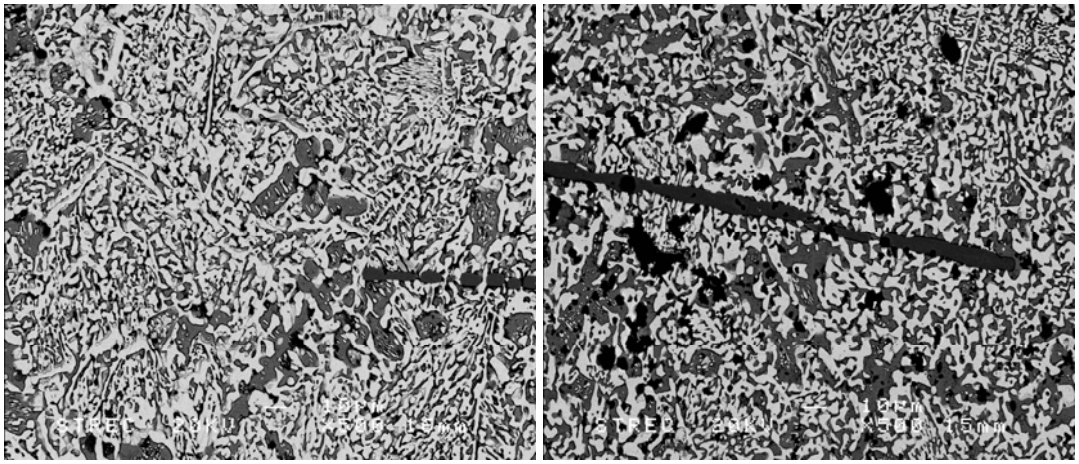
(c) (d)

ภาพที่ 3.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี (a) Sn58Bi-0.05Ni (b) Sn58Bi-0.1Ni (c) Sn58Bi-0.5Ni (d) Sn58Bi-1.0Ni

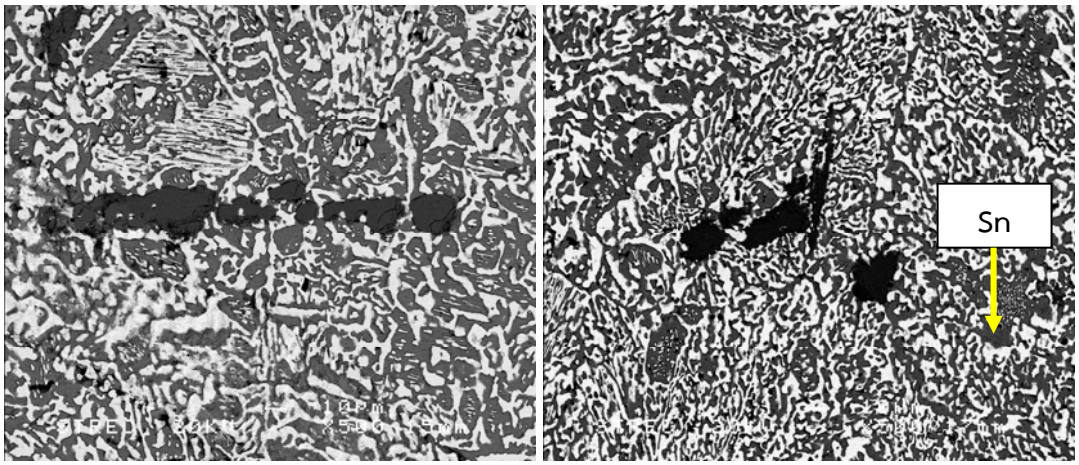
จากภาพที่ 3.2 แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi ที่มีการปรับปรุงคุณสมบัติโดยการเติมธาตุ Ni ลงไปจะสังเกตเห็นลักษณะโครงสร้างของโลหะบัดกรีมีการเปลี่ยนแปลงคือมีความละเอียดมากขึ้น มีลักษณะโครงสร้างที่เรียงตัวสลับกันเป็นแบบ Lamellae และเกิดเฟสตกตะกอนที่ยูเทคติกเนื่องจากขีดจำกัดในการละลายของธาตุ ซึ่งความสามารถในการละลายของ Ni ใน Sn น้อยกว่า 0.005 at.% และความสามารถในการละลายของ Sn ใน Ni มีขีดจำกัดที่ 9.7 at.% ซึ่งโครงสร้างดังกล่าวส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลเช่นกัน และการเติม Ni ช่วยให้การเกิดสารประกอบเชิงโลหะมีลักษณะการตกผลึกที่ละเอียดที่ผิวของ β-Sn [28]



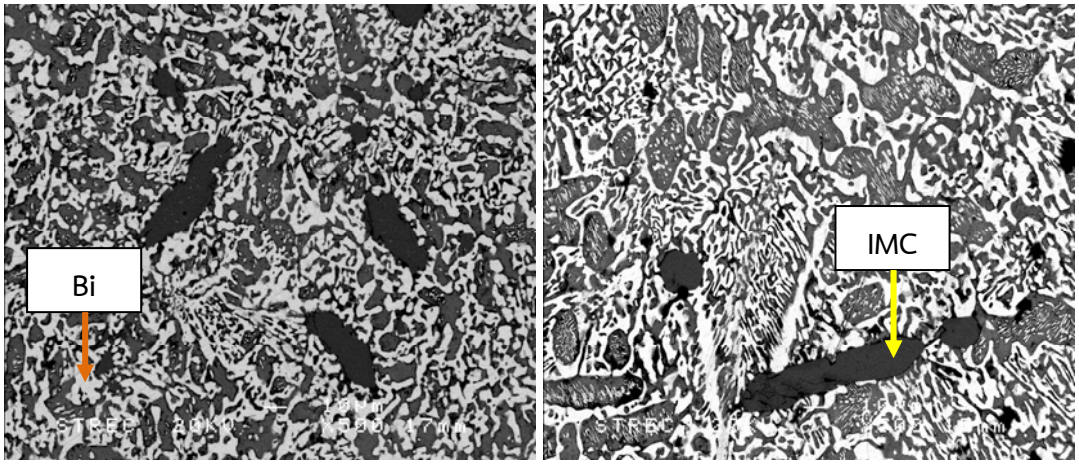
(a) (b)



(c) (d)



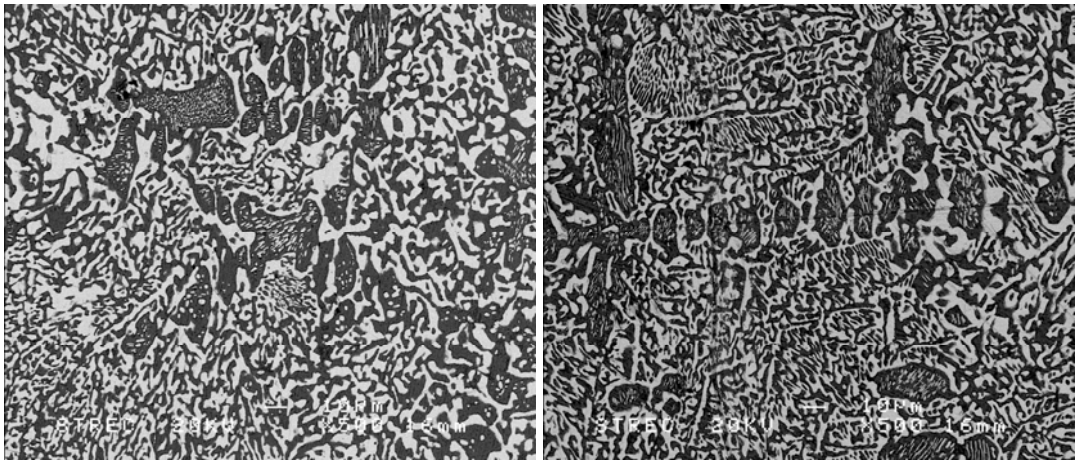
(e) (f)



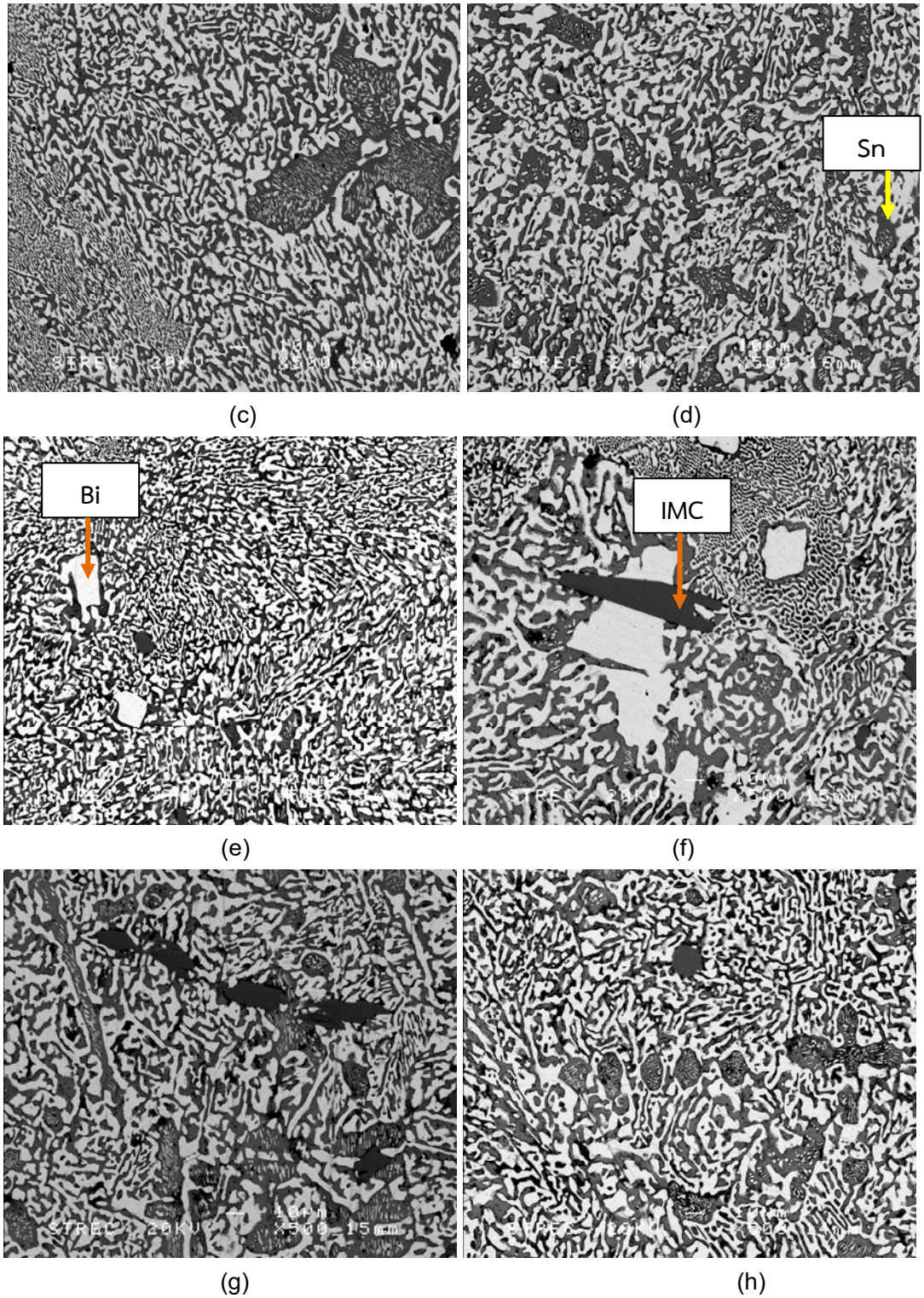
(g) (h)

ภาพที่ 3.3 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 3.3 พบว่าขนาดเกรนของโลหะบัดกรีมีขนาดเล็กลงตามปริมาณอินเดียมที่เพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากปรากฏการณ์ดูดซับอะตอม (Adsorption phenomenon) ของตัวถูกละลายบนระนาบที่มีการเจริญเติบโต ซึ่งเป็นการยับยั้งการเจริญเติบโตของระนาบดังกล่าว ทำให้ขนาดเกรนเล็กลงเมื่อปริมาณตัวถูกละลายที่เป็น In มีปริมาณมากขึ้น [29] และพบเฟสการตกตะกอนที่ยูเทคติก ซึ่งจะสังเกตเห็นเป็นสีดำ



(a) (b)



(c) (d)

(e) (f)

(g) (h)

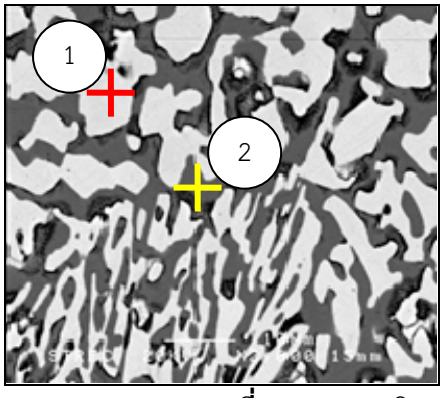
ภาพที่ 3.4 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี (a) Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag (b) Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag (c) Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag (d) Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag (e) Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag (f) Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag (g) Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag (h) Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag

จากภาพถ่ายลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีดังภาพที่ 3.4 หลังจากปรับปรุงคุณสมบัติโดยการเติมธาตุ Ni ร่วมกับ Ag พบว่า ลักษณะโครงสร้างของโลหะบัดกรีมีการ

เปลี่ยนแปลง โดยจะสังเกตเห็นพื้นที่ผิวของ β-Sn มีขนาดใหญ่ขึ้นตามปริมาณธาตุ Ag ที่เพิ่มขึ้น ซึ่งส่งผลต่อช่วงการหลอมเหลวของโลหะบัดกรีและขนาดเกรนมีความละเอียดมากขึ้น อีกทั้งยังพบเฟสตกตะกอนที่ยูเทคติกเนื่องจากขีดจำกัดในการละลายของธาตุ

3.1.2 การวิเคราะห์ธาตุองค์ประกอบทางเคมีของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

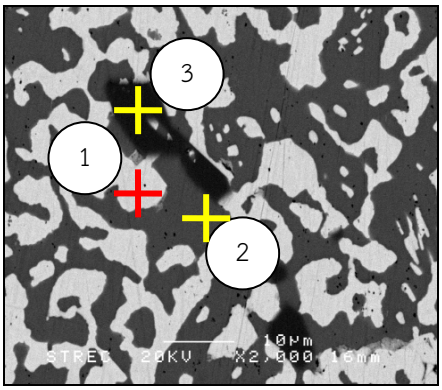
จากผลการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดที่กำลังขยาย 2,000 เท่า และสเปกตรัมจากการวิเคราะห์ Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX) เพื่อระบุองค์ประกอบทางเคมีที่พื้นผิวของชิ้นงานจะรายงานผลเป็นเปอร์เซ็นต์โดยอะตอมของธาตุที่ค้นพบ แสดงผลการทดลองดังนี้



Spot	Atomic Percent			Phase
	Sn	Bi	Ni	
1	0.40	99.60	-	Bi-rich
2	95. 4	4.56	-	Sn-rich

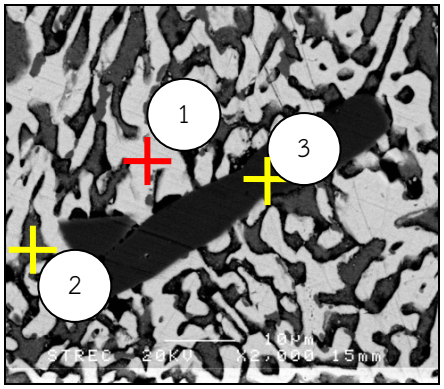
ภาพที่ 3.5 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi

จากผล EDX ของโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi ดังภาพที่ 3.5 พบว่าพื้นผิวหลักของชิ้นงานประกอบไปด้วยลักษณะโครงสร้างพื้นฐาน Sn กับ Bi ซึ่งจะเห็นโครงสร้างของ Bi มีขนาดเกรนเฉลี่ยใหญ่กว่า เนื่องจากธาตุ Bi สามารถละลายใน β-Sn ได้เพียง 21 wt%Bi ที่อุณหภูมิยูเทคติก สำหรับการวิเคราะห์ผล EDX ที่กำลังขยาย 500 เท่า แสดงส่วนผสมโดยประมาณ 42 wt%Sn - 58 wt%Bi



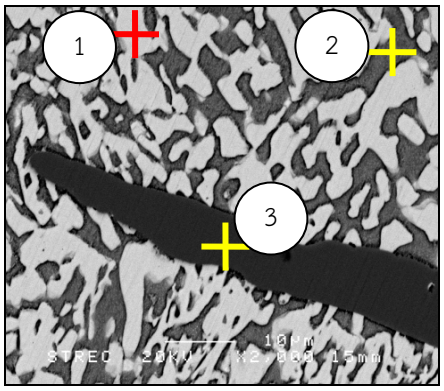
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	1.17	98.83	-	-	Bi-rich
2	97.17	2.74	0.09	-	Sn-rich
3	62.15	1.79	36.07	-	Ni_3Sn_4+ β-Sn

(a)



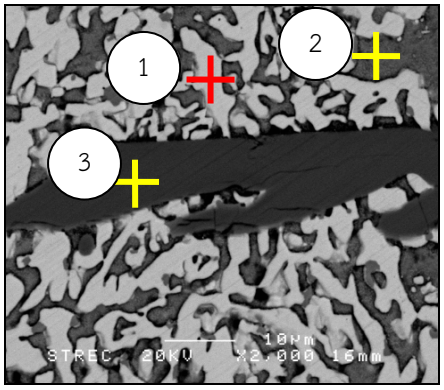
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	8.92	91.08	-	-	Bi-rich
2	96.73	3.27	-	-	Sn-rich
3	60.9	2.70	36.29	-	Ni_3Sn_4+ β-Sn

(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_3Sn_4+ β-Sn

(c)

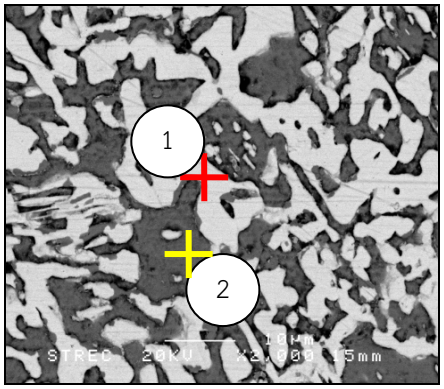


Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	21.99	78.01	-	-	Bi-rich
2	94.89	4.51	0.60	-	Sn-rich
3	59.23	0.20	40.57	-	β-Sn+ Ni_3Sn_4

(d)

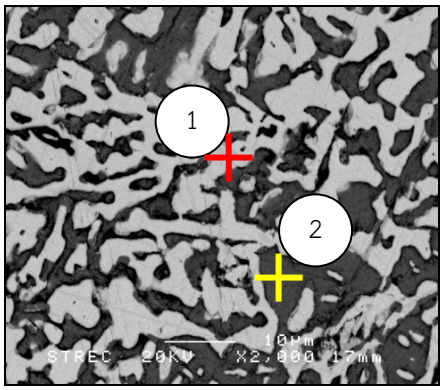
ภาพที่ 3.6 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด (a) Sn58Bi-0.05Ni (b) Sn58Bi-0.1Ni (c) Sn58Bi-0.5Ni (d) Sn58Bi-1.0Ni

หลังจากการเติมธาตุ Ni ลงไปในโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi จะสังเกตเห็นโครงสร้างของ β-Sn เป็นสีเทามีส่วนผสมโดยประมาณ 95.44at%Sn-4.56at%Bi ส่วนบริเวณสีขาวเป็นโครงสร้างของเฟส Bi มีส่วนผสมโดยประมาณ 0.40at%Sn-99.60at%Bi แสดงดังภาพที่ 3.6 ซึ่งผลจากการวิเคราะห์ด้วย EDX พบสารประกอบเชิงโลหะ Ni_3Sn_4 และ β-Sn+Ni_3Sn_4 กระจายอยู่ในโครงสร้าง Sn-rich โดยจะเห็นได้อย่างชัดเจนว่ามีสีทึบและจะมีรูปร่างคล้าย ๆกัน โดยจากงานวิจัยของ El-Dalyและคณะ [28] กล่าวว่าการเติม Ni ช่วยให้เฟสสารประกอบเชิงโลหะ Ni_3Sn_4 มีรูปร่างการตกผลึกละเอียดที่ผิวของ β-Sn มากกว่าการตกผลึกแบบเข็ม



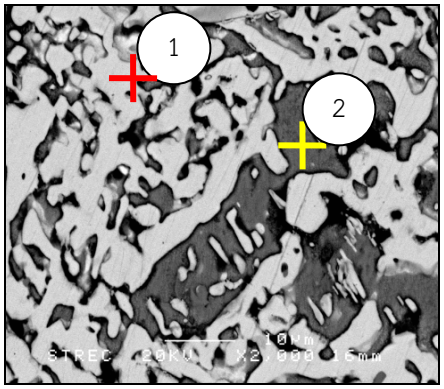
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	5.66	93.60	-	0.74	α-Bi+ Bi(In,Sn)
2	95.11	2.36	-	2.53	β-Sn+BiIn

(a)



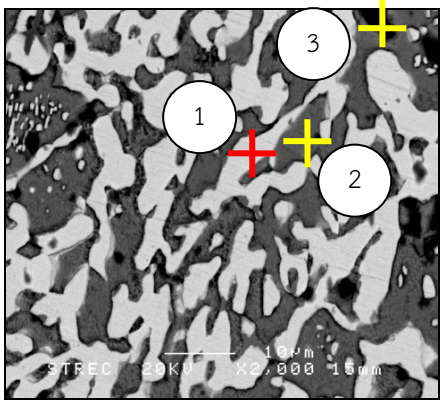
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	6.19	93.81	-	-	Bi-rich
2	95.14	2.86	-	2.01	β-Sn+BiIn

(b)



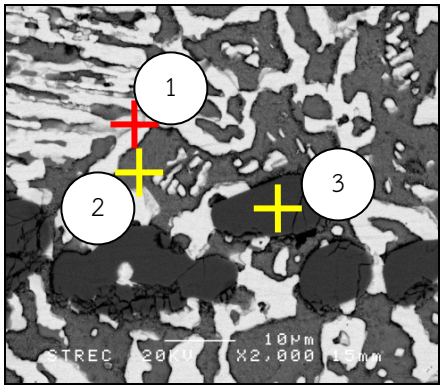
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	2.34	97.66	-	-	Bi-rich
2	94.67	4.78	-	0.54	β-Sn+BiIn

(c)



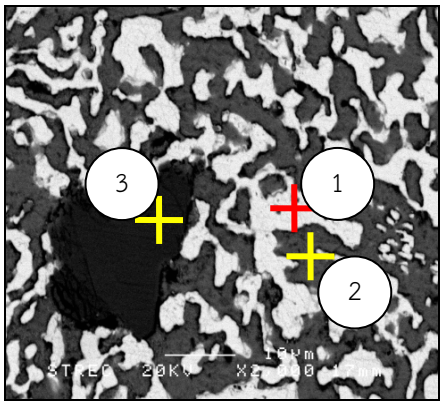
Spot	Atomic Perce t				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	15.15	84.85	-	-	Bi-rich
2	81.67	16.63	-	1.70	β-Sn+BiIn
3	59.78	0.31	38.65	1.25	Ni_3Sn_4+ BiIn

(d)



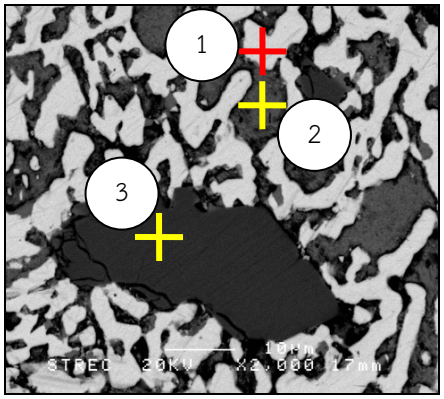
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	7.50	91.33	-	1.12	α-Bi+ Bi(In,Sn)
2	92.99	4.67	-	2.34	β-Sn+BiIn
3	59.20	0.10	39.38	1.32	Ni_3Sn_4+ BiIn

(e)



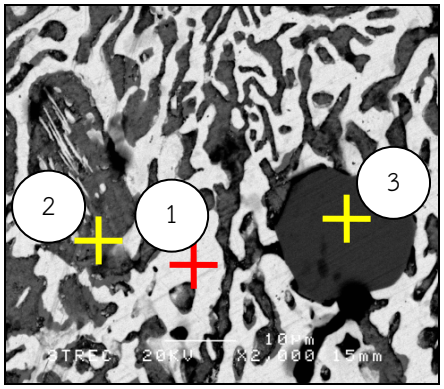
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	8.10	90.76	-	1.14	α-Bi+ Bi(In,Sn)
2	90.69	6.50	-	2.81	β-Sn+ BiIn
3	59.95	0.11	35.76	4.18	Ni_3Sn_4+ BiIn

(f)



Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
	2.20	96.63	-	1.38	α-Bi+ Bi(In,Sn)
2	91.66	2.63	-	5.70	β-Sn+ BiIn
3	57.98	0.08	36.96	4.98	Ni_3Sn_4+ BiIn

(g)

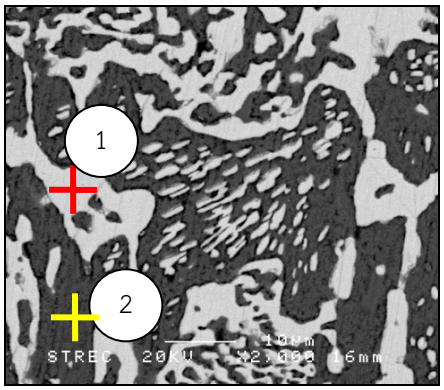


Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	In	
1	2.43	95.14	1.32	1.11	α-Bi+ Bi(In, Sn)
2	94.32	3.15	-	2.53	β-Sn+ BiIn
3	42.32	0.0	54.4	3.12	$Ni_3(Sn,In)_2$

(h)

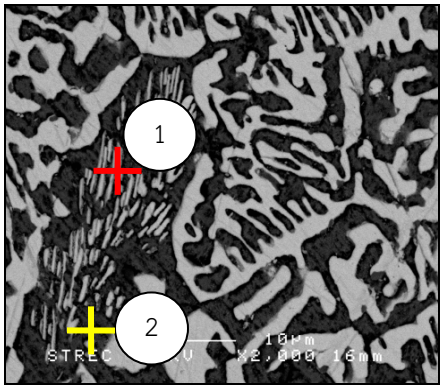
ภาพที่ 3.7 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด (a) Sn58Bi-0.05Ni-0.05In (b) Sn58Bi-0.05Ni-0.1In (c) Sn58Bi-0.1Ni-0.05In (d) Sn58Bi-0.1Ni-0.1In (e) Sn58Bi-0.5Ni-0.05In (f) Sn58Bi-0.5Ni-0.1In (g) Sn58Bi-1.0Ni-0.05In (h) Sn58Bi-1.0Ni-0.1In

หลังจากการเติมธาตุ Ni ร่วมกับ In ลงไปในโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi พบว่าเกิดโครงสร้างสารประกอบเชิงโลหะ β-Sn+BiIn โดยจะเห็นเป็นสีเทาเมื่อปรากฏในเฟสของดีบุกและจะเห็นเป็นสีขาวเมื่อปรากฏในบิสมัท แสดงดังภาพที่ 3.7(a)-(h) และพบสารประกอบเชิงโลหะ Ni_3Sn_4+BiIn มีลักษณะกลมมนมีสีทึบกระจายอยู่ในโครงสร้าง Sn-rich แสดงดังภาพที่ 3.7(d)-(g) และเกิดสารประกอบเชิงโลหะ α-Bi+Bi(In,Sn) ที่เฟสบิสมัทมีลักษณะรูปร่างหลากหลายจะเห็นเป็นสีขาว โดยธาตุอินเดียมกับดีบุกมีรัศมีอะตอมเท่ากันรวมทั้งโครงสร้างผลึกมีลักษณะเหมือนกัน ทำให้เกิดการแทนที่ของอะตอมได้ แสดงดังภาพที่ 3.7(e)-(h) และพบโครงสร้างสารประกอบ β-Bi+Ni(In,Sn) และ $Ni_3(Sn,In)_2$ 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)

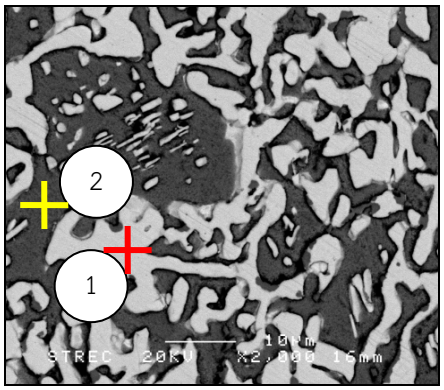


Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	4.97	95.03	-	-	Bi-rich
2	95.63	4.37	-	-	Sn-rich

(b)

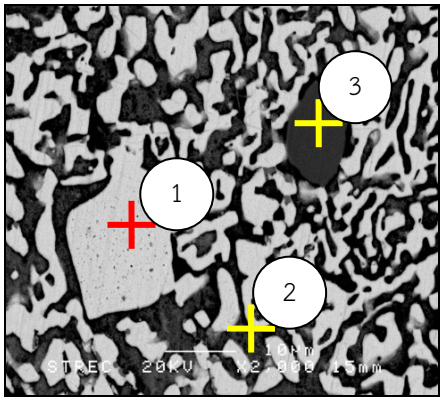
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	1.14	98.86	-	-	Bi-rich
2	93.78	6.22	-	-	Sn-rich

(c)



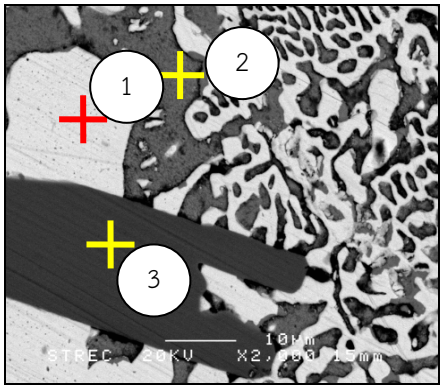
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	1.23	98.77	-	-	Bi-rich
2	95.11	4.89	-	-	Sn-rich

(d)



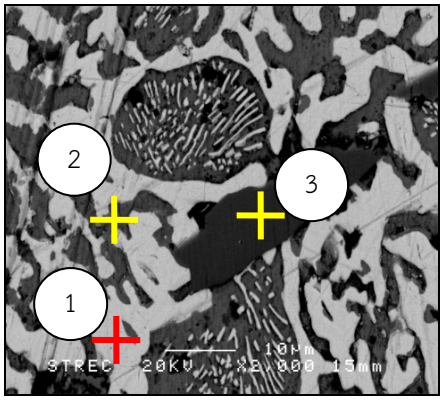
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	3.03	96.97	-	-	Bi-rich
2	92.65	7.24	0.1	-	Sn-rich
3	60.07	0.29	39.65	-	β-Sn+ Ni_3Sn_4

(e)



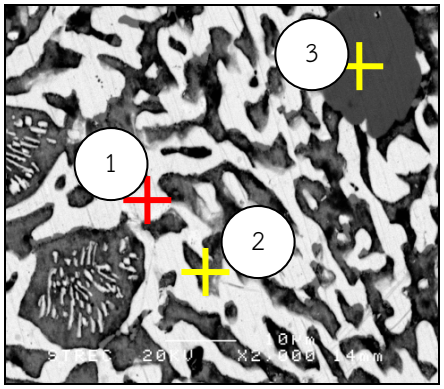
Spot	Atomic Percent				Phase
	Sn	Bi	Ni	Ag	
1	3.22	96.70	0.08	-	Bi-rich
2	97.2	2.98		-	Sn-rich
3	59.15	0.18	40.67	-	β-Sn+ Ni_3Sn_4

(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	-	β-Sn+ Ni_3Sn_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	-	Ni_3Sn_4

(h)

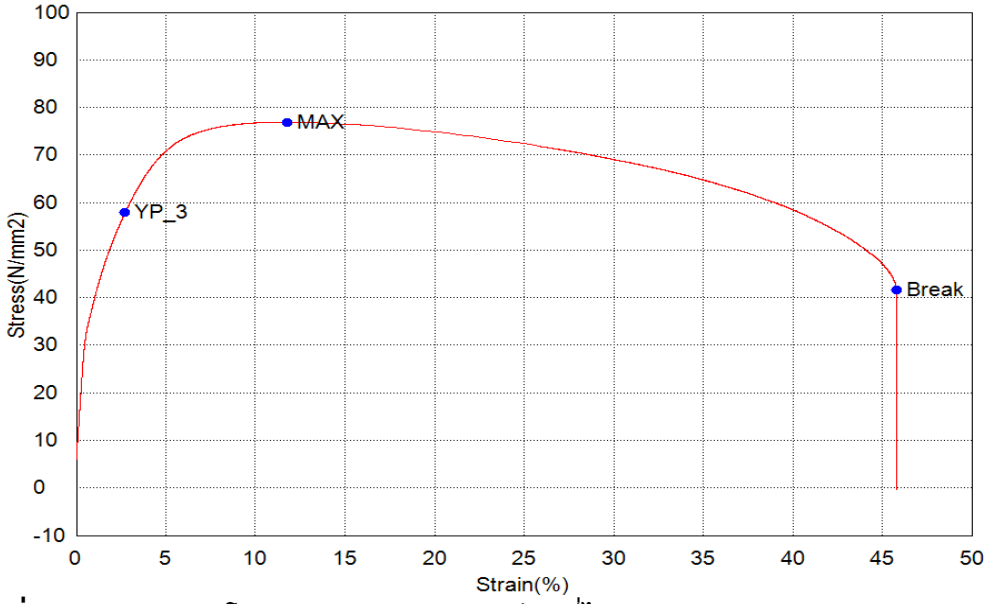
ภาพที่ 3.8 ผลการวิเคราะห์ EDX ของโลหะบัดกรีชนิด (a) Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag (b) Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag (c) Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag (d) Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag (c) Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag (d) Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag (e) Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag (f) Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag

จากผล EDX ของโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi หลังจากเติม Ni ร่วมกับ Ag ลงไปแสดงดังภาพที่ 3.8 พบว่าเกิดสารประกอบเชิงโลหะ β-Sn+Ni_3Sn_4 จะเห็นได้ว่ามีลักษณะรูปร่างกลมมนและแบบยาวมีสีทึบ ซึ่งจากผลการวิเคราะห์ EDX บางสเปกตรัมไม่ปรากฏ Ni และ Ag เนื่องจากในโลหะผสมมีปริมาณอยู่เพียง 0.05 –1.0 wt%. จึงทำให้ไม่สามารถตรวจสอบปริมาณ

ของธาตุได้หรือพบในปริมาณที่น้อยมาก เนื่องจากในการวิเคราะห์โดยใช้ EDX ยี่ห้อ JEOL รุ่น Link ISIS Series 300 จะต้องมีปริมาณธาตุที่จะวิเคราะห์อย่างน้อย 1 wt%

3.2 การทดสอบความต้านทานแรงดึง (Tensile strength test)

จากการทดสอบค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วโดยอ้างอิงตามมาตรฐาน ASTM E8M ได้ผลการทดสอบออกมาในรูปของเส้นโค้งความเค้นกับความเครียด (Stress – strain curve) ดังกราฟตัวอย่างในภาพที่ 3.9 อ้างอิงตามภาคผนวก ข.



ภาพที่ 3.9 ตัวอย่างเส้นโค้งความเค้นกับความเครียดที่ได้จากการทดสอบค่าความต้านทานแรงดึง

จากข้อมูลกราฟเส้นโค้งความเค้นกับความเครียดที่ได้สามารถนำมาอ่านความต้านทานแรงดึงได้ดังตารางที่ 3.1 อ้างอิงตามภาคผนวก ข.

ตารางที่ 3.1 ผลการทดสอบความต้านทานแรงดึง

Solder No.	Solder alloy	Tensile strength (N/mm^2)	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
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

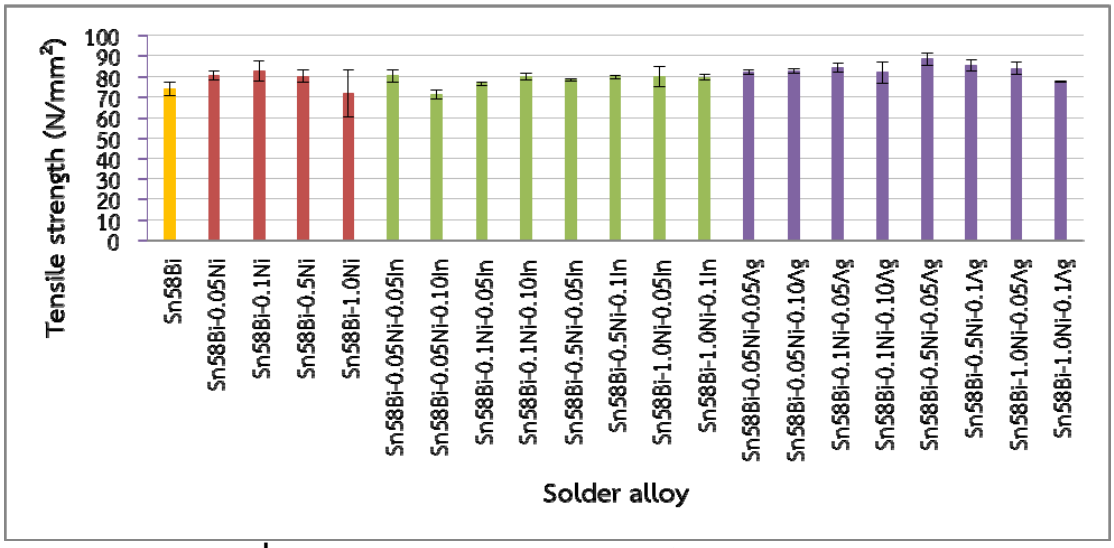
จากผลการทดลองความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีแสดงดังตารางที่ 3.1 พบว่าโลหะบัดกรีที่มีค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด คือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag มีค่าความต้านทานแรงดึงเท่ากับ 88.48 N/mm^2 แสดงว่าโลหะบัดกรีดังกล่าวสามารถรับแรงกระทำได้ดีกว่าโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi และในทางตรงกันข้ามโลหะบัดกรีที่มีค่าความต้านทานแรงดึงต่ำสุด คือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni-0.10In มีค่าความต้านทานแรงดึงเท่ากับ 71.15 N/mm^2 สำหรับกลุ่มของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi เป็นกลุ่มโลหะบัดกรีที่อุณหภูมิต่ำ ซึ่งเป็นกลุ่มที่นำมาปรับปรุงคุณสมบัติโดยการเติม Ni, In และ Ag แสดงผลการทดลองดังภาพที่ 3.10 พบว่าเมื่อเติม Ni ลงไปจนถึง 0.1 wt% ค่าความต้านทานแรงดึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นและความต้านทานเริ่มลดลงเมื่อเติม Ni มากกว่า 0.1 wt% เนื่องจากการเติม Ni มากขึ้นอาจเกิดการ

ตกตะกอนละเอียดที่ผิวของ β-Sn [28] และเกิดสารประกอบเชิงโลหะ β-Sn+Ni_3Sn_4 แสดงดังในภาพผนวก จ. ซึ่งทำให้ชิ้นงานมีความเปราะ ส่งผลให้ความต้านทานแรงดึงลดลง

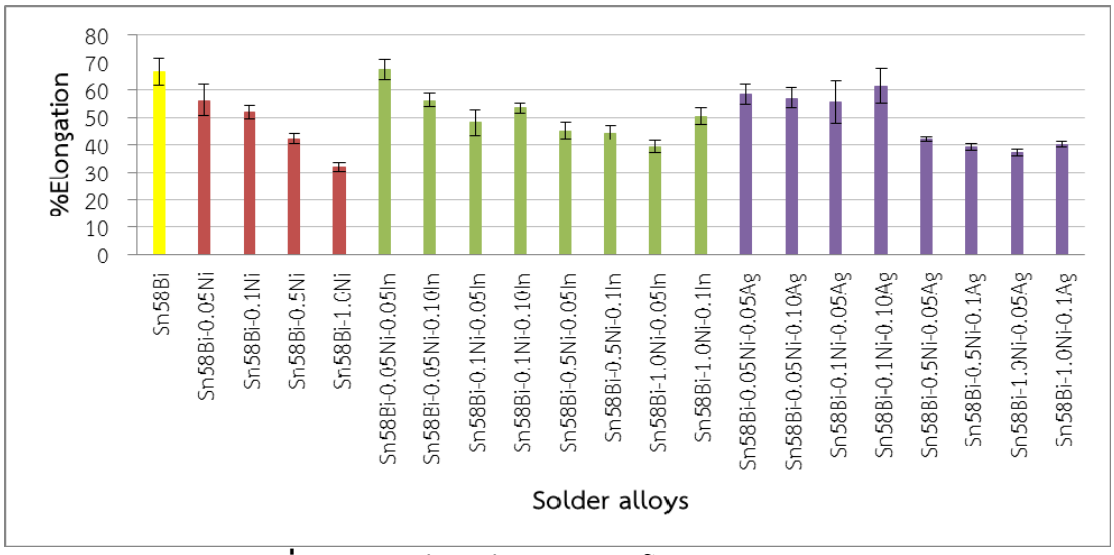
จากนั้นเติม Ni ร่วมกับ In พบว่าค่าความต้านทานแรงดึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณ In ที่เพิ่มมากขึ้น และจากผลการวิเคราะห์ EDX ยังพบสารประกอบเชิงโลหะ β-Sn+BiIn, Ni_3Sn_4+BiIn, α-Bi+Bi(In,Sn), β-Bi+Ni(In,Sn) และ $Ni_3(Sn,In)_2$ อาจส่งผลให้ความต้านทานแรงดึงมีค่าสูงขึ้นเช่นกัน ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ์ [29] ซึ่งพบว่า In ส่งผลให้ขนาดของเกรนและขนาดของสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเล็กลง มีการกระจายตัวสม่ำเสมอมากขึ้น นอกจากนี้ธาตุ In ที่เติมลงไปจะถูกสะสมอยู่บริเวณขอบเกรนทำให้สามารถต้านทานการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชั่นได้เป็นอย่างดีส่งผลให้ค่าความต้านทานแรงดึงสูงตามไปด้วย

เมื่อเติม Ni ร่วมกับ Ag ส่งผลให้ค่าความต้านทานแรงดึงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจากโลหะบัดกรีพื้นฐาน Sn58Bi เนื่องจากการเปลี่ยนแปลงจากโครงสร้างยูเทคติกเป็นแบบไฮโปยูเทคติก ทำให้เกิดการตกตะกอนของสารประกอบเชิงโลหะ β-Sn+Ni_3Sn_4 กระจายอยู่ใน Sn-rich ส่งผลให้ชิ้นงานมีความเค้นสูงขึ้น จึงช่วยยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชั่นและช่วยเพิ่มความสามารถในการรับแรง

จากผลการทดลองเปอร์เซ็นต์ความยืดของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดแสดงดังตารางที่ 3.1 พบว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.05Ni-0.05In มีค่าเปอร์เซ็นต์ความยืดเท่ากับ 67 ซึ่งสูงกว่าโลหะบัดกรีพื้นฐานเล็กน้อย ส่วนโลหะบัดกรีที่มีเปอร์เซ็นต์ความยืดต่ำสุด คือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni แสดงถึงความอ่อนตัวที่ลดลง แสดงผลการทดลองดังภาพที่ 3.11 หลังจากเติม Ni และ Ag ลงไปพบว่าเปอร์เซ็นต์ความยืดมีแนวโน้มลดลงต่ำกว่าโลหะบัดกรีพื้นฐาน ซึ่งจากผลการวิเคราะห์ด้วย EDX พบสารประกอบชนิด β-Sn+Ni_3Sn_4 ปรากฏในโครงสร้างจุลภาคและอนุภาคเหล่านี้จะช่วยยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชั่นและช่วยเพิ่มความสามารถในการรับแรง แต่ในทางกลับกันทำให้ความอ่อนตัวของโลหะบัดกรีลดลง [30] ส่วนการเติม In พบว่าเปอร์เซ็นต์ความยืดมีแนวโน้มลดลงและเมื่อวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วย EDX ปรากฏสารประกอบเชิงโลหะ β-Sn+BiIn, Ni_3Sn_4+BiIn α-Bi+Bi(In,Sn), β-Bi+Ni(In,Sn) และ $Ni_3(Sn,In)_2$ ซึ่งสารประกอบที่เกิดขึ้นทำให้ชิ้นงานมีความเปราะสูงเพราะเฟสสารประกอบเชิงโลหะมีความแข็งกว่าเฟสหลักอาจทำให้โครงสร้างเฟสแตกร้าวได้และสารประกอบที่เกิดขึ้นมีจุดหลอมเหลวสูง จึงเกิดเป็นเฟสตกตะกอนที่ผิว β-Sn [31] และอนุภาคเหล่านี้จะช่วยยับยั้งการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชั่นและช่วยเพิ่มความสามารถในการรับแรง แต่ในทางกลับกันทำให้ความอ่อนตัวของโลหะบัดกรีลดลง [30]



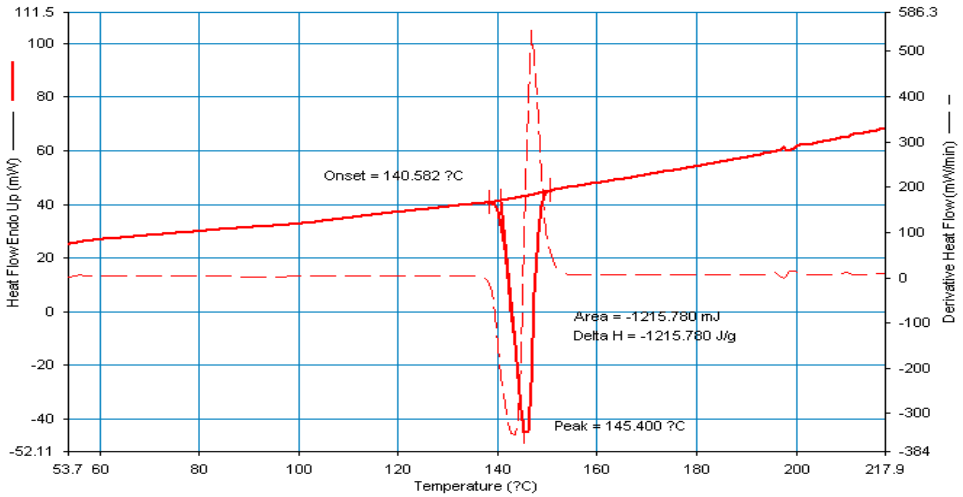
ภาพที่ 3.10 ค่าความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด



ภาพที่ 3.11 เปอร์เซ็นต์ความยืดของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

3.3 การวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี

จากผลการวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดโดยเครื่อง Differential scanning calorimeter (DSC) ได้ผลการทดสอบในรูปของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและ Heat flow ดังตัวอย่างในภาพที่ 3.12 อ้างอิงตามภาคผนวก ค.



ภาพที่ 3.12 ตัวอย่างกราฟที่ได้จากการวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี

จากกราฟที่ได้สามารถอ่านค่า Onset temperature และ Peak temperature ซึ่งแสดงถึงอุณหภูมิโซลิดัส (Solidus) และ อุณหภูมิลิควิดัส (Liquidus) ของโลหะบัดกรีได้ดังตารางที่ 3.2

ตารางที่ 3.2 จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่อ่านได้จากกราฟ

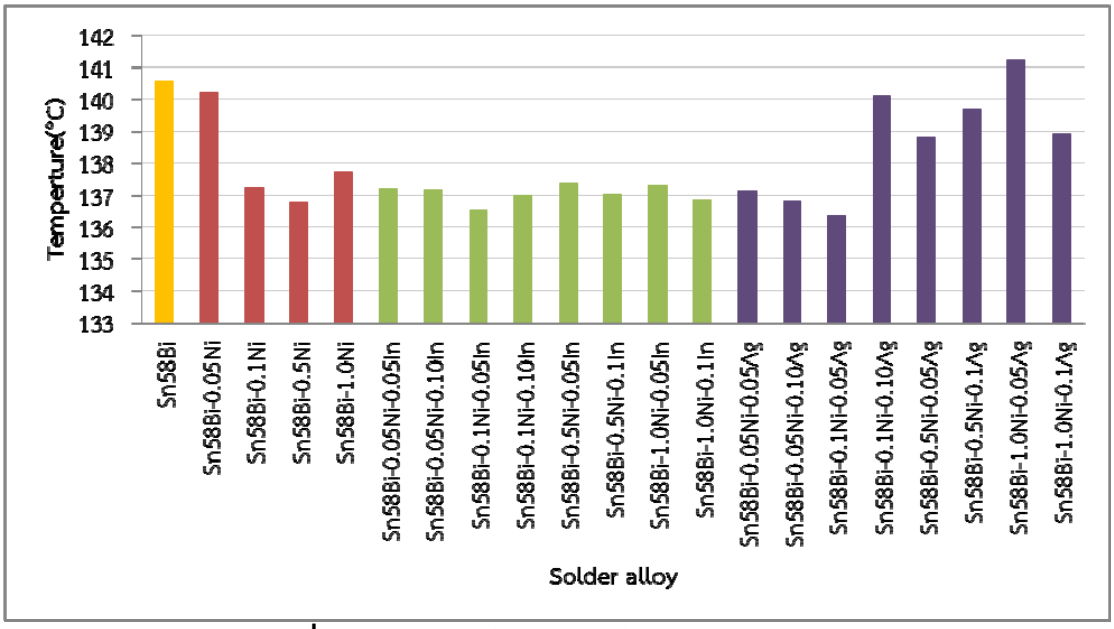
Solder alloy	Onset Temperature (°C)	Peak Temperature (°C)	Pasty range (°C)
Sn58Bi	140.6	145.4	4.9
Sn58Bi-0.05Ni	140.2	145.4	5.2
Sn58Bi-0.1Ni	137.2	142.1	4.8
Sn58Bi-0.5Ni	136.8	141.3	4.6
Sn58Bi-1.0Ni	137.7	141.4	3.7
Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	137.2	142.7	5.5
Sn58Bi-0.05Ni-0.10In	137.2	141.3	4.2
Sn58Bi-0.1Ni-0.05In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

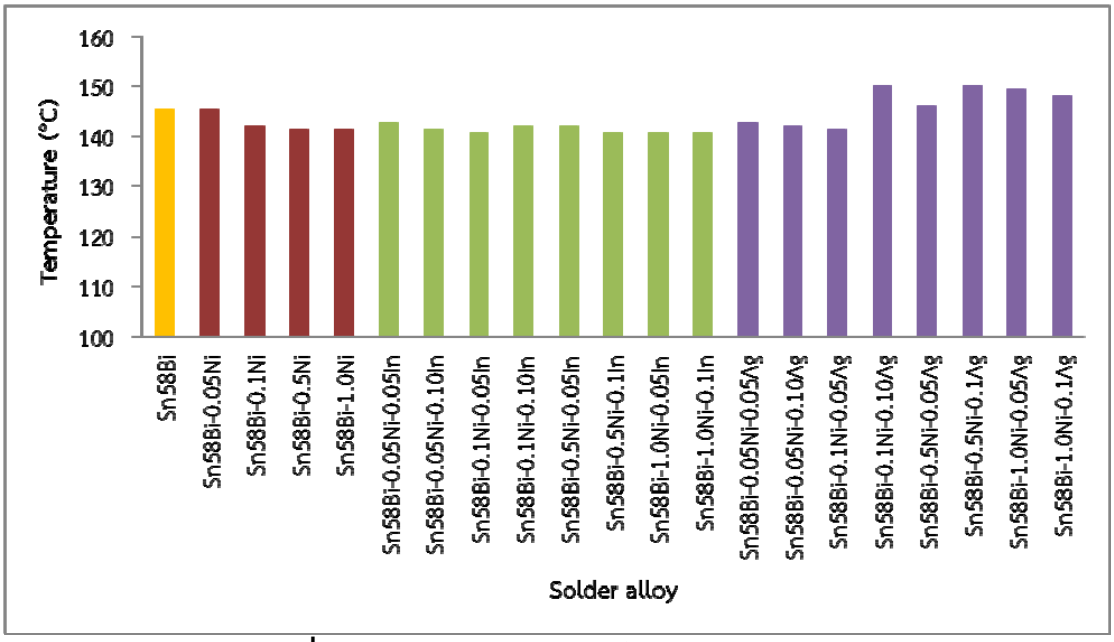
จากผลที่ได้สามารถบอกได้ว่าโลหะบัดกรีที่มีจุดหลอมเหลวสูงที่สุด คือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag มีจุดหลอมเหลวอยู่ที่ 141.2°C และโลหะบัดกรีที่มีจุดหลอมเหลวต่ำสุด คือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag มีจุดหลอมเหลวอยู่ที่ 136.3°C เมื่อเติม Ni ลงไปส่งผลให้จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีลดลงและช่วงระหว่างโซลิดัสกับลิควิดัส (Pasty range) ลดลงแสดงผลการทดสอบดังภาพที่ 3.13, 3.14 และ 3.15 จากโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีเฟส β-Sn และ Bi มีขนาดเล็กลงและมีการกระจายตัวดีขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ El-Day และคณะ [28] พบว่าการเติม Ni ลงในโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.5Cu ทำให้ Pasty range ลดลง ส่งผลให้อัตราการเย็นตัว (Undercooling) ลดลง และผลของขนาดนิวเคลียสที่แตกต่างกันนั้น จึงส่งผลต่อกระบวนการแข็งตัวของโลหะผสม

เมื่อเติม Ni ร่วมกับ In พบว่าอุณหภูมิโซลิดัสและลิควิดัสมีแนวโน้มลดลง รวมถึงช่วง Pasty range ยังมีแนวโน้มลดลงเช่นกัน ซึ่งจากงานวิจัยของ ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ์ [29] พบว่าการเติม In มากขึ้นช่วยลดทั้งอุณหภูมิโซลิดัสและลิควิดัส เนื่องมาจาก In มีจุดหลอมเหลวต่ำ

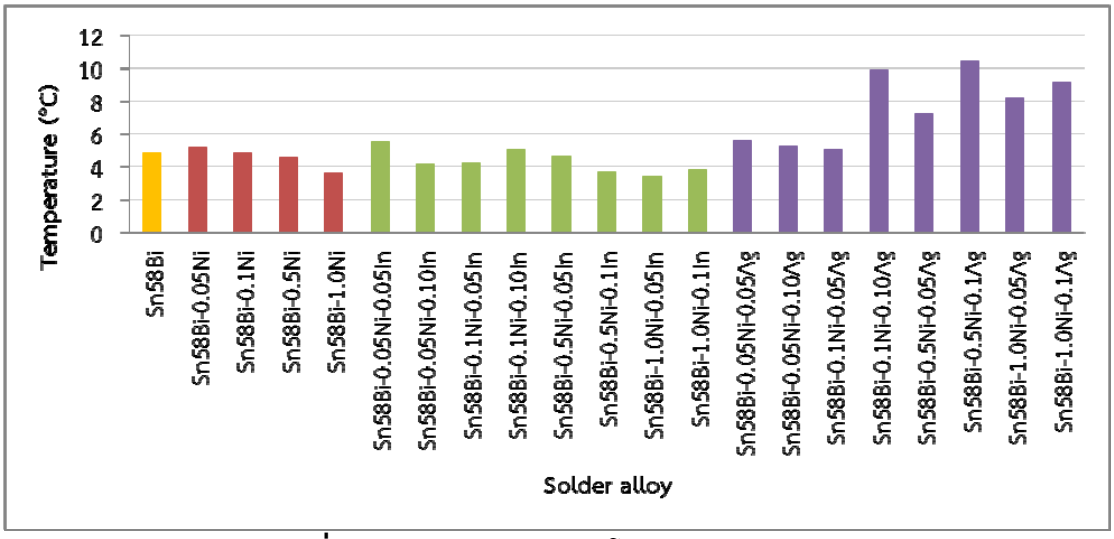
การเติม Ni ร่วมกับ Ag ที่ปริมาณมากขึ้นทำให้อุณหภูมิลิควิดัสมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นแต่อุณหภูมิโซลิดัสค่อนข้างคงที่ ทำให้ช่วง Pasty range กว้างขึ้น ซึ่งจากโครงสร้างจุลภาคเห็นได้ว่า β-Sn มีขนาดใหญ่ขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Tsai และคณะ [32] พบว่าเมื่อปริมาณ Ag มากขึ้น ทำให้อุณหภูมิลิควิดัสสูงขึ้นและช่วง Pasty range กว้างขึ้น ส่งผลให้สัดส่วนของเฟส β-Sn เพิ่มขึ้นเนื่องจากเฟส β-Sn มีการแข็งตัวที่อุณหภูมิลดลง



ภาพที่ 3.13 อุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด



ภาพที่ 3.14 อุณหภูมิลิควิดัสของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด



ภาพที่ 3.15 Pasty range ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

3.4 การทดสอบความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรี

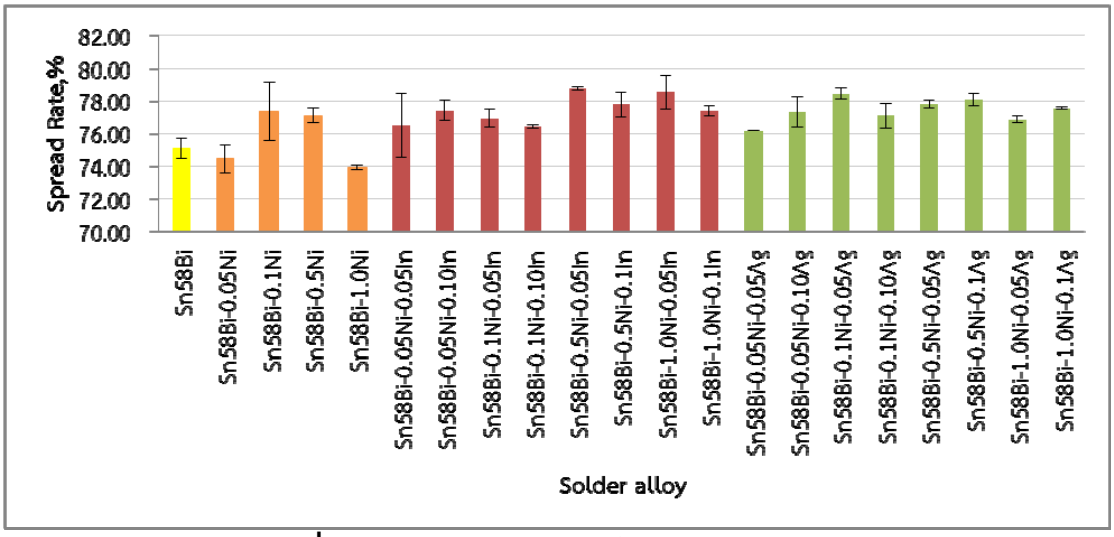
ในการทดลองนี้จะศึกษาความสามารถในการเปียกในรูปแบบการแผ่กระจายของโลหะบัดกรี จากผลการวิเคราะห์การแผ่กระจายของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดโดยเครื่อง Hot plate ซึ่งอุณหภูมิที่ใช้ในการหลอมเหลว 179°C เป็นเวลา 30 วินาที เริ่มนับหลังจากโลหะบัดกรีเริ่มหลอมละลาย ได้ผลการทดลองดังตารางที่ 3.3

ตารางที่ 3.3 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
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

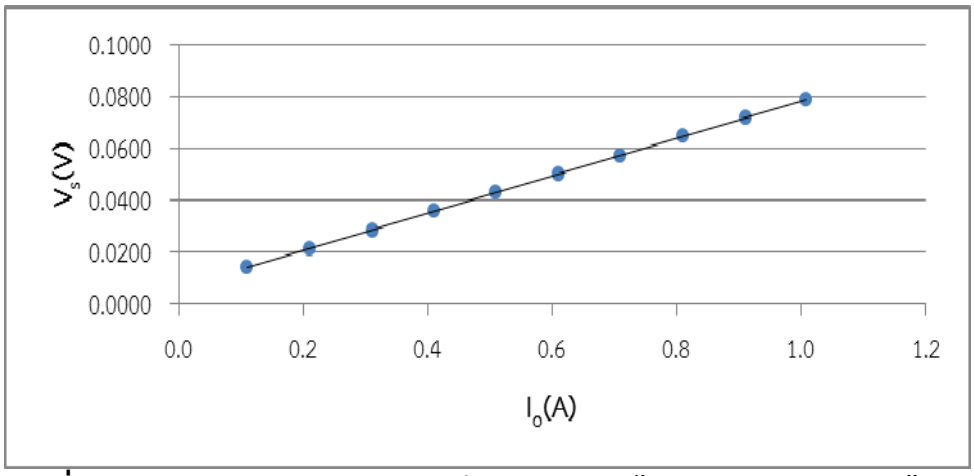
จากกราฟผลการทดลองสามารถอ่านค่าเฉลี่ยอัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดได้ ซึ่งค่าอัตราการแผ่กระจายแสดงดังตารางที่ 3.3 พบว่าอัตราการแผ่กระจายของโลหะบัดกรีสูงสุดคือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.05In มีอัตราการแผ่กระจายเท่ากับ 78.77% และโลหะบัดกรีที่มีอัตราการแผ่กระจายต่ำสุดคือ Sn58Bi-1.0Ni มีอัตราการแผ่กระจายเท่ากับ 73.94% แสดงดังภาพที่ 3.16 หลังจากเติม Ni , In และ Ag ลงไปพบว่าอัตราการแผ่กระจายมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เนื่องจากธาตุเหล่านี้ช่วยลดค่าแรงตึงผิวระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นรองทองแดง ทำให้โลหะบัดกรีมีอัตราการแผ่กระจายได้ดี และธาตุดังกล่าวยังช่วยลดการตกตะกอนของ Primary β-Sn ทำให้โลหะบัดกรีอยู่ในบริเวณยูเทคติค ซึ่งมีความสัมพันธ์กับการไหลของโลหะบัดกรี [33] อ้างอิงได้จากผลการทดสอบจุดหลอมเหลว จะสังเกตได้ว่าอุณหภูมิโซลิดัสต่ำลงกว่าโลหะบัดกรีพื้นฐาน ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ์ [29] พบว่าการเติมธาตุ In ส่งผลให้การแผ่กระจายดีขึ้นเพราะ In ช่วยลดค่าแรงตึงผิวของโลหะบัดกรี และสอดคล้องกับงานวิจัยของ Noor และคณะ [34] อธิบายว่าองค์ประกอบของ In ในโลหะบัดกรีอาจทำหน้าที่ช่วยลดแรงตึงผิวของโลหะบัดกรีในการหลอมละลายที่อุณหภูมิสูง



ภาพที่ 3.16 การแผ่กระจายของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

3.5 การทดสอบความต้านทานไฟฟ้า (Electrical resistivity)

จากผลการวัดค่าความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด โดยใช้วิธี Four-point probe ได้ผลการทดลองในรูปของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้า (A) กับ ความต่างศักย์(V) ดังตัวอย่างในภาพที่ 3.17



ภาพที่ 3.17 ตัวอย่างกราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสไฟฟ้ากับความต่างศักย์ไฟฟ้า

จากกราฟที่ได้สามารถหาค่าความต้านทานไฟฟ้าโดยใช้กฎของโอห์ม (Ohm's Law) ซึ่งนำข้อมูลการทดสอบของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดมาคำนวณค่าความต้านทานไฟฟ้าจะได้ค่าความต้านทานไฟฟ้าดังตารางที่ 3.4

ตารางที่ 3.4 ค่าความต้านทานไฟฟ้า (Electrical Resistivity) ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

Solder alloy	Resistivity, ρ (Ω.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
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

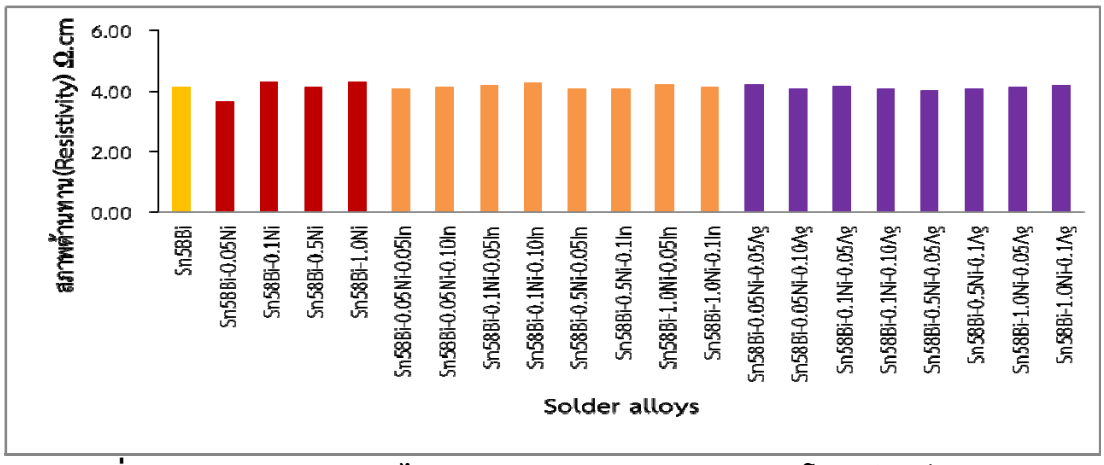
จากการวัดความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีที่ได้จากการทดลองแสดงดังภาพที่ 3.18 พบว่า โลหะบัดกรีที่มีความต้านทานไฟฟ้าน้อยที่สุดคือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag มีค่าเท่ากับ 3.62 Ω.cm และโลหะบัดกรีที่มีค่าความต้านทานมากที่สุดคือ โลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-0.1Ni มีค่าเท่ากับ 3.28 Ω.cm ซึ่งจะสังเกตเห็นว่าเมื่อเติมธาตุ Ni, In และ Ag ลงไป โลหะบัดกรีมีโครงสร้างเปลี่ยนไปจากโครงสร้างยูเทคติกเป็นแบบไฮโปยูเทคติก

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

จากนั้นเติมธาตุ Ni ร่วมกับ In พบว่าค่าความต้านทานไฟฟ้ามีแนวโน้มสูงขึ้น ซึ่งเมื่อวิเคราะห์จากโครงสร้างจุลภาคพบว่าหลังจากเติมธาตุอินเดียมเกิดสารประกอบเชิงโลหะ β-

Sn+BiIn, Ni_3Sn_4+BiIn, α-Bi+Bi(In,Sn), β-Bi+Ni(In,Sn) และ $Ni_3(Sn,In)_2$ ภายในพื้นผิวชิ้นงาน ซึ่งอาจเป็นสาเหตุทำให้ความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น เนื่องจากสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นทำให้การนำอิเล็กตรอนเกิดการกระเจิง [35]

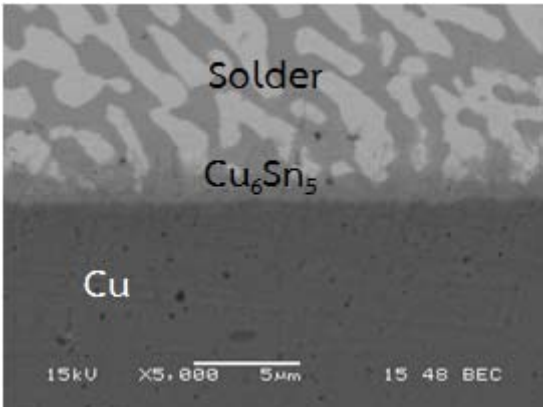
เมื่อเติมธาตุ Ni ร่วมกับ Ag พบว่าค่าความต้านทานไฟฟ้ามีแนวโน้มลดลงและเพิ่มขึ้น ซึ่งจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคพบสารประกอบ β-Sn+Ni_3Sn_4 แสดงดังภาคผนวก จ. ในเมทริกซ์ของโลหะบัดกรีนำไปสู่ความต้านทานไฟฟ้าที่สูงขึ้น เพราะชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นตามธรรมชาติมีความต้านทานไฟฟ้าสูง [36]



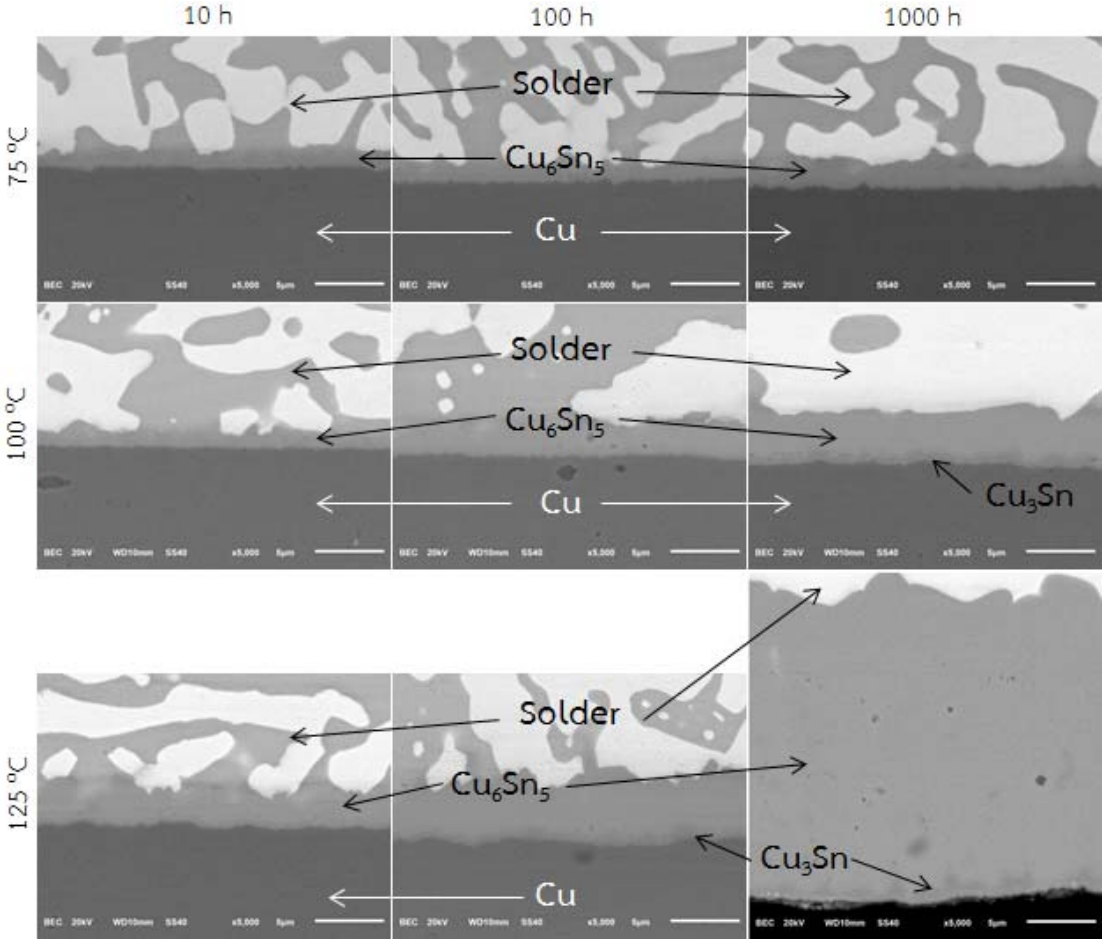
ภาพที่ 3.18 ค่าความต้านทานไฟฟ้า (Electrical Resistivity) ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

3.6 ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds: IMC)

จากการตรวจสอบด้วย SEM และ EDS ที่รอยต่อของโลหะบัดกรีโดยใช้กำลังขยาย 5000 เท่า พบชั้นสารประกอบเชิงโลหะเกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นรองทองแดง ภาพที่ 3.19 แสดงชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นหลังจากการบัดกรีของโลหะบัดกรี Sn-58Bi ซึ่งเฟสที่พบคือ Cu_6Sn_5 แต่เมื่อชิ้นงานถูกบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 100 °C เป็นระยะเวลา 1000 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 125 °C เป็นระยะเวลา 100 และ 1000 ชั่วโมง จะทำให้เกิดเฟสที่สองระหว่างเฟส Cu_6Sn_5 กับแผ่นทองแดง นั่นคือเฟส Cu_3Sn ดังแสดงในภาพที่ 3.20 โดยเงื่อนไขในการเกิดชั้นสารประกอบ Cu_3Sn นี้ จะเป็นเช่นเดียวกันในโลหะบัดกรีทุกสูตร



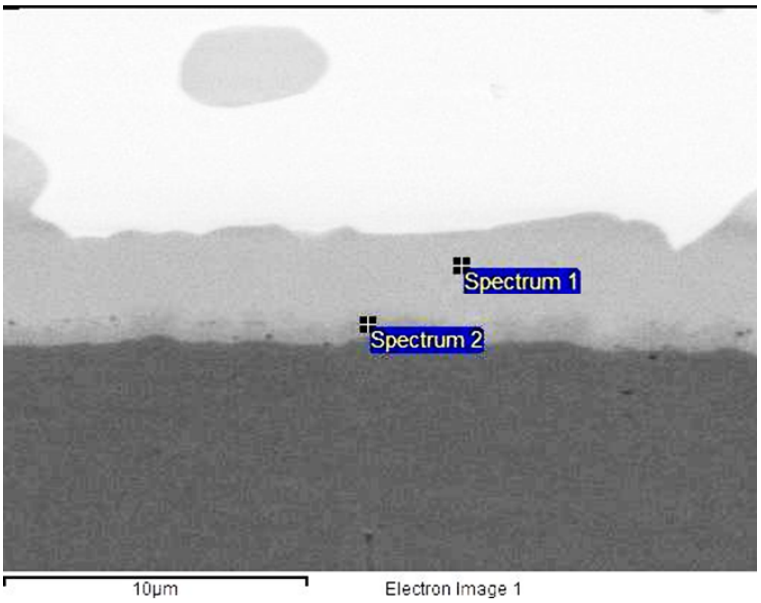
ภาพที่ 3.19 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-58Bi หลังการบัดกรี



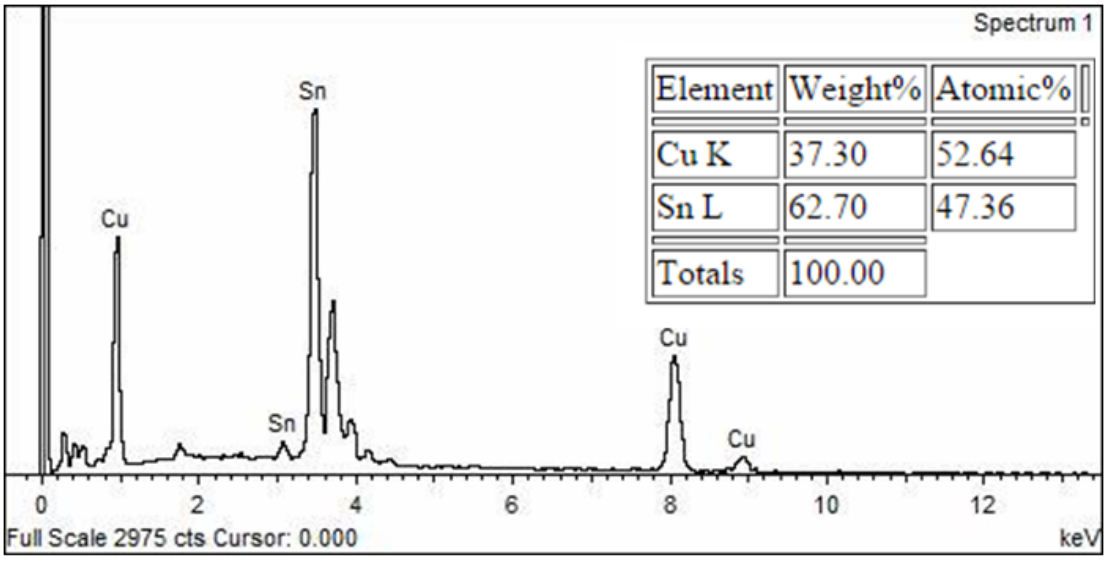
ภาพที่ 3.20 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 5000 เท่า ของโลหะบัดกรี Sn-58Bi หลังการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกัน

ในการตรวจสอบปริมาณธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะด้วย EDS นั้น ผลลัพธ์ที่ได้จะอยู่ในรูปของเปอร์เซ็นต์อะตอม ซึ่งเป็นข้อบ่งชี้ถึงส่วนผสมของเฟสและนำไปสู่การระบุชื่อเฟส

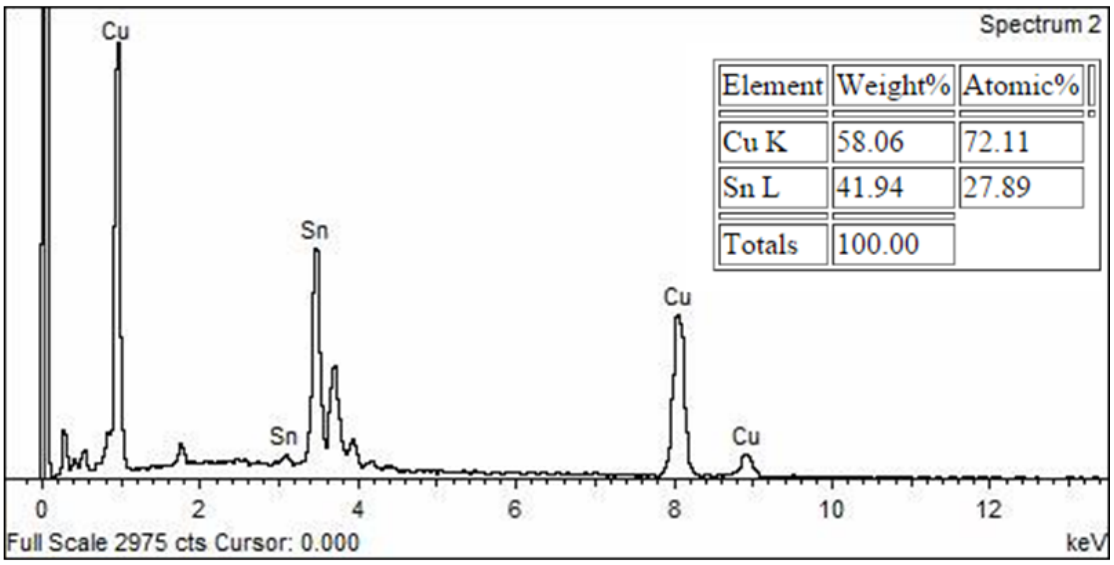
ที่ตรวจสอบ โดยโลหะบัดกรีทุกสูตรในงานวิจัยนี้ ในกรณีที่เกิดชั้นสารประกอบเพียงชั้นเดียว ชั้นสารประกอบนั้นจะเป็นเฟส Cu_6Sn_5 หรือ $(Cu,Ni)_6Sn_5$ (ในกรณีที่โลหะบัดกรีมีส่วนผสมของ Ni) และกรณีที่เกิดชั้นสารประกอบ 2 ชั้น ชั้นสารประกอบนั้นจะเป็นเฟส Cu_6Sn_5 (Spectrum 1) หรือ $(Cu,Ni)_6Sn_5$ (ในกรณีที่โลหะบัดกรีมีส่วนผสมของ Ni) และ Cu_3Sn (Spectrum 2) โดยตำแหน่งที่ตรวจสอบปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี Sn-58Bi หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C เป็นเวลา 1000 ชั่วโมง แสดงดังภาพที่ 3.21 และผลของการวิเคราะห์ปริมาณธาตุแสดงดังภาพที่ 3.22 และ 3.23



ภาพที่ 3.21 ตำแหน่งที่ตรวจสอบปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี Sn-58Bi หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C เป็นเวลา 1000 ชั่วโมง



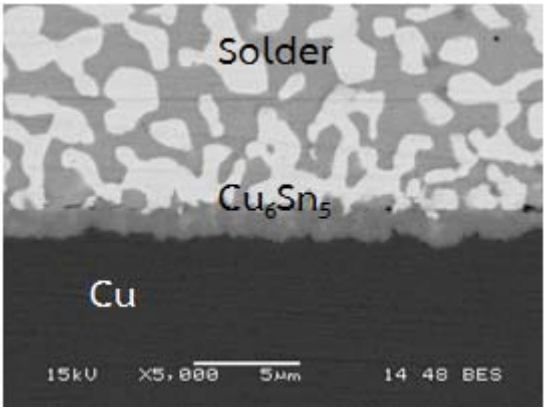
ภาพที่ 3.22 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDS ของชั้น Cu_6Sn_5



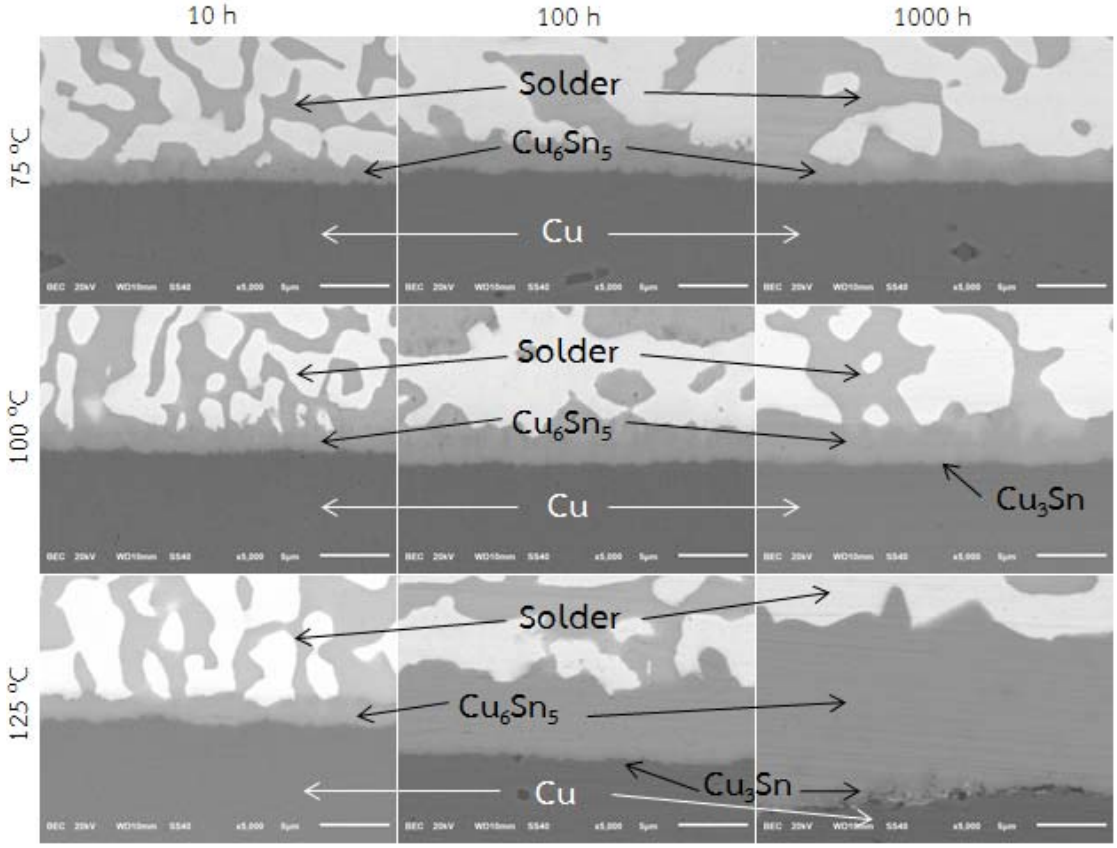
ภาพที่ 3.23 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDS ของชั้น Cu_3Sn

โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni ที่กำลังขยาย 5000 เท่า หลังการบัดกรีและหลังการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาต่างๆ แสดงดังภาพที่ 3.24 และ 3.25 ตามลำดับ โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นคือ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn และโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni-0.1In และ Sn-58Bi-1.0Ni-0.1Ag ที่กำลังขยาย 5000 เท่า หลังการบัดกรีและหลังการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาต่างๆ แสดงดังภาพที่ 3.26-3.29 ตามลำดับ โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นคือ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn เช่นเดียวกัน ในส่วนของชั้นสารประกอบ Cu_3Sn จะมีขนาดเล็กมากจนสังเกตเห็นได้ยากในโลหะบัดกรีทุกสูตรยกเว้นโลหะบัดกรีพื้น Sn-58Bi ซึ่งแสดงให้เห็นว่าธาตุผสมที่เติมเข้าไปสามารถยับยั้งการเกิดชั้นสารประกอบ Cu_3Sn ได้

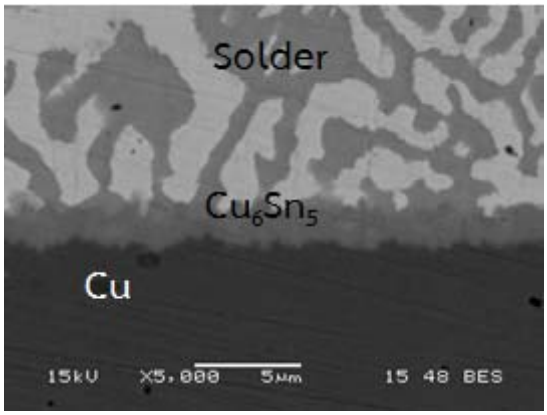
โดยอิทธิพลจากการบ่มด้วยความร้อนจะทำให้ชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีความหนามากขึ้นตามอุณหภูมิและระยะเวลาการบ่มที่มากขึ้น นอกจากนี้การบ่มด้วยความร้อนยังทำให้เฟสต่างๆในพื้นที่ของโลหะบัดกรีนั้นมีลักษณะหยาบมากขึ้นและทำให้ชั้นสารประกอบมีลักษณะเป็นระนาบมากขึ้น ในโลหะบัดกรีทุกสูตร



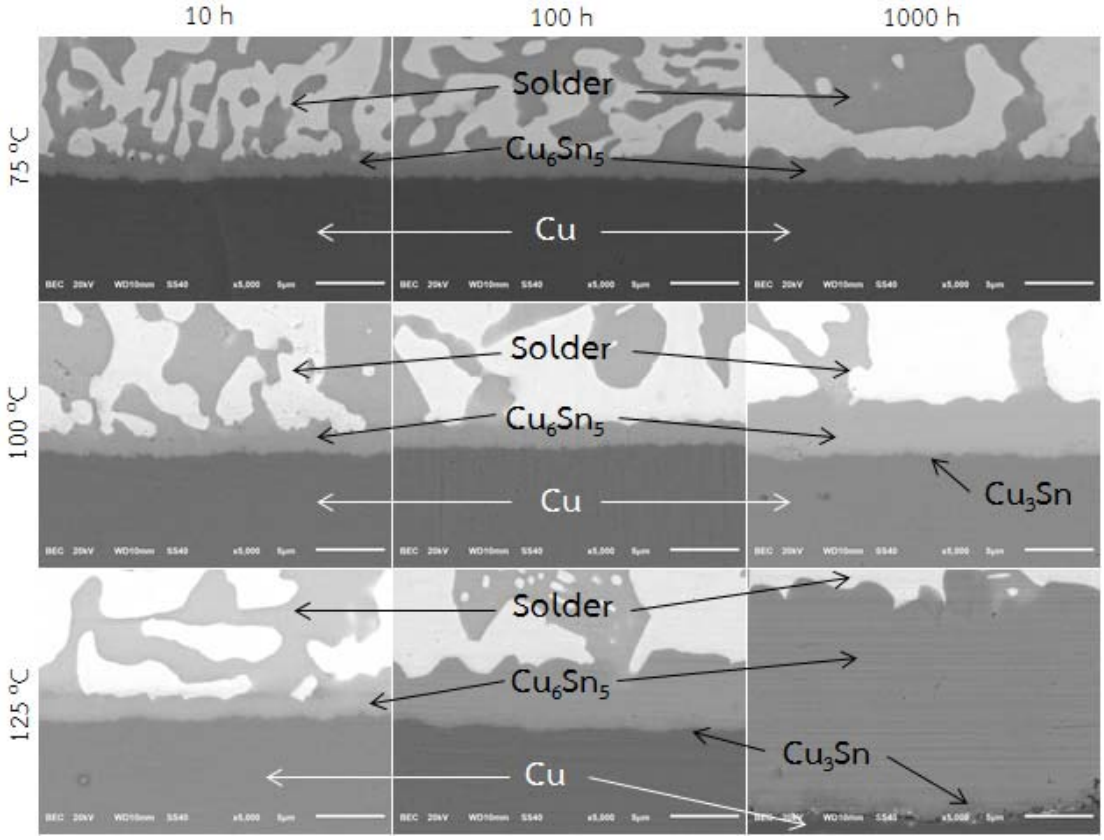
ภาพที่ 3.24 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni หลังการบัดกรี



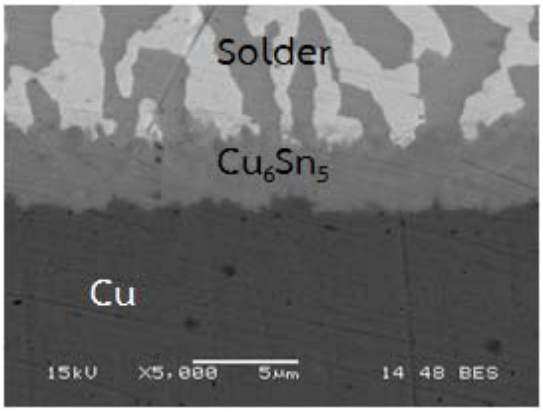
ภาพที่ 3.25 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 5000 เท่า ของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni หลังการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกัน



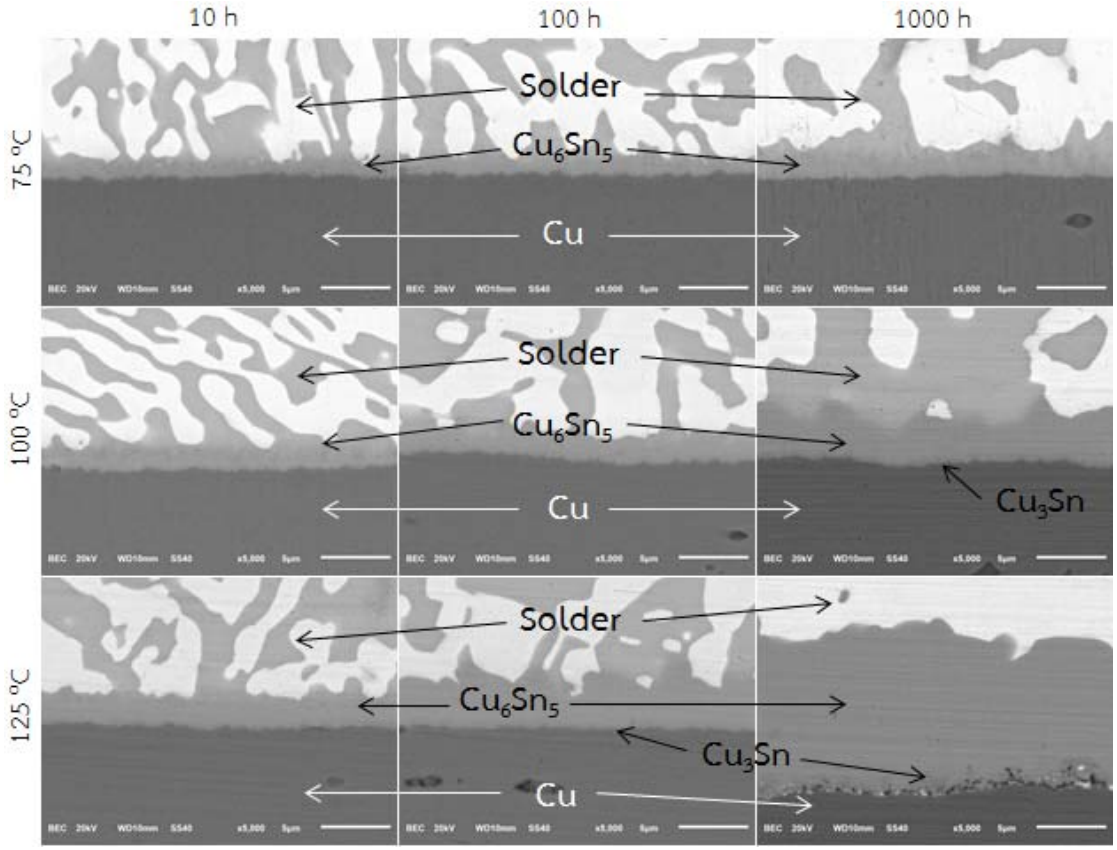
ภาพที่ 3.26 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni-0.1In หลังการบัดกรี



ภาพที่ 3.27 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 5000 เท่า ของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni-0.1In หลังการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกัน

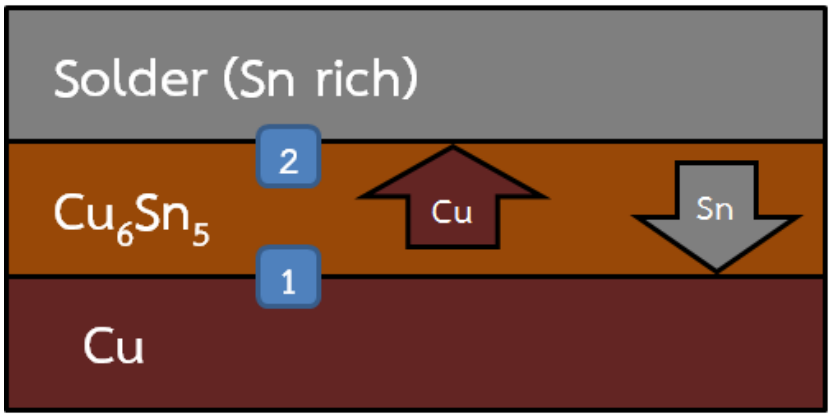


ภาพที่ 3.28 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni-0.1Ag หลังการบัดกรี



ภาพที่ 3.29 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 5000 เท่า ของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni-0.1Ag หลังการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกัน

จากการพิจารณาเฟสไดอะแกรมและค่า Gibb's free energy (G) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ พบว่าเฟสที่เกิดขึ้นจะเป็นชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 โดยได้พิจารณาจากภาพที่ 3.30 [37]



ภาพที่ 3.30 กลไกการเกิดชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5

การพิจารณาว่าชั้นสารประกอบใดจะเกิดขึ้นก่อนนั้น จะพิจารณาจากคุณสมบัติทางเทอร์โมไดนามิกส์ ที่เรียกว่า Gibb's free energy (ΔG) ซึ่งเป็นไปตามสมการที่ 3.1

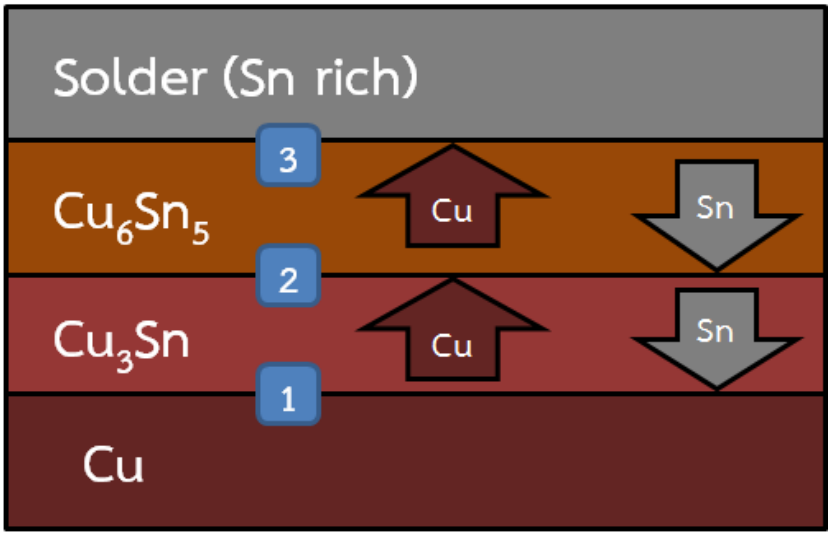
$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \qquad (3.1)$$

โดย ΔG คือ การเปลี่ยนแปลง Gibb's free energy, ΔH คือ การเปลี่ยนแปลงเอนทัลปี, ΔS คือ การเปลี่ยนแปลงเอนโทรปี ของสารตั้งต้นและผลิตภัณฑ์ และ T คือ อุณหภูมิของระบบ โดยผลิตภัณฑ์คือชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 หรือ Cu_3Sn ที่เกิดจากสารตั้งต้นระหว่าง Cu และ Sn ตามสมการที่ 3.2 และ 3.5 โดยปฏิกิริยาเกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 179 $^{\circ}C$ ซึ่งปฏิกิริยาที่มีค่า ΔG ที่น้อย จะมีโอกาสเกิดขึ้นได้ง่ายกว่าปฏิกิริยาที่มีค่า ΔG ที่มากกว่า จากงานวิจัยของ Laurila และคณะ [38] พบว่าค่า ΔG ของชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 มีค่าประมาณ -18.21 kJ/mol และค่า ΔG ของชั้นสารประกอบ Cu_3Sn มีค่าประมาณ -9.87 kJ/mol จะเห็นได้ว่าปฏิกิริยาของชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 มีค่า ΔG ที่น้อยกว่า Cu_3Sn ส่งผลให้อะตอมของ Cu และ Sn จะทำปฏิกิริยาเกิดเป็นชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 ขึ้นมาก่อน จากนั้นชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 นี้ จะขยายตัวเนื่องจากการแพร่ของอะตอม Sn และ Cu ผ่านชั้นสารประกอบและมีความหนามากขึ้น โดยพิจารณาจากผิวสัมผัสที่ 1 และ 2 ในภาพที่ 3.31 ดังนี้

ผิวสัมผัสที่ 1 : อะตอมของ Sn แพร่ผ่านชั้นสารประกอบเชิงโลหะมาทำปฏิกิริยากับแผ่นทองแดงเกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ดังแสดงในสมการที่ 3.5

ผิวสัมผัสที่ 2 : อะตอมของ Cu แพร่ผ่านชั้นสารประกอบเชิงโลหะมาทำปฏิกิริยากับโลหะบัดกรีเกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ดังแสดงในสมการที่ 3.5

เมื่อพิจารณาชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 บริเวณผิวสัมผัสที่ 1 ในภาพที่ 3.30 พบว่าปริมาณอะตอมของ Cu จะมากกว่าปริมาณอะตอมของ Sn เนื่องจากเป็นบริเวณที่ติดกับแผ่นทองแดง ดังนั้นจึงเกิดชั้นสารประกอบ Cu_3Sn ดังภาพที่ 3.31 และสมการที่ 3.2 นอกจากนี้การทำปฏิกิริยาระหว่างชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 กับแผ่นทองแดงทำให้เกิดชั้นสารประกอบ Cu_3Sn เช่นกัน ดังสมการที่ 3.3



ภาพที่ 3.31 กลไกการแพร่ระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นทองแดง

จากนั้นชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn จะขยายตัวจากการแพร่ของอะตอม Sn และ Cu โดยพิจารณาจากผิวสัมผัสที่ 1, 2 และ 3 ในภาพที่ 3.31 ดังนี้

ผิวสัมผัสที่ 1 : อะตอมของ Sn แพร่ผ่านชั้นสารประกอบเชิงโลหะมาทำปฏิกิริยากับแผ่นทองแดงเกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn ดังแสดงในสมการที่ 3.2

ผิวสัมผัสที่ 2 : อะตอมของ Cu ได้แพร่ผ่านชั้น Cu_3Sn ไปทำปฏิกิริยากับชั้น Cu_6Sn_5 เกิดเป็นชั้นสารประกอบ Cu_3Sn ดังแสดงในสมการที่ 3.3

ผิวสัมผัสที่ 2 : อะตอมของ Sn ได้แพร่ผ่านชั้น Cu_6Sn_5 ไปทำปฏิกิริยากับชั้น Cu_3Sn เกิดเป็นชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 ดังแสดงในสมการที่ 3.4

ผิวสัมผัสที่ 3 : อะตอมของ Cu แพร่ผ่านชั้นสารประกอบเชิงโลหะมาทำปฏิกิริยากับโลหะบัดกรีเกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ดังแสดงในสมการที่ 3.5

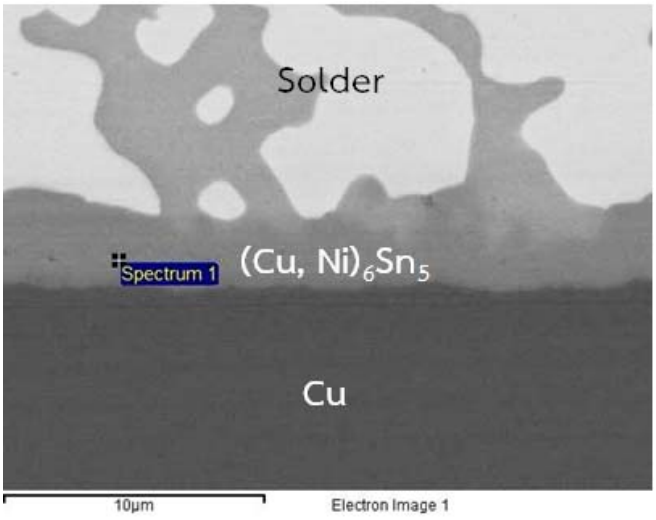
$$Sn + 3Cu \rightarrow Cu_3Sn \qquad (3.2)$$

$$9Cu + Cu_6Sn_5 \rightarrow 5Cu_3Sn \qquad (3.3)$$

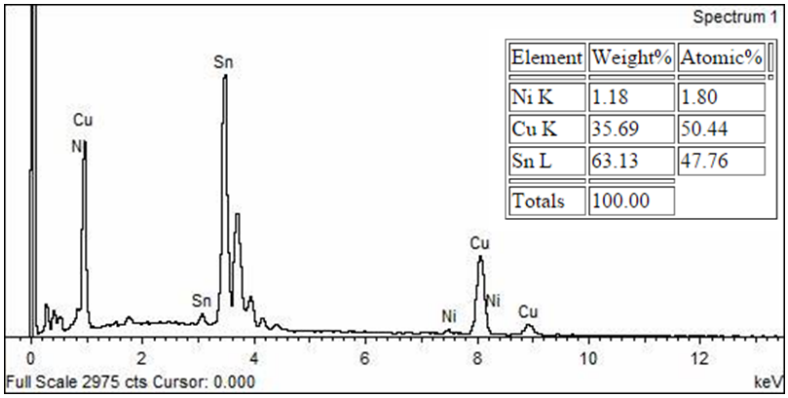
$$3Sn + 2Cu_3Sn \rightarrow Cu_6Sn_5 \quad (3.4)$$

$$6Cu + 5Sn \rightarrow Cu_6Sn_5 \quad (3.5)$$

จากการตรวจสอบชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ของโลหะบัดกรีทุกชนิดที่มีส่วนผสมของ Ni ดังแสดงในภาพที่ 3.32 จะพบธาตุ Ni เล็กน้อย ดังแสดงในภาพที่ 3.33 ซึ่งอยู่ในรูปของชั้นสารประกอบ $(Cu,Ni)_6Sn_5$ เนื่องมาจากขนาดอะตอมและค่าอิเล็กโตรเนกาทิวิตีของ Ni คือ 125 pm และ 1.91 Pauling scale ตามลำดับ ซึ่งใกล้เคียงกับ Cu ที่มีขนาดอะตอมและมีค่าอิเล็กโตรเนกาทิวิตีคือ 128 pm และ 1.90 Pauling scale ตามลำดับ นอกจากนี้ Ni และ Cu ยังมีโครงสร้างผลึกชนิดเดียวกันจึงทำให้เกิดการแทนที่ของอะตอม ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Yoon และคณะ [39] อย่างไรก็ตามไม่พบ In และ Ag ในชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีทุกชนิด เนื่องจาก Ag ไม่มีคุณสมบัติในการแทนที่ของอะตอม Cu หรือ Sn ส่วน In มีขนาดอะตอมและค่าอิเล็กโตรเนกาทิวิตีคือ 155 pm และ 1.78 Pauling scale ตามลำดับ ซึ่งแม้จะใกล้เคียงกับ Sn ที่มีขนาดอะตอมและค่าอิเล็กโตรเนกาทิวิตีคือ 145 pm และ 1.96 Pauling scale ตามลำดับ แต่จากการตรวจสอบไม่พบการแทนที่ของอะตอมในงานวิจัยนี้ อย่างไรก็ตามงานวิจัยของ Sharif และ Chan [40] พบการแทนที่ของอะตอม In ในชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 เมื่อมีปริมาณ In ในโลหะบัดกรีจำนวนมาก (9 wt.%)

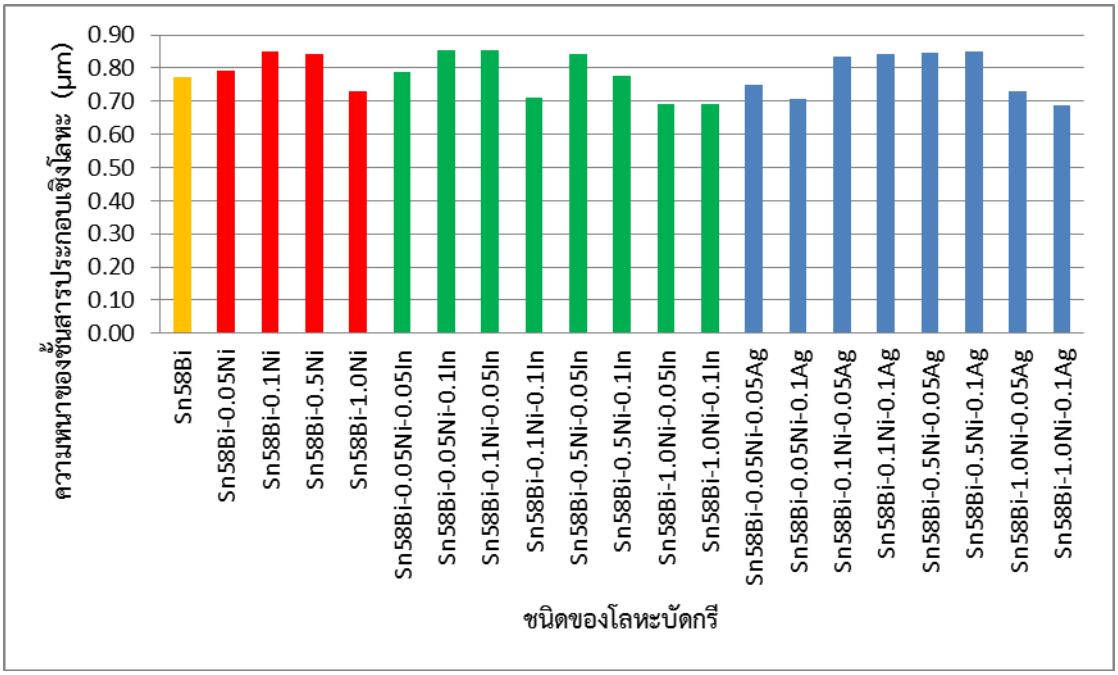


ภาพที่ 3.32 ตำแหน่งที่ตรวจสอบปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni



ภาพที่ 3.33 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDS ของชั้น $(Cu,Ni)_6Sn_5$ ของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni

ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรีแสดงดังภาพที่ 3.34 โดยจะพบเพียงชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 พบว่าการเติมธาตุผสม Ni, In และ Ag ไม่ส่งผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบ โดยงานวิจัยของ Mokhtari และ Nishikawa [41] ได้ศึกษาผลกระทบของ Ni และ In ต่อโครงสร้างจุลภาคของรอยต่อระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับแผ่นทองแดง พบว่าความหนาของชั้นสารประกอบหลังการบัดกรีนั้นมีค่าใกล้เคียงกัน ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองที่ได้ในงานวิจัยนี้ โดยอิทธิพลของธาตุผสมต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะเห็นผลได้ชัดเมื่อผ่านการบ่มด้วยความร้อนเป็นระยะเวลานาน

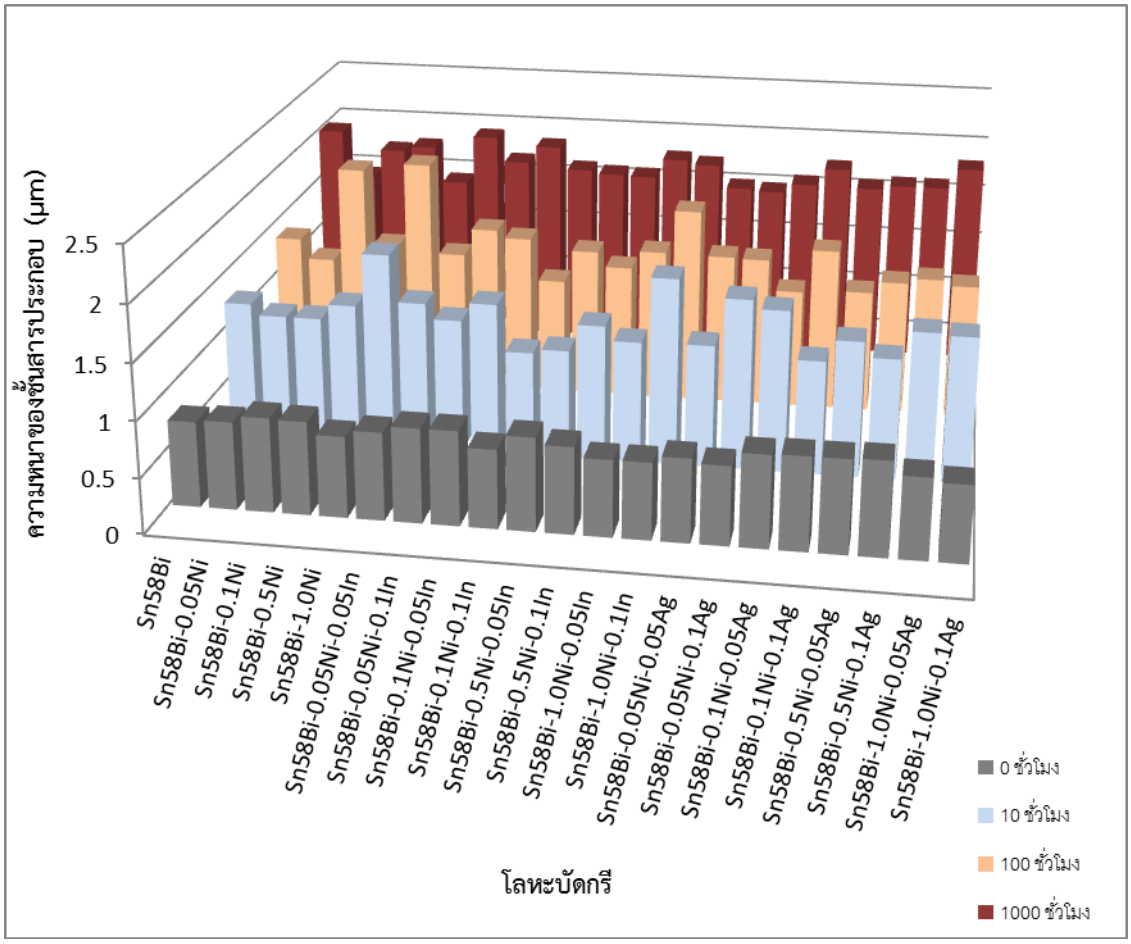


ภาพที่ 3.34 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรีของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม (Cu_6Sn_5+Cu_3Sn) หลังจากการบัดกรีและบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 75, 100 และ 125 °C โดยใช้เวลาบ่ม 10, 100 และ 1000 ชั่วโมง แสดงดังตารางที่ 3.5-3.7 และภาพที่ 3.35-3.37

ตารางที่ 3.5 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn ที่อุณหภูมิบ่ม 75 °C

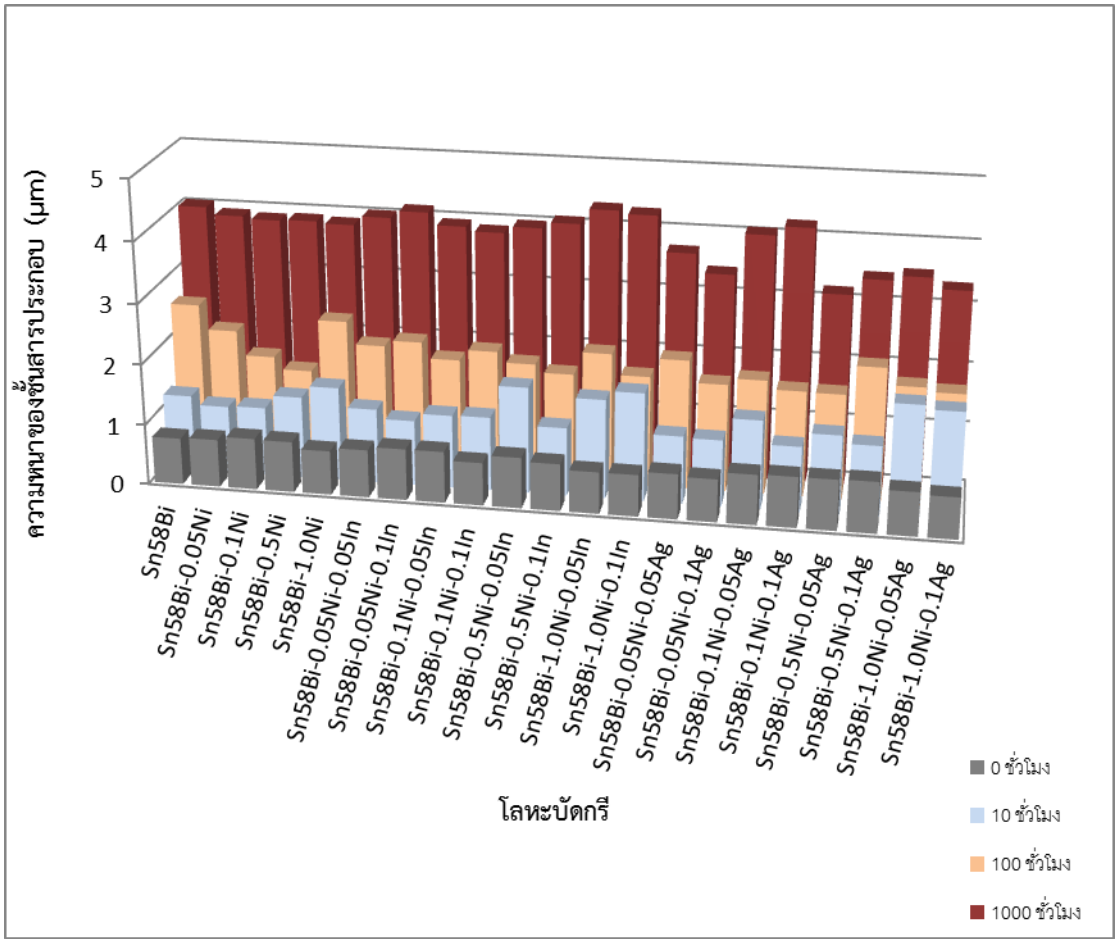
ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn (μm)					
อุณหภูมิ °C	**โลหะบัดกรี**	**เวลา (hr)**			
		0	**10**	**100**	**1000**
75	Sn58Bi	0.77	1.26	1.37	2.01
	Sn58Bi-0.05Ni	0.79	1.16	1.18	1.56
	Sn58Bi-0.1Ni	0.85	1.16	2.08	1.84
	Sn58Bi-0.5Ni	0.84	1.30	1.36	1.89
	Sn58Bi-1.0Ni	0.73	1.79	2.16	1.54
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	0.79	1.36	1.30	2.02
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1In	0.85	1.22	1.56	1.78
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	0.85	1.39	1.49	1.95
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1In	0.71	0.96	1.09	1.73
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	0.84	1.00	1.40	1.70
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	0.78	1.25	1.26	1.69
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	0.69	1.12	1.43	1.88
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	0.69	1.72	1.84	1.84
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	0.75	1.13	1.42	1.62
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag	0.71	1.57	1.41	1.60
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	0.83	1.49	1.12	1.69
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag	0.84	1.05	1.53	1.86
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	0.84	1.25	1.15	1.68
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	0.85	1.11	1.26	1.72
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	0.73	1.37	1.31	1.72
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	0.69	1.35	1.26	1.92



ภาพที่ 3.35 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิการบ่ม 75 °C

ตารางที่ 3.6 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn ที่อุณหภูมิบ่ม 100 °C

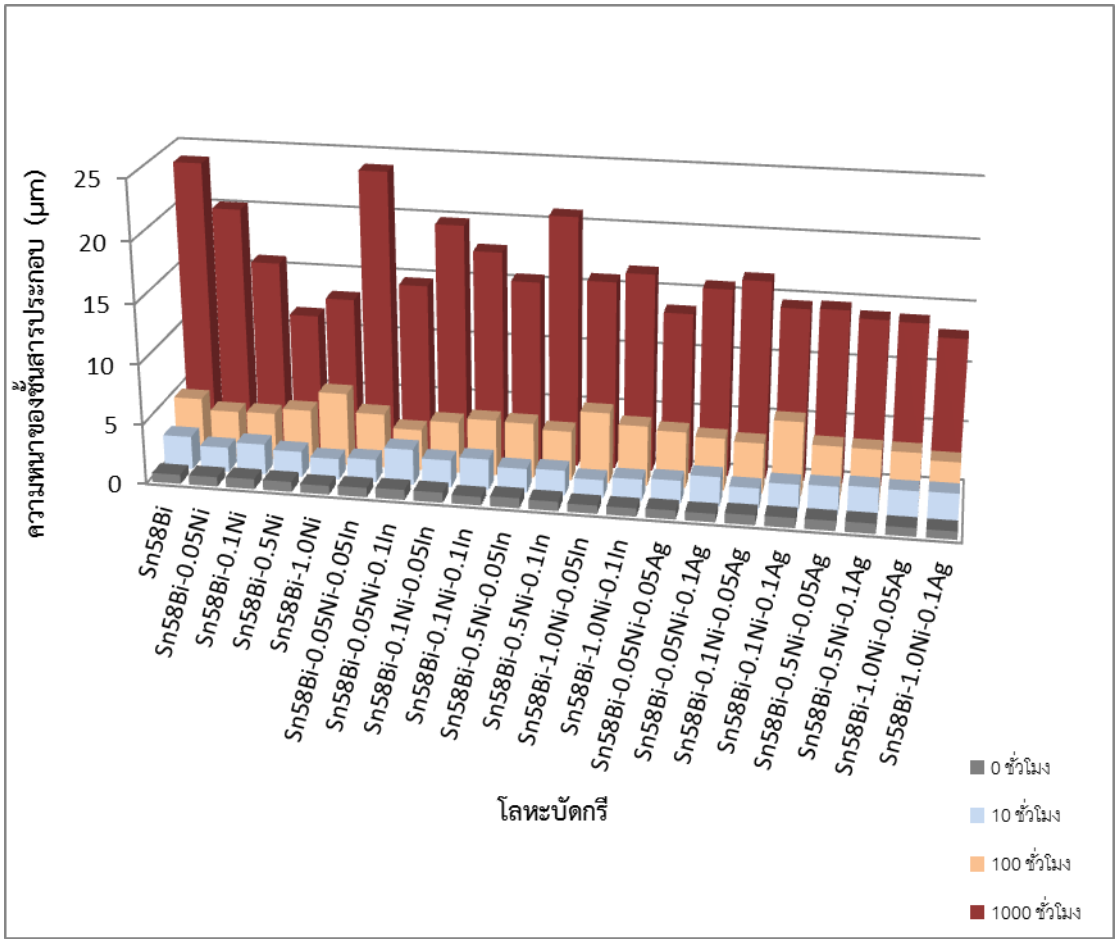
ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn (μm)					
อุณหภูมิ °C	**โลหะบัดกรี**	**เวลา (hr)**			
		0	**10**	**100**	**1000**
100	Sn58Bi	0.77	1.25	2.57	4.02
	Sn58Bi-0.05Ni	0.79	1.11	2.17	3.90
	Sn58Bi-0.1Ni	0.85	1.13	1.77	3.86
	Sn58Bi-0.5Ni	0.84	1.35	1.57	3.88
	Sn58Bi-1.0Ni	0.73	1.55	2.44	3.85
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	0.79	1.23	2.07	4.00
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1In	0.85	1.08	2.17	4.12
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	0.85	1.21	1.91	3.92
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1In	0.71	1.22	2.09	3.85
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	0.84	1.76	1.92	3.96
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	0.78	1.13	1.79	4.06
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	0.69	1.64	2.17	4.31
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	0.69	1.79	1.83	4.26
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	0.75	1.12	2.14	3.68
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag	0.71	1.10	1.78	3.37
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	0.83	1.47	1.89	4.04
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag	0.84	1.08	1.75	4.19
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	0.84	1.31	1.74	3.15
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	0.85	1.18	2.22	3.42
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	0.73	1.89	1.94	3.50
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	0.69	1.82	1.87	3.32



ภาพที่ 3.36 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิการบ่ม 100 °C

ตารางที่ 3.7 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn ที่อุณหภูมิบ่ม 125 °C

ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn (μm)					
อุณหภูมิ °C	**โลหะบัดกรี**	**เวลา (hr)**			
		0	**10**	**100**	**1000**
125	Sn58Bi	0.77	2.77	4.85	23.71
	Sn58Bi-0.05Ni	0.79	2.06	3.94	20.04
	Sn58Bi-0.1Ni	0.85	2.55	3.99	15.71
	Sn58Bi-0.5Ni	0.84	2.14	4.46	11.43
	Sn58Bi-1.0Ni	0.73	1.74	6.10	12.99
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	0.79	1.90	4.55	23.76
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1In	0.85	2.97	3.42	14.50
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	0.85	2.29	4.27	19.68
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1In	0.71	2.59	4.67	17.64
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	0.84	2.01	4.60	15.34
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	0.78	2.09	4.14	20.86
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	0.69	1.52	5.91	15.71
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	0.69	1.80	5.01	16.52
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	0.75	1.92	4.73	13.45
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag	0.71	2.45	4.41	15.64
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	0.83	1.74	4.23	16.48
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag	0.84	2.28	6.23	14.40
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	0.84	2.33	4.40	14.49
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	0.85	2.48	4.36	13.88
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	0.73	2.42	4.31	13.79
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	0.69	2.45	3.75	12.72



ภาพที่ 3.37 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิการบ่ม 125 °C

หลังจากที่ได้ทำการวัดค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในแต่ละอุณหภูมิ (75, 100, 125 °C) และเวลาบ่ม (0, 10, 100, 1000 ชั่วโมง) แล้ว จึงทำการทดสอบความถูกต้องของข้อมูลความหนาของชั้นสารประกอบที่วัดได้ โดยเลือกกลุ่มตัวอย่างเป็นโลหะบัดกรี Sn-58Bi ที่ผ่านการบ่มด้วยความร้อนที่ 125 °C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง มาทำการทำซ้ำ 5 ครั้ง เพื่อเปรียบเทียบค่าความหนาของชั้นสารประกอบระหว่างชิ้นงานที่ทำการวัด 1 ครั้ง ในงานวิจัยนี้นี้กับค่าเฉลี่ยของความหนาชั้นสารประกอบจากกลุ่มตัวอย่าง 5 ชิ้นงานว่ามีค่าแตกต่างกันหรือไม่ ด้วยวิธี one sample t-test โดยกำหนดสมมติฐานให้

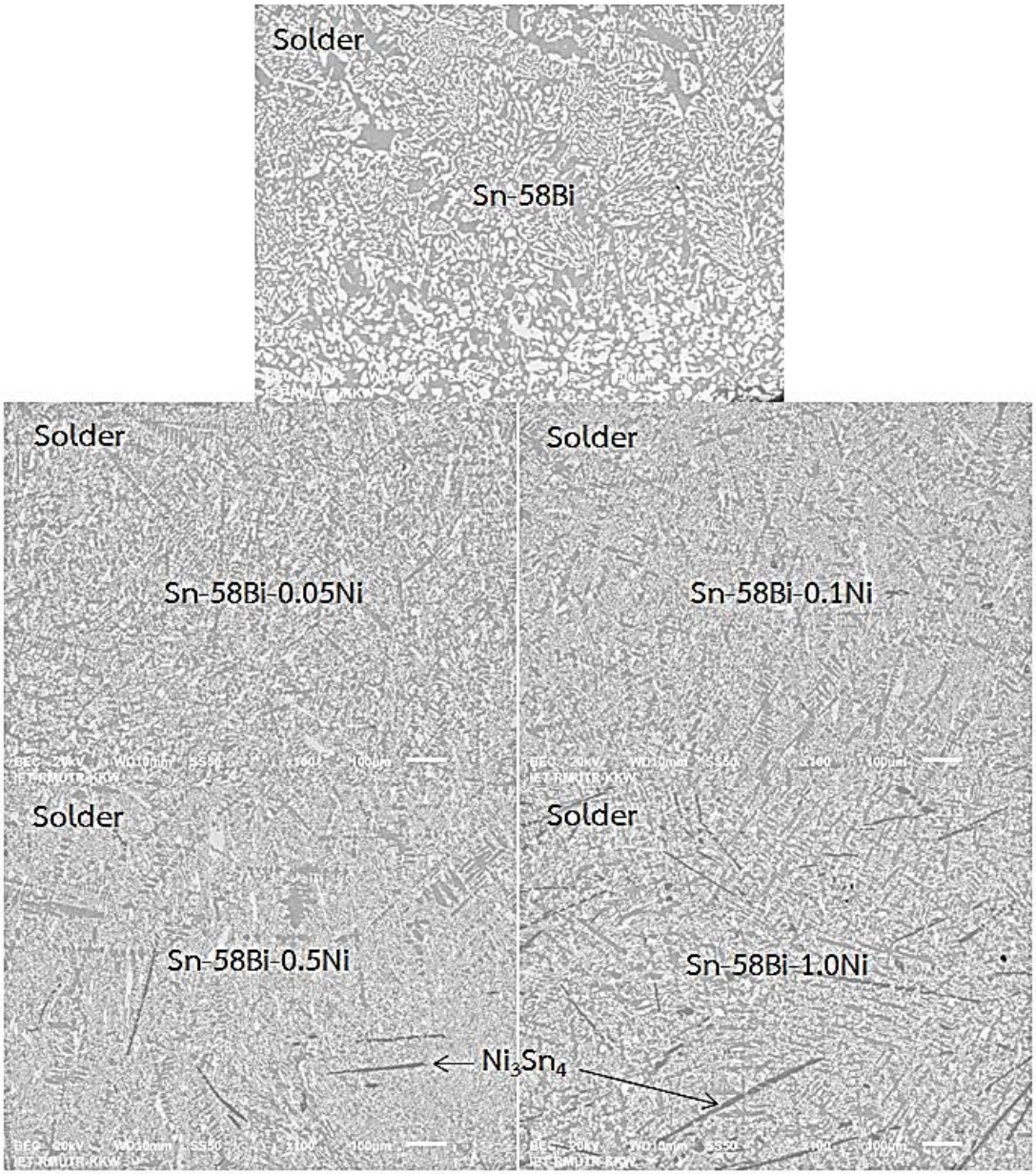
H_0 : ค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากการวัด 1 ครั้ง เท่ากับ ค่าเฉลี่ยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากกลุ่มตัวอย่าง 5 ชิ้น

H_1 : ค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากการวัด 1 ครั้ง ไม่เท่ากับ ค่าเฉลี่ยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากกลุ่มตัวอย่าง 5 ชิ้น

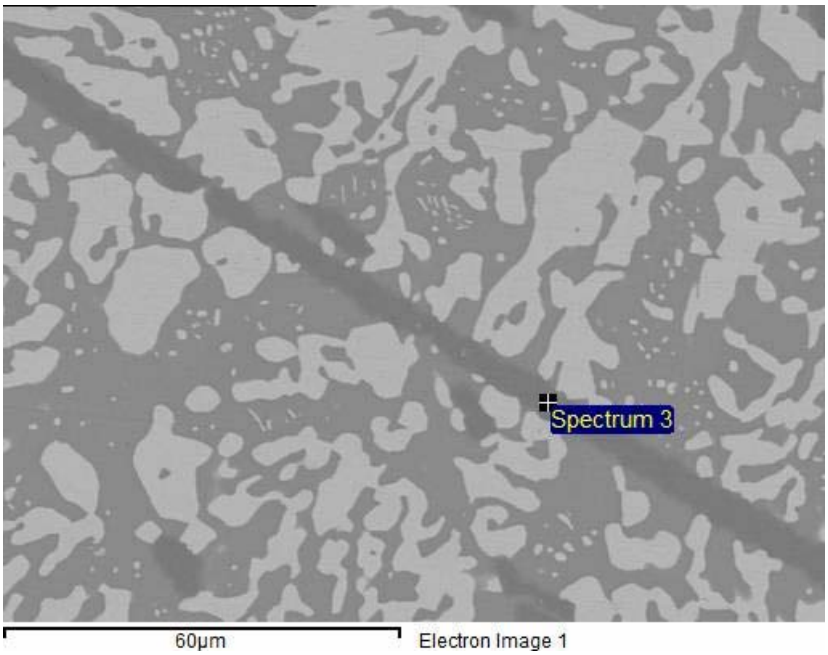
โดยผลการทดสอบพบว่าค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากการวัด 1 ครั้ง ไม่ต่างจากค่าเฉลี่ยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากกลุ่มตัวอย่าง 5 ชิ้น ที่ระดับความเชื่อมั่น 95% โดยผลการทดสอบทางสถิติแสดงในภาคผนวก ช

จากภาพที่ 3.35-3.37 จะเห็นได้ว่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิและเวลาบ่มเพิ่มขึ้น โดยอิทธิพลของธาตุผสมจะเห็นได้ชัดเจนเมื่อชิ้นงานถูกบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 125 °C เป็นเวลา 1000 ชั่วโมง จากภาพที่ 3.37 จะเห็นได้ว่าการเติม Ni จะช่วยลดขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn ได้ เนื่องจากค่าพลังงานกระตุ้นที่ทำให้เกิดปฏิกิริยาระหว่าง Sn กับ Ni นั้น น้อยกว่าค่าพลังงานกระตุ้นที่ทำให้เกิดปฏิกิริยาระหว่าง Sn กับ Cu โดยงานวิจัยของ Yoon และคณะ [42] ทำการบ่มชิ้นงานโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับแผ่นทองแดง และชิ้นงานโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับแผ่นทองแดงชุบนิกเกิล (ความหนา 5-7 μm) โดยบ่มชิ้นงานที่อุณหภูมิ 70, 90, 100, และ 120 °C เป็นเวลา 1-60 วัน ผลการทดสอบพบว่าค่าพลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 และ Ni_3Sn_4 คือ 129.7 และ 81.6 kJ/mol ตามลำดับ ดังนั้น Sn จึงมีแนวโน้มทำปฏิกิริยากับ Ni เพื่อเกิดเป็นสารประกอบ Ni_3Sn_4 มากกว่าการทำปฏิกิริยากับ Cu เพื่อเกิดเป็นชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5

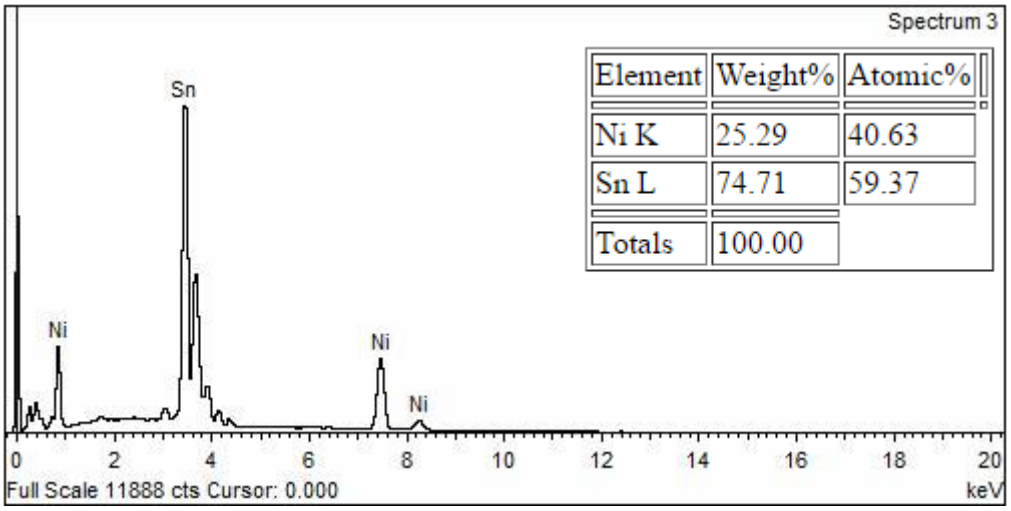
โดยงานวิจัยนี้พบสารประกอบ Ni_3Sn_4 ในพื้นที่ของโลหะบัดกรีดังแสดงในภาพที่ 3.38 ที่แสดงโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีที่มีปริมาณ Ni ต่างกันที่กำลังขยาย 100 เท่า ซึ่งสารประกอบ Ni_3Sn_4 จะเพิ่มขึ้นตามปริมาณ Ni ในโลหะบัดกรี และเป็นสาเหตุในการลดขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn โดยบริเวณที่ตรวจสอบปริมาณธาตุแสดงดังภาพที่ 3.39 และผลของการวิเคราะห์ปริมาณธาตุแสดงดังภาพที่ 3.40 อย่างไรก็ตามไม่พบสารประกอบ Ni_3Sn_4 ในพื้นที่โลหะบัดกรีสูตร Sn-58Bi-0.05Ni และ Sn-58Bi-0.1Ni เนื่องจากปริมาณ Ni ที่ผสมลงไปมีปริมาณน้อยมาก ซึ่งส่งผลให้การตรวจสอบปริมาณธาตุพบสารประกอบ Ni_3Sn_4 นั้นทำได้ยาก ส่วนการเติม In และ Ag ไม่ส่งผลต่อขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ เนื่องมาจากปริมาณ In และ Ag ที่ผสมลงไปมีปริมาณน้อยมาก โดยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Sn-58Bi เทียบกับโลหะบัดกรีสูตรต่างๆ แสดงดังตารางที่ 3.8



ภาพที่ 3.38 โครงสร้างจุลภาคในพื้นที่โลหะบัดกรีที่มีปริมาณ Ni ต่างกัน หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 125 °C เป็นเวลา 1000 ชั่วโมง



ภาพที่ 3.39 ตำแหน่งที่ตรวจสอบปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 125 °C เป็นเวลา 1000 ชั่วโมง



ภาพที่ 3.40 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDS ของสารประกอบ Ni_3Sn_4

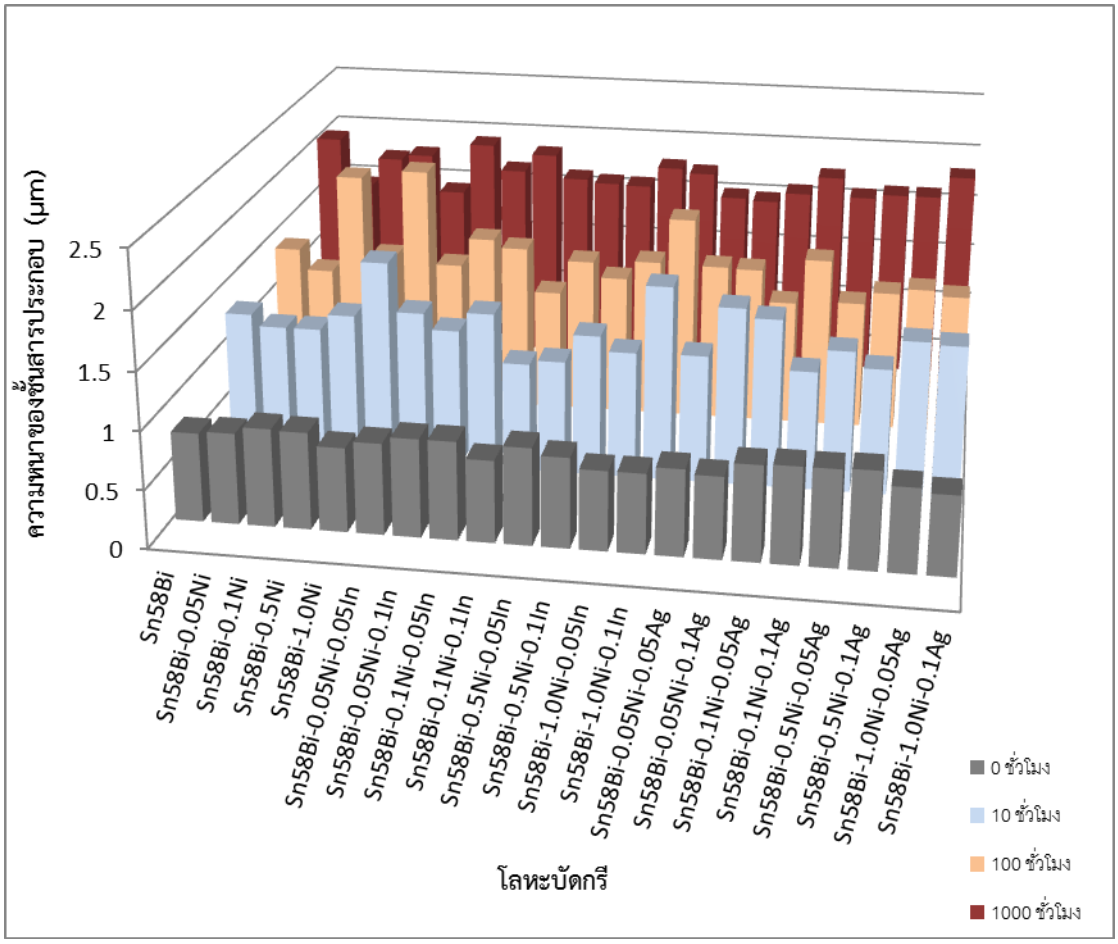
ตารางที่ 3.8 ความหนาของชั้นสารประกอบรวมของโลหะบัดกรีสูตรต่างๆ

โลหะบัดกรี	ความหนาของชั้นสารประกอบ (μm)	อุณหภูมิบ่ม(°C)/ระยะเวลาบ่ม (hr)	จุดหลอมเหลว (°C)	Refs
Sn-58Bi	0.77	หลังการบัดกรี	139	This work
	1.26	75/10		
	1.37	75/100		
	2.01	75/1000		
	4.02	100/1000		
	23.71	125/1000		
Sn-58Bi	0.75	หลังการบัดกรี	139	[41]
	1.20	80/168		
	1.50	80/504		
	1.90	80/1008		
Sn-0.3Ag-0.7Cu	2.48	หลังการบัดกรี	217	[43]
	3.54	100/1000		
	16.39	135/1000		
	17.37	170/1000		

โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นหลังการบัดกรีและหลังการบ่มที่อุณหภูมิ 75 °C จะมีเพียง Cu_6Sn_5 ซึ่งความหนาของชั้น Cu_6Sn_5 แสดงในตารางที่ 3.9-3.11 และภาพที่ 3.41-3.43 โดยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 จะเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิและเวลาบ่มเพิ่มขึ้นเช่นเดียวกับชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ซึ่งความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 นั้น มีแนวโน้มที่ใกล้เคียงกับแนวโน้มของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ดังนั้นการเติมธาตุ Ni, In, และ Ag จึงมีผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ในแนวโน้มเดียวกันกับชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม

ตารางที่ 3.9 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ที่อุณหภูมิบ่ม 75 °C

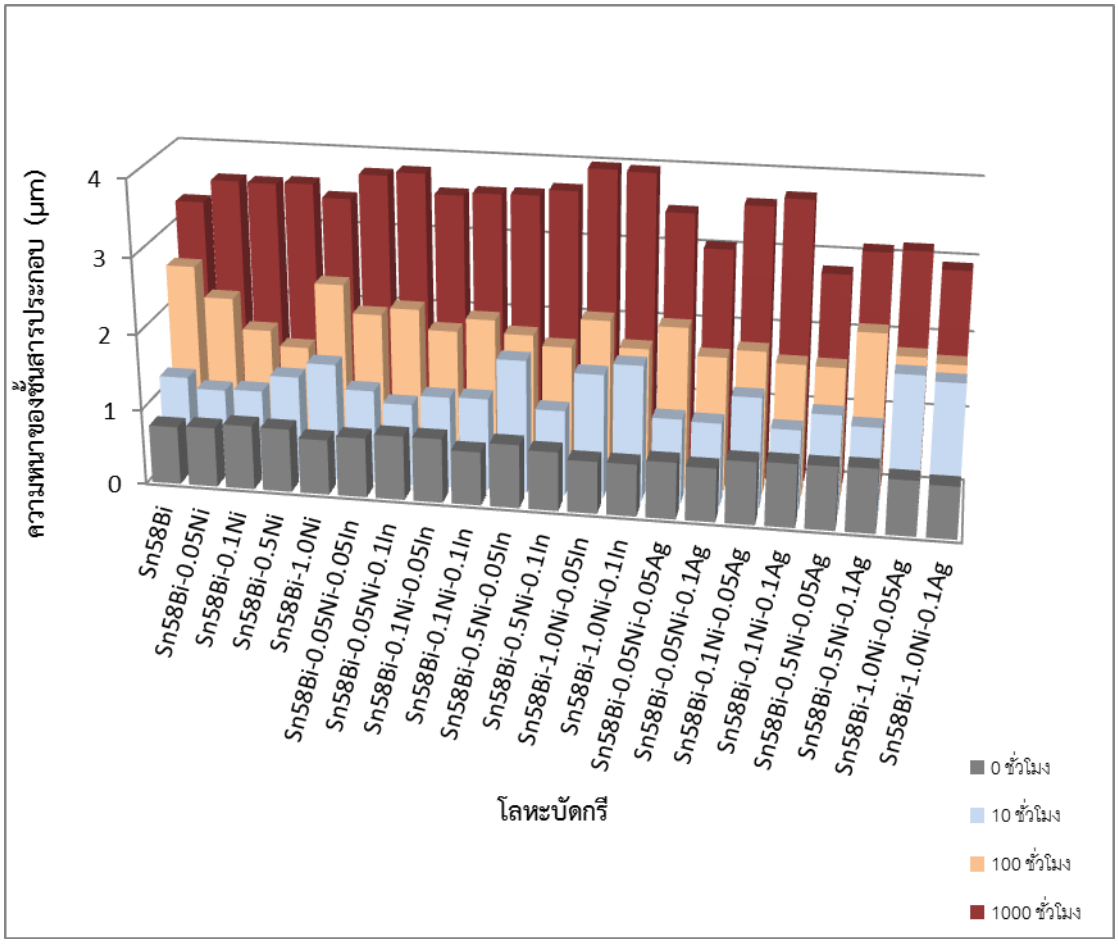
ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 (μm)					
อุณหภูมิ °C	โลหะบัดกรี	เวลา (hr)			
		0	10	100	1000
75	Sn58Bi	0.77	1.26	1.37	2.01
	Sn58Bi-0.05Ni	0.79	1.16	1.18	1.56
	Sn58Bi-0.1Ni	0.85	1.16	2.08	1.84
	Sn58Bi-0.5Ni	0.84	1.30	1.36	1.89
	Sn58Bi-1.0Ni	0.73	1.79	2.16	1.54
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	0.79	1.36	1.30	2.02
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1In	0.85	1.22	1.56	1.78
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	0.85	1.39	1.49	1.95
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1In	0.71	0.96	1.09	1.73
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	0.84	1.00	1.40	1.70
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	0.78	1.25	1.26	1.69
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	0.69	1.12	1.43	1.88
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	0.69	1.72	1.84	1.84
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	0.75	1.13	1.42	1.62
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag	0.71	1.57	1.41	1.60
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	0.83	1.49	1.12	1.69
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag	0.84	1.05	1.53	1.86
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	0.84	1.25	1.15	1.68
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	0.85	1.11	1.26	1.72
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	0.73	1.37	1.31	1.72
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	0.69	1.35	1.26	1.92



ภาพที่ 3.41 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ที่อุณหภูมิการบ่ม 75 °C

ตารางที่ 3.10 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ที่อุณหภูมิบ่ม 100 °C

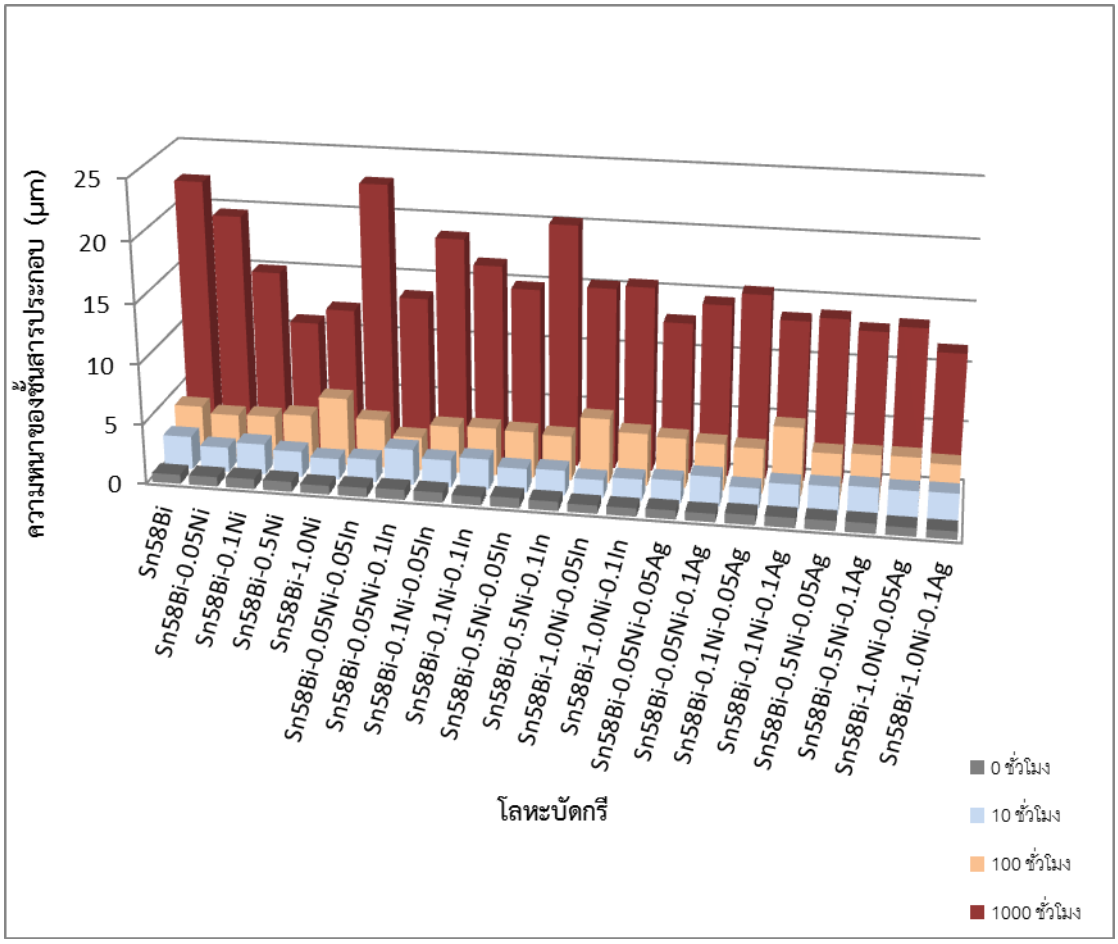
ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 (μm)					
อุณหภูมิ °C	โลหะบัดกรี	เวลา (hr)			
		0	10	100	1000
100	Sn58Bi	0.77	1.25	2.57	3.28
	Sn58Bi-0.05Ni	0.79	1.11	2.17	3.58
	Sn58Bi-0.1Ni	0.85	1.13	1.77	3.57
	Sn58Bi-0.5Ni	0.84	1.35	1.57	3.59
	Sn58Bi-1.0Ni	0.73	1.55	2.44	3.42
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	0.79	1.23	2.07	3.75
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1In	0.85	1.08	2.17	3.80
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	0.85	1.21	1.91	3.54
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1In	0.71	1.22	2.09	3.58
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	0.84	1.76	1.92	3.59
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	0.78	1.13	1.79	3.67
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	0.69	1.64	2.17	3.97
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	0.69	1.79	1.83	3.95
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	0.75	1.12	2.14	3.46
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag	0.71	1.10	1.78	3.02
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	0.83	1.47	1.89	3.60
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag	0.84	1.08	1.75	3.71
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	0.84	1.31	1.74	2.78
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	0.85	1.18	2.22	3.09
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	0.73	1.89	1.94	3.13
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	0.69	1.82	1.87	2.91



ภาพที่ 3.42 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ที่อุณหภูมิการบ่ม 100 °C

ตารางที่ 3.11 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ที่อุณหภูมิบ่ม 125 °C

ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 (μm)					
อุณหภูมิ °C	โลหะบัดกรี	เวลา (hr)			
		0	10	100	1000
125	Sn58Bi	0.77	2.77	4.19	22.18
	Sn58Bi-0.05Ni	0.79	2.06	3.65	19.45
	Sn58Bi-0.1Ni	0.85	2.55	3.73	14.90
	Sn58Bi-0.5Ni	0.84	2.14	4.02	10.81
	Sn58Bi-1.0Ni	0.73	1.74	5.67	12.07
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	0.79	1.90	4.05	22.70
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1In	0.85	2.97	2.77	13.42
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	0.85	2.29	3.90	18.55
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1In	0.71	2.59	3.98	16.49
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	0.84	2.01	3.87	14.71
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	0.78	2.09	3.72	20.18
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	0.69	1.52	5.41	15.16
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	0.69	1.80	4.38	15.43
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	0.75	1.92	4.18	12.66
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag	0.71	2.45	3.94	14.34
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	0.83	1.74	3.78	15.37
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag	0.84	2.28	5.75	13.40
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	0.84	2.33	3.78	13.76
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	0.85	2.48	3.90	12.91
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	0.73	2.42	3.92	13.41
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	0.69	2.45	3.53	11.52



ภาพที่ 3.43 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ที่อุณหภูมิการบ่ม 125 °C

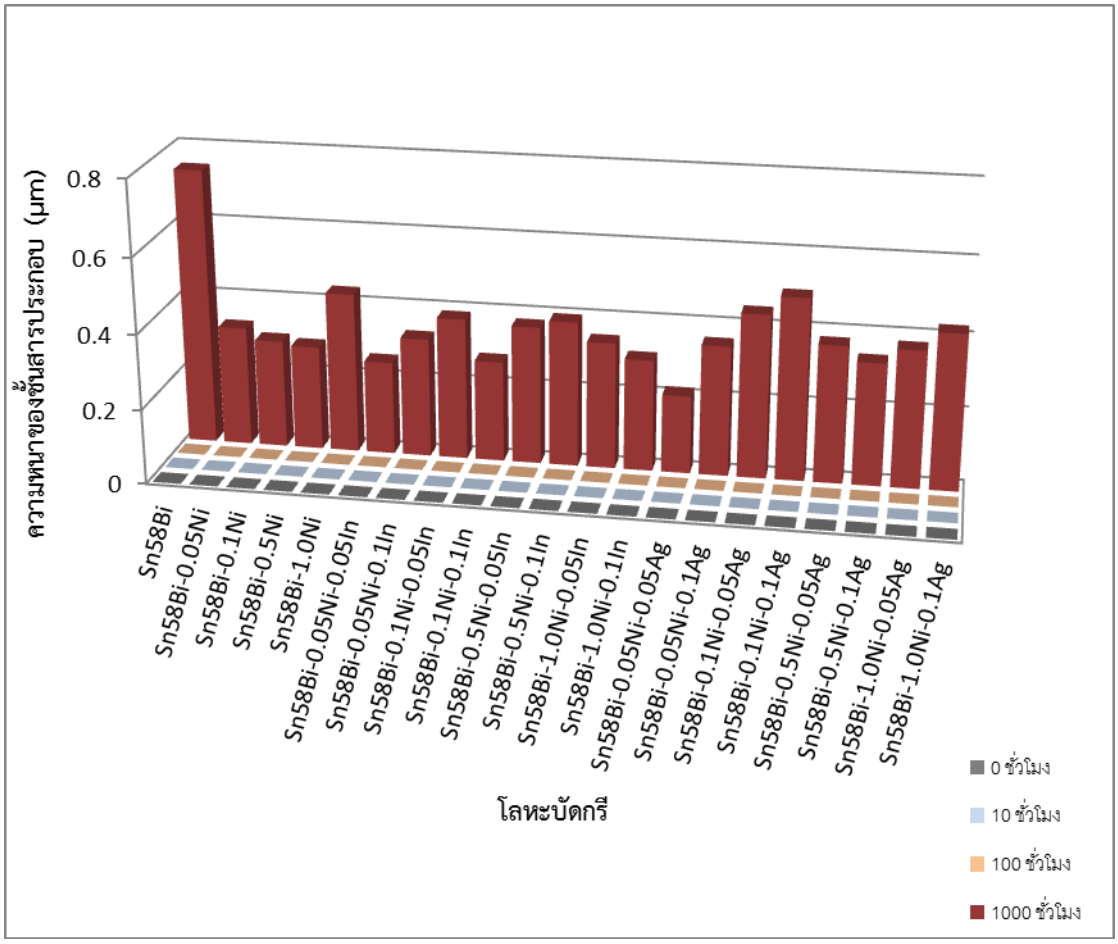
ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn จะเกิดขึ้นหลังการบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 100 °C และ 125 °C ซึ่งความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn แสดงในตารางที่ 3.12 และ 3.13 และภาพที่ 3.44 และ 3.45 โดยชั้นสารประกอบ Cu_3Sn จะเริ่มเกิดขึ้นที่อุณหภูมิการบ่ม 100 °C เป็นเวลา 1000 ชั่วโมง ซึ่งมีความหนาของชั้นสารประกอบน้อยมาก ดังแสดงในตารางที่ 3.12 โดยจะมีความหนาของชั้นสารประกอบเพิ่มขึ้นเล็กน้อยที่อุณหภูมิการบ่ม 125 °C เป็นเวลา 1000 ชั่วโมง

ตารางที่ 3.12 ความหนาของชั้นสารประกอบ Cu_3Sn ของโลหะบัดกรีสูตรต่างๆ

โลหะบัดกรี	ความหนาของชั้นสารประกอบ (μm)	อุณหภูมิบ่ม(°C)/ระยะเวลาบ่ม (hr)	จุดหลอมเหลว (°C)	Refs
Sn-58Bi	0.74	100/1000	139	This work
	1.53	125/1000		
Sn-58Bi	0	80/1008	139	[41]
Sn-0.3Ag-0.7Cu	4.36	135/1000	217	[43]
Sn-0.3Ag-0.7Cu	8.16	170/1000		

ตารางที่ 3.13 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn ที่อุณหภูมิบ่ม 100 °C

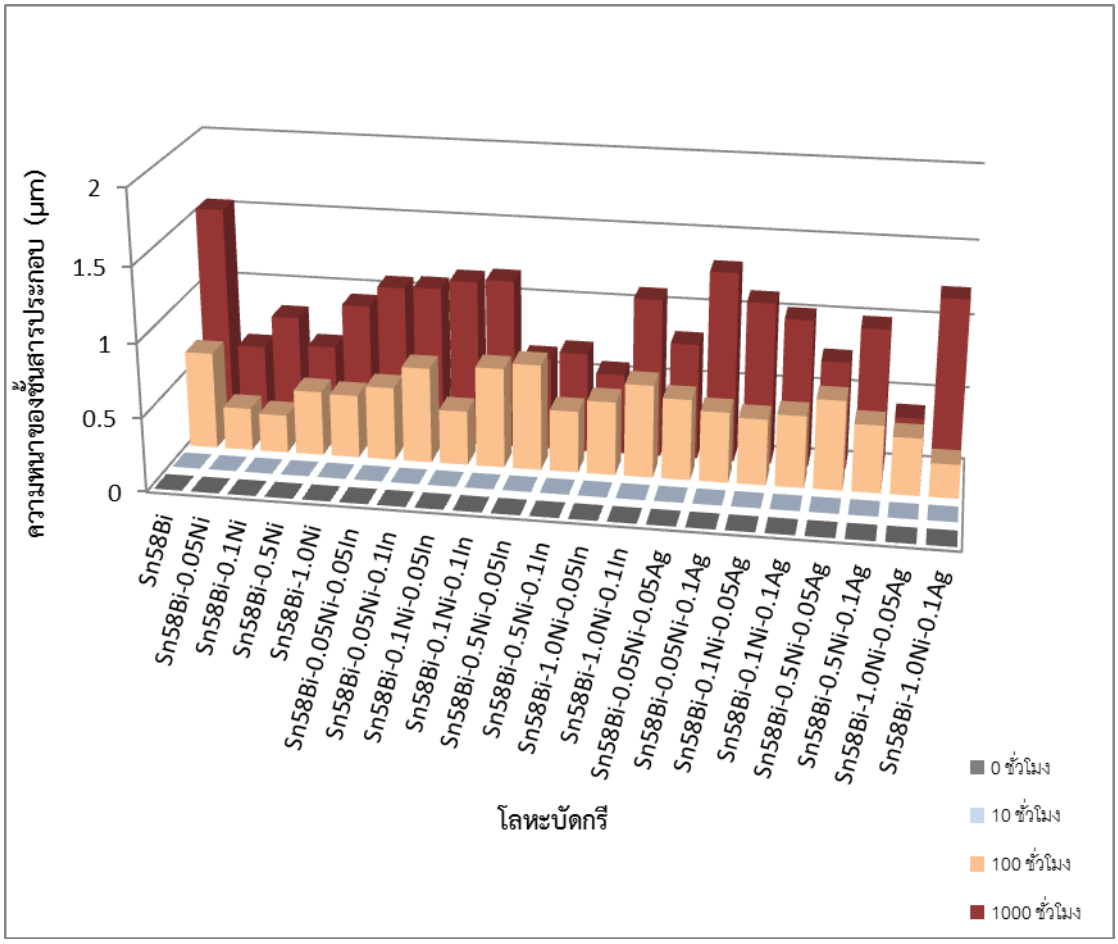
ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn (μm)					
อุณหภูมิ °C	โลหะบัดกรี	เวลา (hr)			
		0	10	100	1000
100	Sn58Bi	-	-	-	0.74
	Sn58Bi-0.05Ni	-	-	-	0.32
	Sn58Bi-0.1Ni	-	-	-	0.29
	Sn58Bi-0.5Ni	-	-	-	0.28
	Sn58Bi-1.0Ni	-	-	-	0.43
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	-	-	-	0.25
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1In	-	-	-	0.32
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	-	-	-	0.38
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1In	-	-	-	0.27
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	-	-	-	0.37
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	-	-	-	0.39
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	-	-	-	0.34
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	-	-	-	0.30
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	-	-	-	0.21
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag	-	-	-	0.35
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	-	-	-	0.44
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag	-	-	-	0.49
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	-	-	-	0.37
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	-	-	-	0.33
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	-	-	-	0.37
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	-	-	-	0.42



ภาพที่ 3.44 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn ที่อุณหภูมิการบ่ม 100 °C

ตารางที่ 3.14 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn ที่อุณหภูมิบ่ม 125 °C

ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn (µm)					
อุณหภูมิ °C	โลหะบัดกรี	เวลา (hr)			
		0	10	100	1000
125	Sn58Bi	-	-	0.66	1.53
	Sn58Bi-0.05Ni	-	-	0.29	0.59
	Sn58Bi-0.1Ni	-	-	0.26	0.81
	Sn58Bi-0.5Ni	-	-	0.44	0.62
	Sn58Bi-1.0Ni	-	-	0.43	0.92
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05In	-	-	0.50	1.06
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1In	-	-	0.65	1.07
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05In	-	-	0.37	1.13
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1In	-	-	0.68	1.15
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05In	-	-	0.72	0.63
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1In	-	-	0.42	0.68
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05In	-	-	0.50	0.55
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1In	-	-	0.63	1.08
	Sn58Bi-0.05Ni-0.05Ag	-	-	0.55	0.79
	Sn58Bi-0.05Ni-0.1Ag	-	-	0.48	1.29
	Sn58Bi-0.1Ni-0.05Ag	-	-	0.45	1.10
	Sn58Bi-0.1Ni-0.1Ag	-	-	0.49	1.00
	Sn58Bi-0.5Ni-0.05Ag	-	-	0.61	0.73
	Sn58Bi-0.5Ni-0.1Ag	-	-	0.46	0.97
	Sn58Bi-1.0Ni-0.05Ag	-	-	0.39	0.38
	Sn58Bi-1.0Ni-0.1Ag	-	-	0.23	1.20

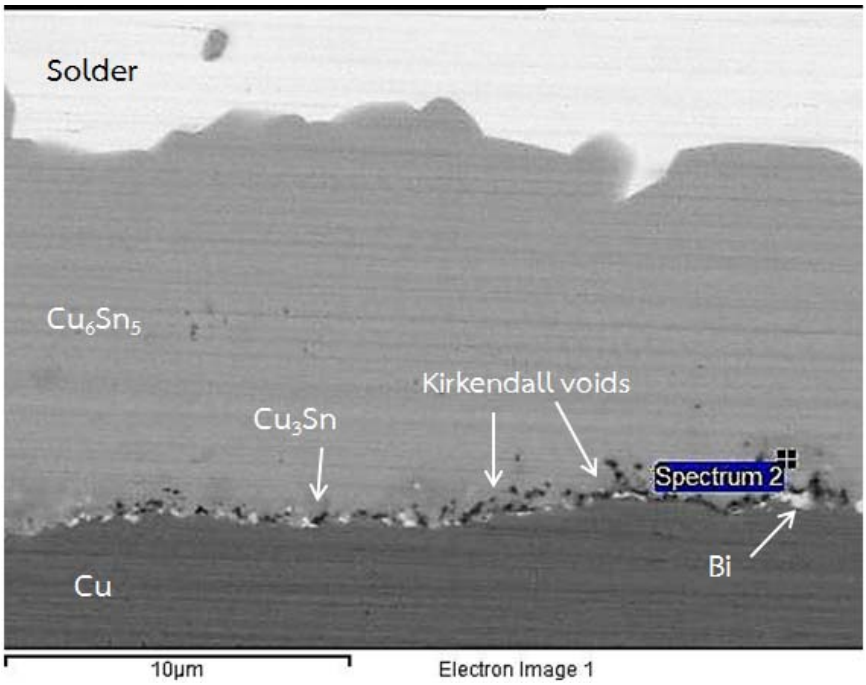


ภาพที่ 3.45 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn ที่อุณหภูมิการบ่ม 125 °C

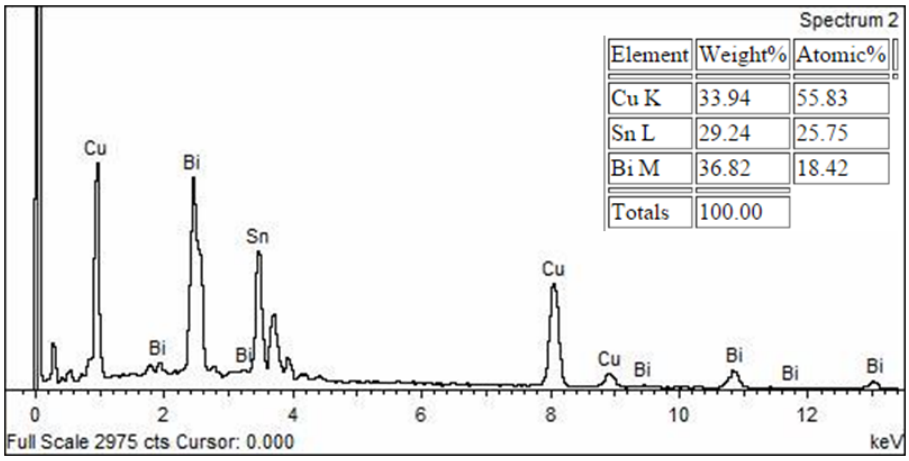
จากภาพที่ 3.44 และ 3.45 พบว่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn ลดลงเมื่อเติมธาตุผสม Ni ซึ่งอิทธิพลของการเติมธาตุผสม Ni, In, และ Ag ต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn มีแนวโน้มเดียวกันกับชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวมดังที่กล่าวไว้แล้วในข้างต้น

นอกเหนือจากนี้ชิ้นงานที่ผ่านการบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 125 °C เป็นเวลา 1000 ชั่วโมง จะพบช่องว่าง (Kirkendall voids) ระหว่างชั้นสารประกอบ Cu_3Sn และทองแดง โดย Kirkendall voids นั้นเกิดจากอัตราการแพร่ที่ไม่เท่ากันของธาตุ Cu และ Sn โดย Cu จะมีอัตราการแพร่ที่เร็วกว่า Sn จึงทำให้เกิด Kirkendall voids ในบริเวณที่อะตอมของ Cu ได้แพร่ออกไป โดย Kirkendall voids นั้น หากมีจำนวนมากจะทำให้เกิดการหลุดออกจากกันของชิ้นงานและส่งผลต่อความน่าเชื่อถือของรอยต่อ นอกเหนือจากนี้ยังพบการก่อตัวของ Bi ที่แพร่จากโลหะบัดกรีมายังช่องว่างดังกล่าวอีกด้วย ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Zhang และคณะ Hu และคณะ และ Kang และคณะ [44-46]

โดยตำแหน่งของชั้นสารประกอบต่าง ๆและบริเวณที่ตรวจสอบปริมาณธาตุที่กำลังขยาย 5000 เท่าของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni-0.1Ag แสดงดังภาพที่ 3.46 และผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุแสดงดังภาพที่ 3.47



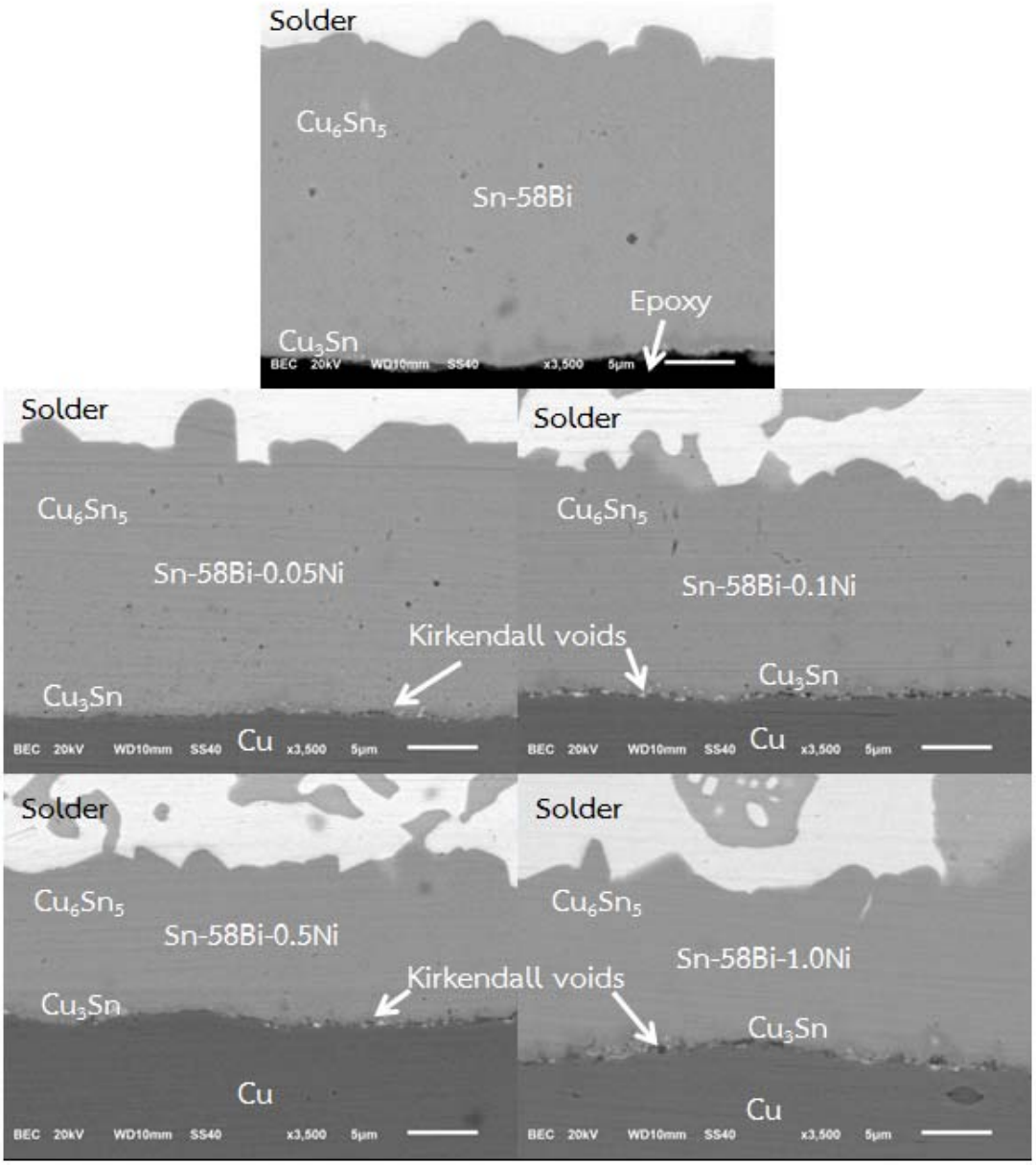
ภาพที่ 3.46 ตำแหน่งที่ตรวจสอบปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-1.0Ni-0.1Ag



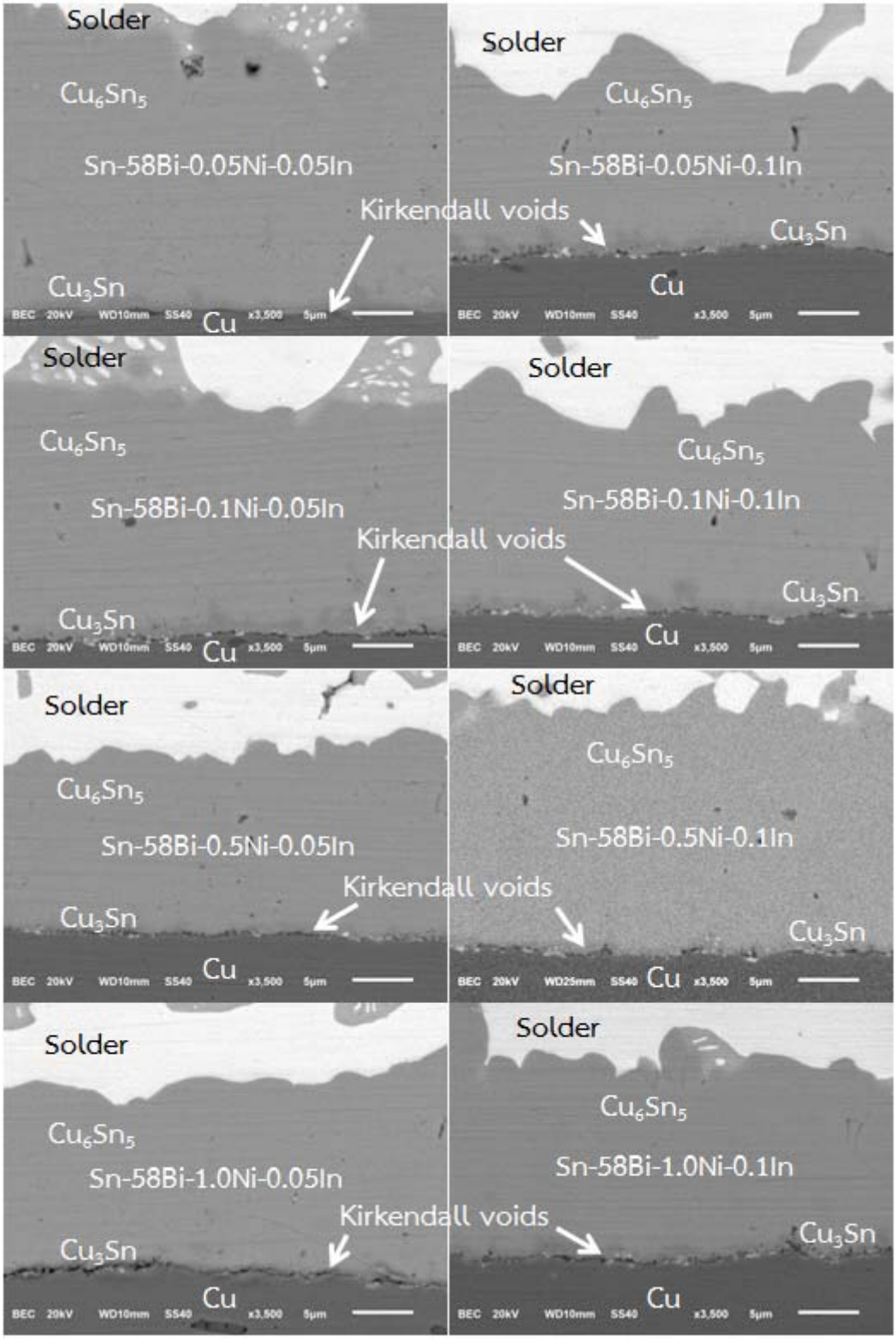
ภาพที่ 3.47 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDS ของบริเวณที่เป็นธาตุ Bi

ภาพที่ 3.48-3.50 แสดงการเปรียบเทียบลักษณะของ Kirkendall voids ของโลหะบัดกรีทุกสูตรที่กำลังขยาย 3500 เท่า โดยทั่วไปแล้ว Kirkendall voids นั้นจะก่อตัวในชั้นสารประกอบ Cu_3Sn และมีทิศทางการขยายตัวไปยังพื้นที่ระหว่างชั้นสารประกอบ Cu_3Sn กับแผ่นทองแดง โดยลักษณะของ Kirkendall voids ที่เกิดขึ้นในโลหะบัดกรีทุกสูตรนั้นคล้ายคลึงกัน

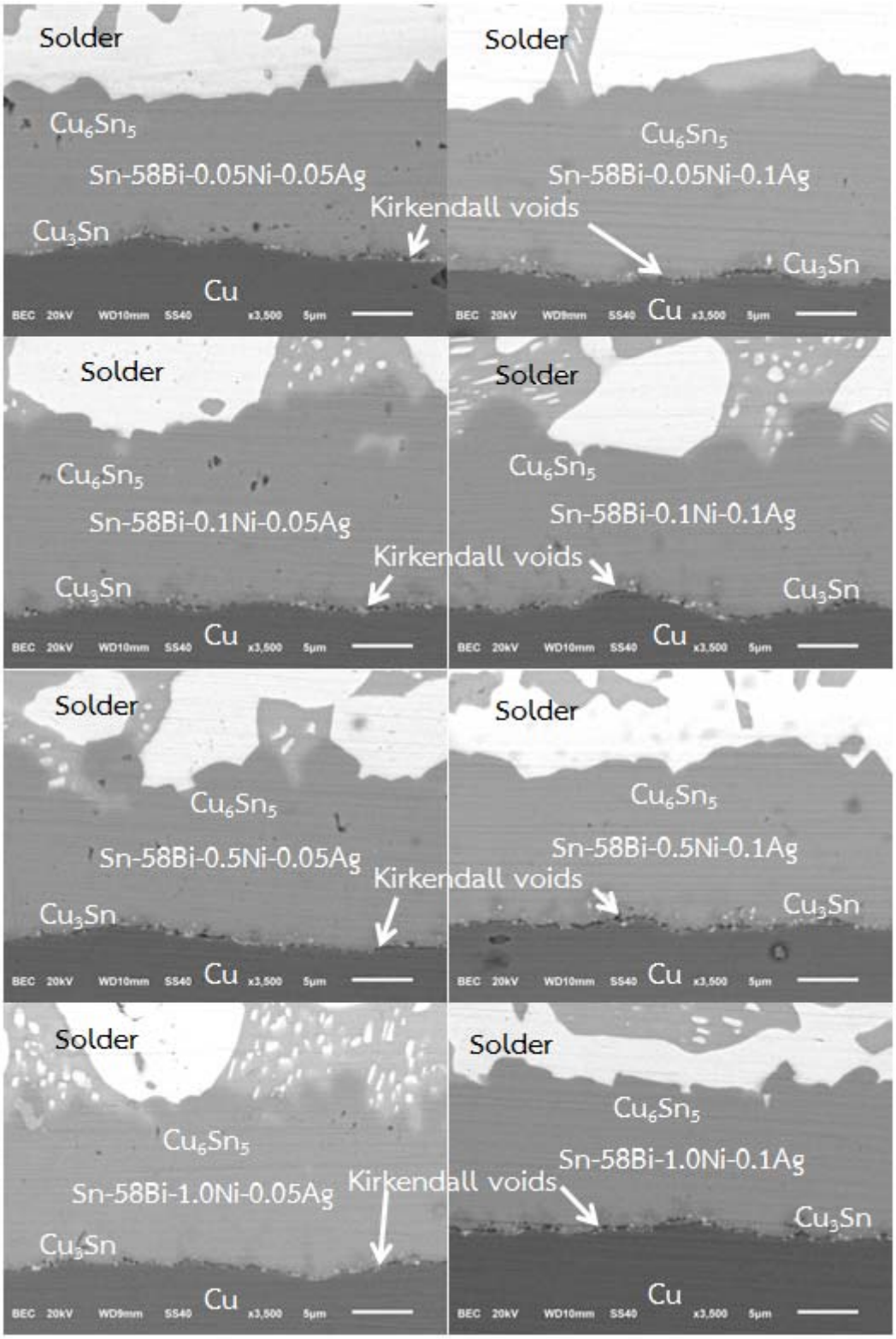
ยกเว้นโลหะบัดกรีพื้น Sn-58Bi ที่ไม่สามารถตรวจสอบ Kirkendall voids ระหว่างชั้นสารประกอบ Cu_3Sn กับแผ่นทองแดงได้โดยตรง เนื่องจากโลหะบัดกรีหลุดออกจากแผ่นทองแดงระหว่างการตัดชิ้นงาน ดังแสดงในภาพที่ 3.48 โดยพื้นที่สีดำบริเวณด้านล่างนั้นเป็นส่วนของ Epoxy ไม่ใช่แผ่นทองแดง ดังนั้นจึงทำการตรวจสอบพื้นผิวรอยต่อของชิ้นงานโลหะบัดกรีที่หลุดออกมาและพื้นผิวของแผ่นทองแดง ซึ่งแสดงดังภาพที่ 3.51 และ 3.52 จากการตรวจสอบพบ Kirkendall voids จำนวนมากบนพื้นผิวรอยต่อของชิ้นงานโลหะบัดกรี



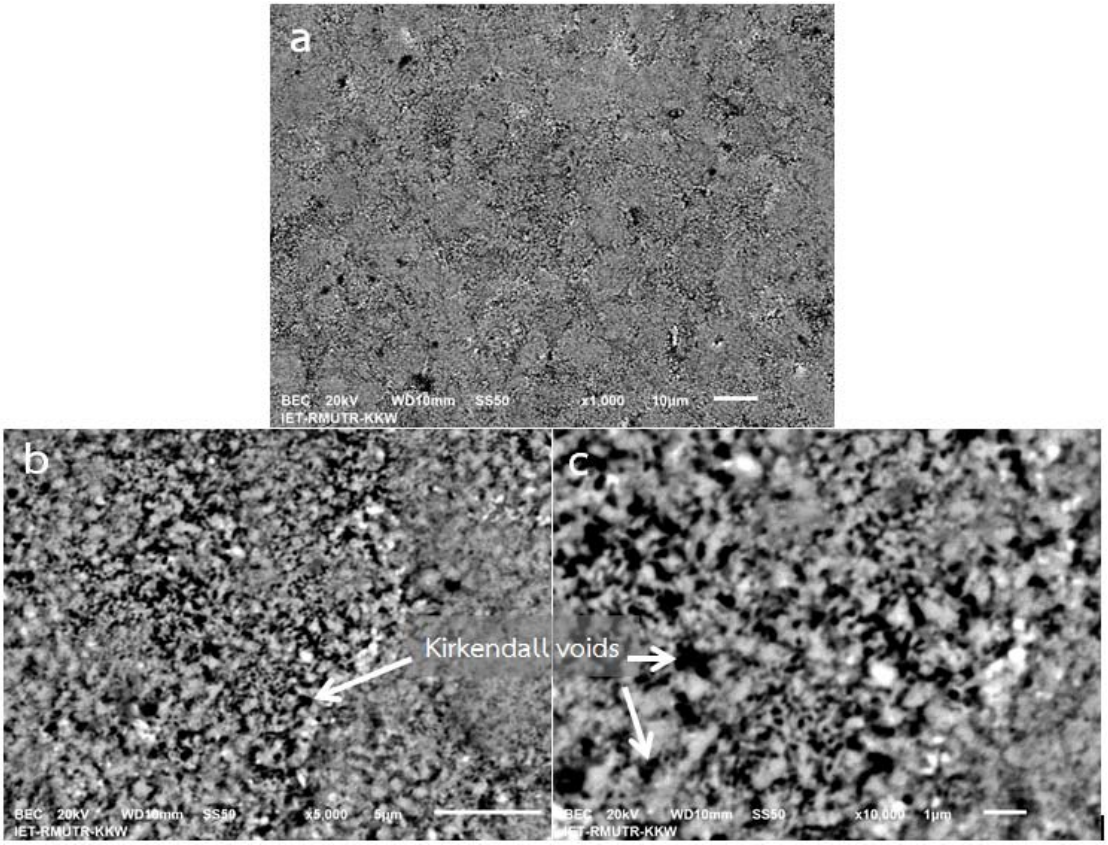
ภาพที่ 3.48 ลักษณะของ Kirkendall voids ในโลหะบัดกรีที่มีปริมาณ Ni ต่างกัน



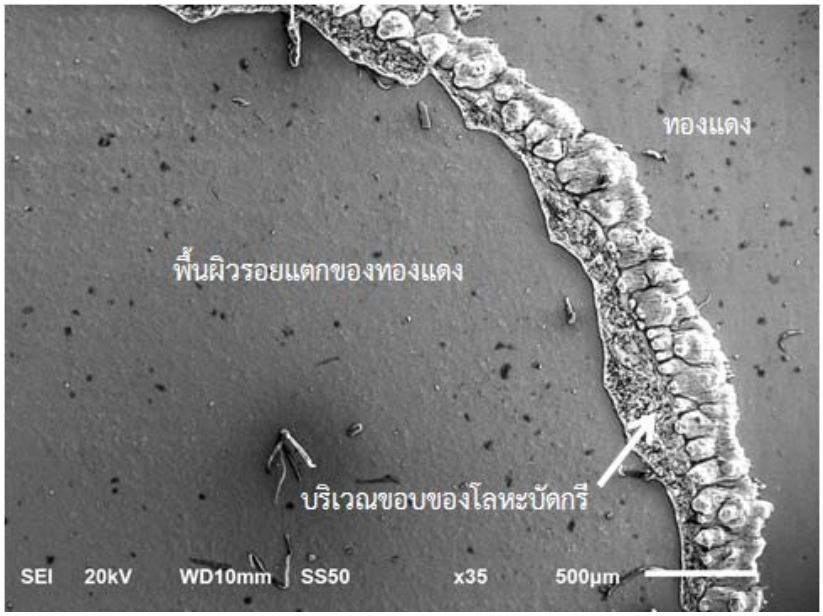
ภาพที่ 3.49 ลักษณะของ Kirkendall voids ในโลหะบัดกรีที่มีปริมาณ Ni และ In ต่างกัน



ภาพที่ 3.50 ลักษณะของ Kirkendall voids ในโลหะบัดกรีที่มีปริมาณ Ni และ Ag ต่างกัน



ภาพที่ 3.51 พื้นผิวรอยต่อของชิ้นงานโลหะบัดกรี Sn-58Bi ที่กำลังขยาย a) 1000 เท่า b) 5000 เท่า c) 10000 เท่า



ภาพที่ 3.52 ลักษณะพื้นผิวของแผ่นทองแดงที่หลุดออกจากโลหะบัดกรี Sn-58Bi

3.7 สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากการบ่มด้วยความร้อนนั้นโดยทั่วไปเป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยการแพร่ในสภาวะของแข็ง ซึ่งความหนาของชั้นคู่ควบการแพร่ที่เป็นฟังก์ชันของเวลาสามารถกำหนดโดยสมการที่ 3.6 ซึ่งมีสมมุติฐานว่าเกิดการแพร่แบบ Quasi-steady state และ Local equilibrium [47]

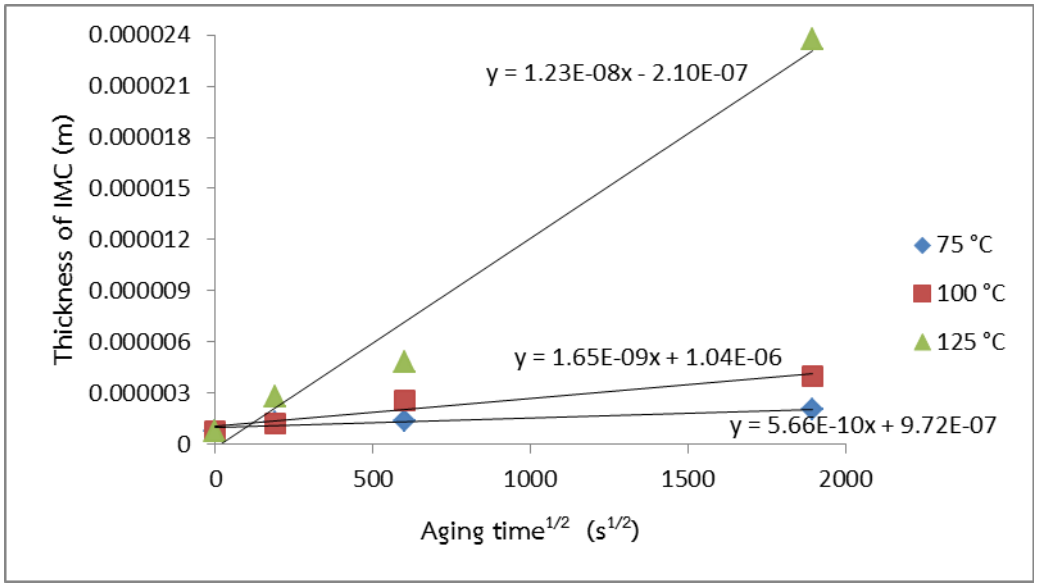
$$Y = Y_0 + \sqrt{K t} \qquad (3.6)$$

เมื่อ Y คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เวลา t, Y_0 คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรี และ K คือ สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ ($m^2 s^{-1}$)

กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสามารถกำหนดได้จากความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิการบ่ม 75, 100 และ 125 °C ดังแสดงในตารางที่ 3.15-3.17 มาพล็อตกับรากที่สองของเวลาในการบ่ม ($t^{1/2}$) โดยใช้โลหะบัดกรีสูตร Sn-58Bi เป็นตัวอย่างในการคำนวณ ซึ่งผลลัพธ์ที่ได้แสดงในภาพที่ 3.53-3.55 โดยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีอัตราการเติบโตที่เร็วสำหรับการบ่มที่อุณหภูมิสูง (125 °C) และรากที่สองของเวลาในการบ่มยังแสดงให้เห็นว่าการเพิ่มขึ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมโดยการแพร่

ตารางที่ 3.15 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวมกับ $t^{1/2}$ ที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกันของโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับทองแดง

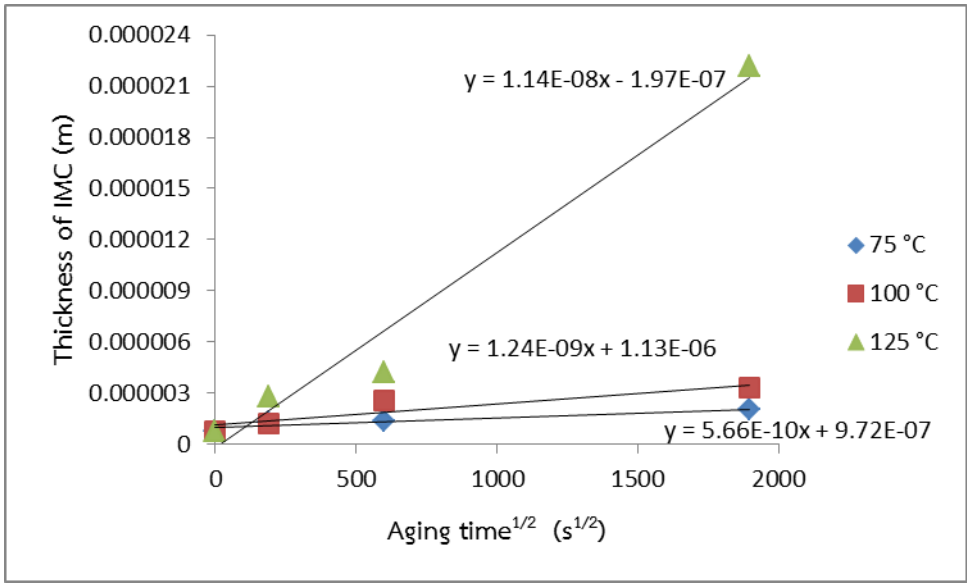
Temperature		Aging time		$t^{1/2}$		Total IMC	
°C	K	hr	s	hr	s	μm	m
75	348	0	0	0.00	0.00	0.77	0.77×10^{-6}
		10	36,000	3.16	189.74	1.26	1.26×10^{-6}
		100	360,000	10.00	600.00	1.37	1.37×10^{-6}
		1,000	3,600,000	31.62	1897.37	2.01	2.01×10^{-6}
100	373	0	0	0.00	0.00	0.77	0.77×10^{-6}
		10	36,000	3.16	189.74	1.25	1.25×10^{-6}
		100	360,000	10.00	600.00	2.57	2.57×10^{-6}
		1,000	3,600,000	31.62	1897.37	4.02	4.02×10^{-6}
125	398	0	0	0.00	0.00	0.77	0.77×10^{-6}
		10	36,000	3.16	189.74	2.77	2.77×10^{-6}
		100	360,000	10.00	600.00	4.85	4.85×10^{-6}
		1,000	3,600,000	31.62	1897.37	23.71	23.71×10^{-6}



ภาพที่ 3.53 ความสัมพันธ์ระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวมกับรากที่สองของเวลาการบ่มของโลหะบัดกรี Sn-58Bi

ตารางที่ 3.16 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 กับ $t^{1/2}$ ที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกันของโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับทองแดง

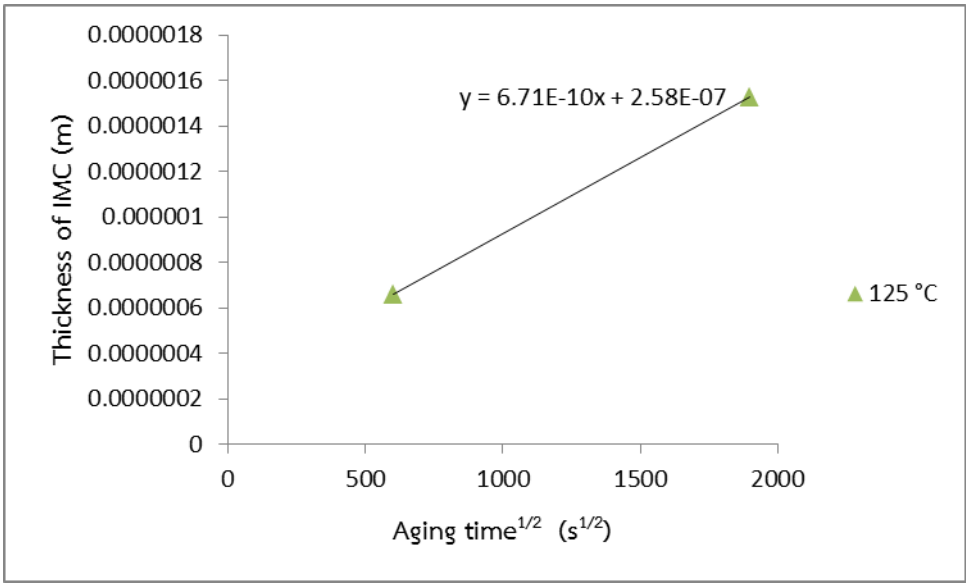
Temperature		Aging time		$t^{1/2}$		Total IMC	
°C	K	hr	s	hr	s	μm	m
75	348	0	0	0.00	0.00	0.77	$0.77x10^{-6}$
		10	36,000	3.16	189.74	1.26	$1.26x10^{-6}$
		100	360,000	10.00	600.00	1.37	$1.37x10^{-6}$
		1,000	3,600,000	31.62	1897.37	2.01	$2.01x10^{-6}$
100	373	0	0	0.00	0.00	0.77	$0.77x10^{-6}$
		10	36,000	3.16	189.74	1.25	$1.25x10^{-6}$
		100	360,000	10.00	600.00	2.57	$2.57x10^{-6}$
		1,000	3,600,000	31.62	1897.37	3.28	$3.28x10^{-6}$
125	398	0	0	0.00	0.00	0.77	$0.77x10^{-6}$
		10	36,000	3.16	189.74	2.77	$2.77x10^{-6}$
		100	360,000	10.00	600.00	4.19	$4.19x10^{-6}$
		1,000	3,600,000	31.62	1897.37	22.18	$22.18x10^{-6}$



ภาพที่ 3.54 ความสัมพันธ์ระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 กับรากที่สองของเวลาการบ่มของโลหะบัดกรี Sn-58Bi

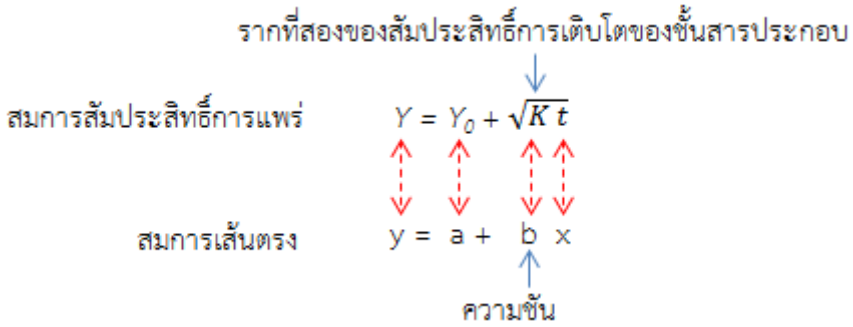
ตารางที่ 3.17 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn กับ $t^{1/2}$ ที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกันของโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับทองแดง

Temperature		Aging time		$t^{1/2}$		Total IMC	
°C	K	hr	s	hr	s	μm	m
125	398	0	0	0.00	0.00	-	-
		10	36,000	3.16	189.74	-	-
		100	360,000	10.00	600.00	0.66	$0.66x10^{-6}$
		1,000	3,600,000	31.62	1897.37	1.53	$1.53x10^{-6}$



ภาพที่ 3.55 ความสัมพันธ์ระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn กับรากที่สองของเวลาการบ่มของโลหะบัดกรี Sn-58Bi

สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn, Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn สามารถคำนวณได้จากความชันในกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับ $t^{1/2}$ โดยใช้วิธีวิเคราะห์การถดถอยแบบเส้นตรง y = a + bx เมื่อ b คือความชัน (Slope) ซึ่งความชันที่คำนวณได้จะมีค่าเท่ากับรากที่สองของสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ โดยค่าความชันที่สูง เป็นผลมาจากอัตราการเติบโตของชั้นสารประกอบที่สูง และส่งผลให้มีค่าสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบที่สูงเช่นกัน ดังแสดงในภาพที่ 3.56 และตารางที่ 3.18

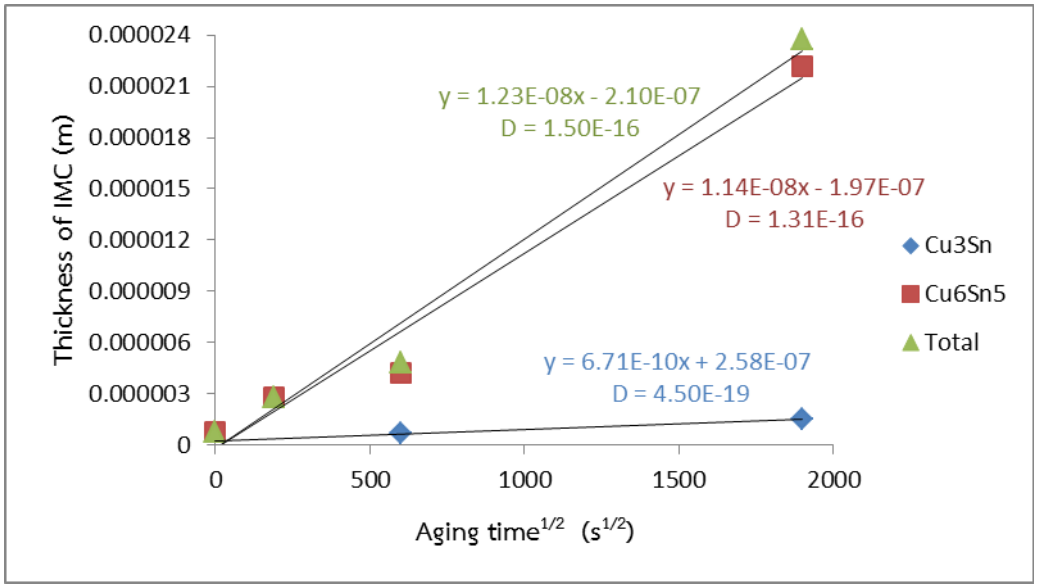


ภาพที่ 3.56 เปรียบเทียบสมการสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบกับสมการเส้นตรง

ตารางที่ 3.18 สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ (K) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Sn-58Bi กับทองแดง

Intermetallic phase	Temperature (°C)/(K)	Slope = $K^{1/2}$	K (m^2/s)
Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	75/348	$5.66x10^{-10}$	$3.21x10^{-19}$
	100/373	$1.65x10^{-9}$	$2.73x10^{-18}$
	125/398	$1.23x10^{-8}$	$1.50x10^{-16}$
Cu_6Sn_5	75/348	$5.66x10^{-10}$	$3.21x10^{-19}$
	100/373	$1.24x10^{-9}$	$1.54x10^{-18}$
	125/398	$1.14x10^{-8}$	$1.31x10^{-16}$
Cu_3Sn	75/348	-	-
	100/373	-	-
	125/398	$6.71x10^{-10}$	$4.50x10^{-19}$

โดยโลหะบัดกรีทุกสูตรในงานวิจัยนี้มีค่าสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn สูงกว่าชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn ตามลำดับ เนื่องจากความชันในกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับ $t^{1/2}$ ของชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn สูงกว่าชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn ตามลำดับ ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Yoon และคณะ [39] Yoon และ Jung [48] Kim และ Jung [49] และ Yu และคณะ [54] โดยตัวอย่างที่แสดงในภาพที่ 3.57 เป็นโลหะบัดกรีสูตร Sn-58Bi ที่อุณหภูมิบ่ม 125 °C



ภาพที่ 3.57 ความสัมพันธ์ระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม (Cu_6Sn_5+ Cu_3Sn), Cu_6Sn_5, และ Cu_3Sn กับรากที่สองของเวลาการบ่มของโลหะบัดกรี Sn-58Bi ที่อุณหภูมิบ่ม 125 °C

นอกจากนี้ค่าสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อมีอุณหภูมิการบ่มสูงขึ้นตามลำดับ อย่างไรก็ตามค่าสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ Cu_3Sn ที่อุณหภูมิ 75 $^{\circ}C$ และ 100 $^{\circ}C$ ไม่สามารถคำนวณได้เนื่องจากไม่มีชั้นสารประกอบ Cu_3Sn เกิดขึ้น ทำให้มีข้อมูลไม่เพียงพอต่อการคำนวณ

สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเปรียบเทียบกับงานวิจัยอื่นแสดงในตารางที่ 3.19 และสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะทุกชนิดในงานวิจัยนี้แสดงในตารางที่ 3.20-3.22 ซึ่งค่าสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบจะเป็นตัวบ่งชี้ถึงอัตราเร็วของอะตอมที่จะแพร่ไปได้ โดยค่าสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบจะแปรผันตามอุณหภูมิ สำหรับการคำนวณหาค่าสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-Ni-X (X = In, Ag) แสดงไว้ในภาคผนวก ข

ตารางที่ 3.19 สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรีชนิดต่างๆ

$Cu_6Sn_5 + Cu_3Sn$				
โลหะบัดกรี	**สารประกอบเชิงโลหะ**	**อุณหภูมิการบ่ม (°C)**	**สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ K (m^2/s)**	**Refs**
Sn-58Bi	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	125	$1.50x10^{-16}$	This work
Sn-58Bi-0.05Ni			$1.08x10^{-16}$	
Sn-58Bi-0.1Ni			$6.14x10^{-17}$	
Sn-58Bi-0.5Ni			$3.05x10^{-17}$	
Sn-58Bi-1.0Ni			$4.17x10^{-17}$	
Sn-58Bi-0.05Ni-0.05In			$1.56x10^{-16}$	
Sn-58Bi-0.05Ni-0.1In			$5.02x10^{-17}$	
Sn-58Bi-0.1Ni-0.05In			$1.02x10^{-16}$	
Sn-58Bi-0.1Ni-0.1In			$7.97x10^{-17}$	
Sn-58Bi-0.5Ni-0.05In			$5.98x10^{-17}$	
Sn-58Bi-0.5Ni-0.1In			$1.17x10^{-16}$	
Sn-58Bi-1.0Ni-0.05In			$6.48x10^{-17}$	
Sn-58Bi-1.0Ni-0.1In			$7.17x10^{-17}$	
Sn-58Bi-0.05Ni-0.05Ag			$4.51x10^{-17}$	
Sn-58Bi-0.05Ni-0.1Ag			$6.16x10^{-17}$	
Sn-58Bi-0.1Ni-0.05Ag			$7.13x10^{-17}$	
Sn-58Bi-0.1Ni-0.1Ag			$5.03x10^{-17}$	
Sn-58Bi-0.5Ni-0.05Ag			$5.17x10^{-17}$	
Sn-58Bi-0.5Ni-0.1Ag			$4.65x10^{-17}$	
Sn-58Bi-1.0Ni-0.05Ag			$4.65x10^{-17}$	
Sn-58Bi-1.0Ni-0.1Ag			$3.90x10^{-17}$	
Sn-3.5Ag-0.7Cu-1Bi	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	120	$1.815x10^{-19}$	[50]
Sn-3.5Ag-0.7Cu-2Bi	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	120	$9.801x10^{-19}$	[50]
Sn-3.5Ag-0.7Cu-3Bi	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	120	$1.904x10^{-18}$	[50]
Sn-3.5Ag-0.7Cu-4Bi	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	120	$2.074x10^{-18}$	[50]
Sn-3.5Ag-0.7Cu-5Bi	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	120	$1.277x10^{-18}$	[50]
Sn-0.6Cu-0.05Ni	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	120	$4.67x10^{-18}$	[39]
Sn-8Zn-3Bi	Cu_6Sn_5+Cu_5Zn_8	125	$4.49x10^{-17}$	[51]
Sn-8Zn-3Bi	Cu_6Sn_5+Cu_5Zn_8	120	$1.53x10^{-17}$	[52]
Sn-5Bi	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	120	$4.77x10^{-19}$	[48]
Sn-58Bi	Cu_6Sn_5	120	$3.75x10^{-17}$	[42]

ตารางที่ 3.20 สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ (K) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม

Cu_6Sn_5+Cu_3Sn			
โลหะบัดกรี	**สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ K (m^2/s)**		
	75 °C	**100 °C**	**125 °C**
Sn-58Bi	$3.21x10^{-19}$	$2.73x10^{-18}$	$1.50x10^{-16}$
Sn-58Bi-0.05Ni	$1.13x10^{-19}$	$2.64x10^{-18}$	$1.08x10^{-16}$
Sn-58Bi-0.1Ni	$1.98x10^{-19}$	$2.53x10^{-18}$	$6.14x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.5Ni	$2.20x10^{-19}$	$2.45x10^{-18}$	$3.05x10^{-17}$
Sn-58Bi-1.0Ni	$2.99x10^{-20}$	$2.28x10^{-18}$	$4.17x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.05Ni-0.05In	$2.98x10^{-19}$	$2.75x10^{-18}$	$1.56x10^{-16}$
Sn-58Bi-0.05Ni-0.1In	$1.73x10^{-19}$	$3.01x10^{-18}$	$5.02x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.1Ni-0.05In	$2.26x10^{-19}$	$2.57x10^{-18}$	$1.02x10^{-16}$
Sn-58Bi-0.1Ni-0.1In	$2.53x10^{-19}$	$2.56x10^{-18}$	$7.97x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.5Ni-0.05In	$1.83x10^{-19}$	$2.27x10^{-18}$	$5.98x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.5Ni-0.1In	$1.52x10^{-19}$	$2.97x10^{-18}$	$1.17x10^{-16}$
Sn-58Bi-1.0Ni-0.05In	$2.99x10^{-19}$	$3.12x10^{-18}$	$6.48x10^{-17}$
Sn-58Bi-1.0Ni-0.1In	$1.44x10^{-19}$	$2.95x10^{-18}$	$7.17x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.05Ni-0.05Ag	$1.45x10^{-19}$	$2.29x10^{-18}$	$4.51x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.05Ni-0.1Ag	$8.16x10^{-20}$	$1.87x10^{-18}$	$6.16x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.1Ni-0.05Ag	$1.07x10^{-19}$	$2.62x10^{-18}$	$7.13x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.1Ni-0.1Ag	$2.52x10^{-19}$	$3.21x10^{-18}$	$5.03x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.5Ni-0.05Ag	$1.37x10^{-19}$	$1.34x10^{-18}$	$5.17x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.5Ni-0.1Ag	$1.73x10^{-19}$	$1.74x10^{-18}$	$4.65x10^{-17}$
Sn-58Bi-1.0Ni-0.05Ag	$1.55x10^{-19}$	$1.57x10^{-18}$	$4.65x10^{-17}$
Sn-58Bi-1.0Ni-0.1Ag	$2.75x10^{-19}$	$1.40x10^{-18}$	$3.90x10^{-17}$

ตารางที่ 3.21 สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ (K) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5

Cu_6Sn_5			
โลหะบัดกรี	**สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ K (m^2/s)**		
	75 °C	**100 °C**	**125 °C**
Sn-58Bi	$3.21x10^{-19}$	$1.54x10^{-18}$	$1.31x10^{-16}$
Sn-58Bi-0.05Ni	$1.13x10^{-19}$	$2.09x10^{-18}$	$1.01x10^{-16}$
Sn-58Bi-0.1Ni	$1.98x10^{-19}$	$2.04x10^{-18}$	$5.46x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.5Ni	$2.20x10^{-19}$	$1.97x10^{-18}$	$2.69x10^{-17}$
Sn-58Bi-1.0Ni	$2.99x10^{-20}$	$1.61x10^{-18}$	$3.55x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.05Ni-0.05In	$2.98x10^{-19}$	$2.30x10^{-18}$	$1.42x10^{-16}$
Sn-58Bi-0.05Ni-0.1In	$1.73x10^{-19}$	$2.42x10^{-18}$	$4.23x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.1Ni-0.05In	$2.26x10^{-19}$	$1.93x10^{-18}$	$9.00x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.1Ni-0.1In	$2.53x10^{-19}$	$2.10x10^{-18}$	$6.90x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.5Ni-0.05In	$1.83x10^{-19}$	$1.69x10^{-18}$	$5.48x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.5Ni-0.1In	$1.52x10^{-19}$	$2.27x10^{-18}$	$1.10x10^{-16}$
Sn-58Bi-1.0Ni-0.05In	$2.99x10^{-19}$	$2.49x10^{-18}$	$6.02x10^{-17}$
Sn-58Bi-1.0Ni-0.1In	$1.44x10^{-19}$	$2.38x10^{-18}$	$6.21x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.05Ni-0.05Ag	$1.45x10^{-19}$	$1.93x10^{-18}$	$3.96x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.05Ni-0.1Ag	$8.16x10^{-20}$	$1.37x10^{-18}$	$5.09x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.1Ni-0.05Ag	$1.07x10^{-19}$	$1.89x10^{-18}$	$6.14x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.1Ni-0.1Ag	$2.52x10^{-19}$	$2.32x10^{-18}$	$4.29x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.5Ni-0.05Ag	$1.37x10^{-19}$	$9.07x10^{-19}$	$4.63x10^{-17}$
Sn-58Bi-0.5Ni-0.1Ag	$1.73x10^{-19}$	$1.29x10^{-18}$	$3.95x10^{-17}$
Sn-58Bi-1.0Ni-0.05Ag	$1.55x10^{-19}$	$1.10x10^{-18}$	$4.38x10^{-17}$
Sn-58Bi-1.0Ni-0.1Ag	$2.75x10^{-19}$	$9.11x10^{-19}$	$3.11x10^{-17}$

ตารางที่ 3.22 สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ (K) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn

Cu_3Sn			
โลหะบัดกรี	**สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ K (m^2/s)**		
	75 °C	**100 °C**	**125 °C**
Sn-58Bi	-	-	$4.50x10^{-19}$
Sn-58Bi-0.05Ni	-	-	$5.35x10^{-20}$
Sn-58Bi-0.1Ni	-	-	$1.80x10^{-19}$
Sn-58Bi-0.5Ni	-	-	$1.92x10^{-20}$
Sn-58Bi-1.0Ni	-	-	$1.43x10^{-19}$
Sn-58Bi-0.05Ni-0.05In	-	-	$1.86x10^{-19}$
Sn-58Bi-0.05Ni-0.1In	-	-	$1.05x10^{-19}$
Sn-58Bi-0.1Ni-0.05In	-	-	$3.43x10^{-19}$
Sn-58Bi-0.1Ni-0.1In	-	-	$1.31x10^{-19}$
Sn-58Bi-0.5Ni-0.05In	-	-	$4.81x10^{-21}$
Sn-58Bi-0.5Ni-0.1In	-	-	$4.02x10^{-20}$
Sn-58Bi-1.0Ni-0.05In	-	-	$1.49x10^{-21}$
Sn-58Bi-1.0Ni-0.1In	-	-	$1.20x10^{-19}$
Sn-58Bi-0.05Ni-0.05Ag	-	-	$3.42x10^{-20}$
Sn-58Bi-0.05Ni-0.1Ag	-	-	$3.90x10^{-19}$
Sn-58Bi-0.1Ni-0.05Ag	-	-	$2.51x10^{-19}$
Sn-58Bi-0.1Ni-0.1Ag	-	-	$1.55x10^{-19}$
Sn-58Bi-0.5Ni-0.05Ag	-	-	$8.56x10^{-21}$
Sn-58Bi-0.5Ni-0.1Ag	-	-	$1.55x10^{-19}$
Sn-58Bi-1.0Ni-0.05Ag	-	-	$5.94x10^{-23}$
Sn-58Bi-1.0Ni-0.1Ag	-	-	$5.59x10^{-19}$

เนื่องจากชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn นั้น เกิดขึ้นภายหลังการบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 100 °C เป็นเวลา 1000 ชั่วโมง และอุณหภูมิ 125 °C เป็นเวลา 100 และ 1000 ชั่วโมง จึงทำให้สามารถคำนวณค่าสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบได้เฉพาะที่อุณหภูมิ 125 °C โดยความชันของกราฟตัวแทนเกิดขึ้นจากข้อมูลเพียง 2 จุดเท่านั้น จึงทำให้ค่าสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบที่คำนวณได้มีลักษณะไม่เป็นแนวโน้มที่ชัดเจน

3.8 พลังงานกระตุ้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

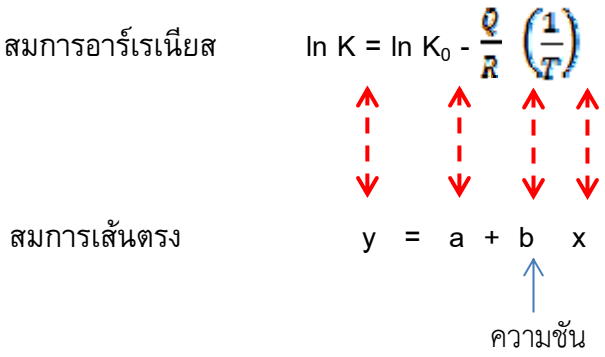
กลไกการเพิ่มความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะนั้นเป็นฟังก์ชันที่ขึ้นกับอุณหภูมิ ดังนั้นสามารถกำหนดความสัมพันธ์ด้วยสมการอาร์เรเนียสได้

$$K = K_0 e^{-Q/RT} \tag{3.7}$$

เมื่อ K_0 คือ ค่าคงที่ไม่ขึ้นกับอุณหภูมิ ($m^2 s^{-1}$) Q คือ พลังงานกระตุ้นของการแพร่ (J/mol, cal/mol หรือ eV/atom) R คือ ค่าคงที่ของก๊าซ (8.314 J/mol-K หรือ 1.987 cal/mol-K) และ T คือ อุณหภูมิสัมบูรณ์ (K) เมื่อใส่ลอการิทึมธรรมชาติกับสมการที่ 3.7 จะได้

$$\ln K = \ln K_0 - \frac{Q}{R}\left(\frac{1}{T}\right) \tag{3.8}$$

จากความสัมพันธ์ระหว่างลอการิทึมของสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ (ln K) กับส่วนกลับของอุณหภูมิสัมบูรณ์ (1/T) จากสมการที่ 3.8 ทำให้พลังงานกระตุ้นสามารถกำหนดได้จากความชันของสมการเส้นตรง y = a + bx เมื่อ b คือความชันของสมการ ดังแสดงในภาพที่ 3.58 จะเห็นได้ว่าความชันจะเท่ากับ $-\frac{Q}{R}$ และเนื่องจากค่า R เป็นค่าคงที่ ดังนั้นค่าพลังงานกระตุ้นจะแปรผันตรงกับความชัน

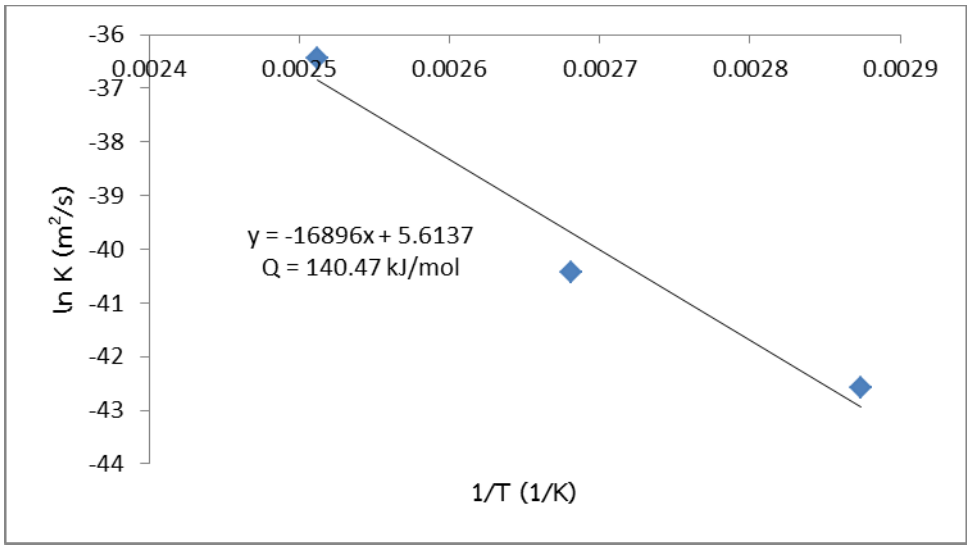


ภาพที่ 3.58 เปรียบเทียบสมการอาร์เรเนียสกับสมการเส้นตรง

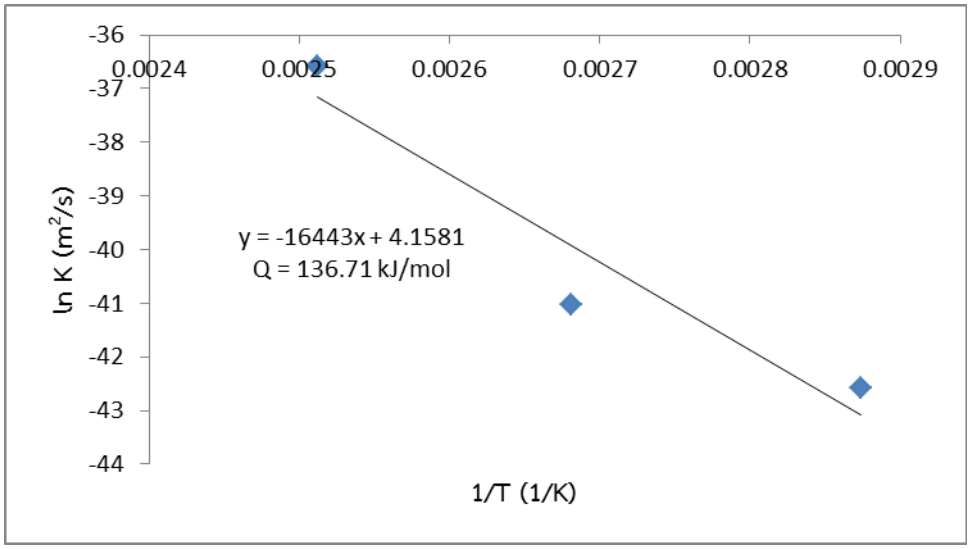
โดยตัวอย่างในการคำนวณใช้โลหะบัดกรีสูตร Sn-58Bi ดังแสดงในภาพที่ 3.59 และ 3.60 จะเห็นได้ว่าความชันจะมีค่าติดลบทั้งหมด โดยข้อมูลความสัมพันธ์ระหว่าง ln K กับ 1/T ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับทองแดงแสดงในตารางที่ 3.23

ตารางที่ 3.23 ความสัมพันธ์ระหว่าง ln K กับ 1/T ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับทองแดง

Intermetallic phase	Temperature (°C)/(K)	1/T (1/K)	ln K
Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	75/348	$2.87x10^{-3}$	-42.58
	100/373	$2.68x10^{-3}$	-40.44
	125/398	$2.51x10^{-3}$	-36.43
Cu_6Sn_5	75/348	$2.87x10^{-3}$	-42.58
	100/373	$2.68x10^{-3}$	-41.02
	125/398	$2.51x10^{-3}$	-36.57



ภาพที่ 3.59 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม (Cu_6Sn_5+Cu_3Sn) ของโลหะบัดกรี Sn-58Bi



ภาพที่ 3.60 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ของโลหะบัดกรี Sn-58Bi

โดยพลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 เท่ากับ 140.47 และ 136.71 kJ/mol ตามลำดับ ดังแสดงในตารางที่ 3.24 และจากตารางที่ 3.25 ซึ่งแสดงพลังงานกระตุ้นในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 ของโลหะบัดกรี จะเห็นได้ว่าค่าพลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn จะมากกว่า Cu_6Sn_5 ในโลหะบัดกรีทุกสูตร ซึ่งมีสาเหตุมาจากความชันในกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง ln K และ 1/T ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn มากกว่า Cu_6Sn_5 ในโลหะบัดกรีทุกสูตร

ตารางที่ 3.24 สัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบ ค่าคงที่การเติบโต และพลังงานกระตุ้นระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับทองแดง

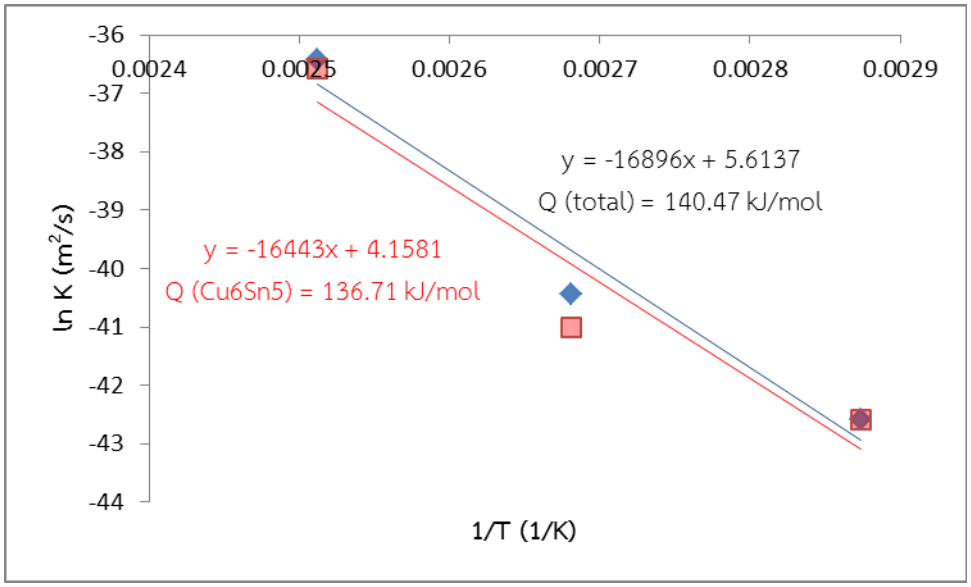
Intermetallic phase	Temperature (°C)/(K)	K (m^2/s)	K_0 (m^2/s)	Q (kJ/mol)
Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	75/348	3.21×10^{-19}	274.16	140.47
	100/373	2.73×10^{-18}		
	125/398	1.50×10^{-16}		
Cu_6Sn_5	75/348	3.21×10^{-19}	63.95	136.71
	100/373	1.54×10^{-18}		
	125/398	1.31×10^{-16}		

ตารางที่ 3.25 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5

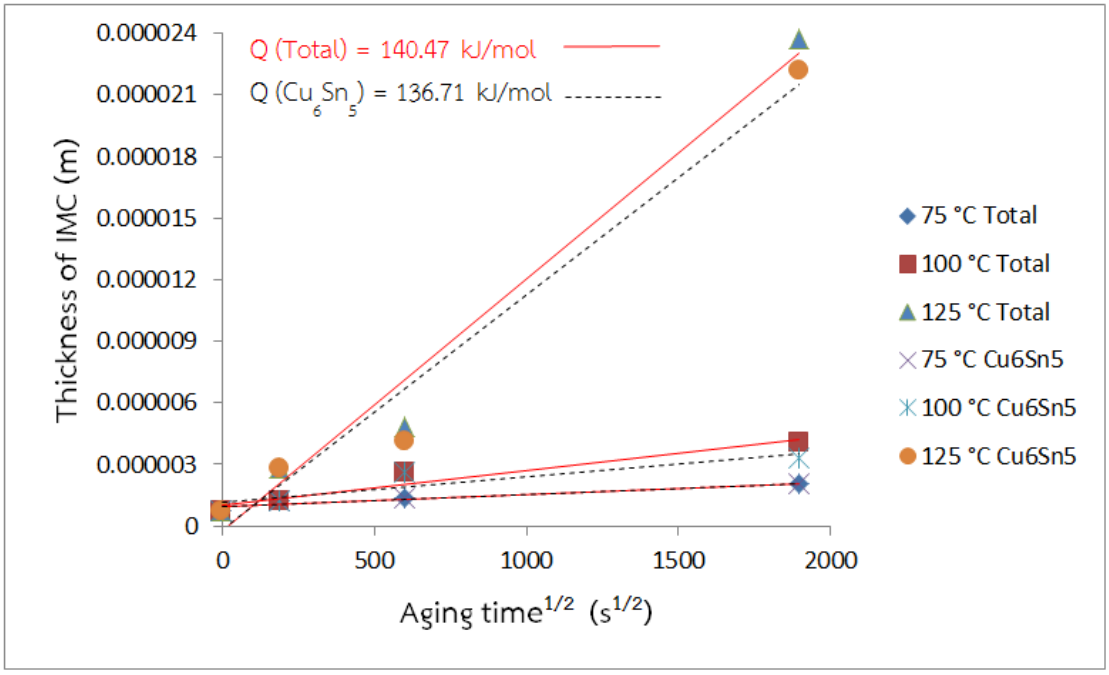
โลหะบัดกรี	พลังงานกระตุ้น Q (kJ/mol)		
	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	Cu_6Sn_5	Refs
Sn-58Bi	140.47	136.71	
Sn-58Bi-0.05Ni	157.44	155.79	
Sn-58Bi-0.1Ni	131.56	128.72	
Sn-58Bi-0.5Ni	113.32	110.30	
Sn-58Bi-1.0Ni	167.21	163.23	
Sn-58Bi-0.05Ni-0.05In	143.00	140.69	
Sn-58Bi-0.05Ni-0.1In	130.46	126.38	
Sn-58Bi-0.1Ni-0.05In	139.92	136.78	
Sn-58Bi-0.1Ni-0.1In	131.69	128.25	
Sn-58Bi-0.5Ni-0.05In	132.76	130.50	
Sn-58Bi-0.5Ni-0.1In	152.54	150.72	This work
Sn-58Bi-1.0Ni-0.05In	123.33	121.43	
Sn-58Bi-1.0Ni-0.1In	142.79	139.33	
Sn-58Bi-0.05Ni-0.05Ag	131.84	128.74	
Sn-58Bi-0.05Ni-0.1Ag	152.18	147.59	
Sn-58Bi-0.1Ni-0.05Ag	149.56	145.88	
Sn-58Bi-0.1Ni-0.1Ag	121.71	117.79	
Sn-58Bi-0.5Ni-0.05Ag	135.82	132.92	
Sn-58Bi-0.5Ni-0.1Ag	128.10	124.17	
Sn-58Bi-1.0Ni-0.05Ag	130.56	128.86	
Sn-58Bi-1.0Ni-0.1Ag	113.06	107.56	

ภาพที่ 3.61 แสดงการเปรียบเทียบพลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn กับชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 ของโลหะบัดกรี Sn-58Bi ซึ่งเป็นข้อมูลจากตารางที่ 3.24 จะเห็นได้ว่าค่าสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบที่อุณหภูมิ 75 $^{\circ}$C ของชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn นั้นเท่ากับชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 เนื่องจากอุณหภูมิบ่มที่ 75 $^{\circ}$C มีชั้นสารประกอบเกิดขึ้นเพียงชั้นเดียว คือ Cu_6Sn_5 แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิการบ่มขึ้นเป็น 100 $^{\circ}$C และ 125 $^{\circ}$C จะทำให้เกิดชั้นสารประกอบ Cu_3Sn ขึ้น ทำให้ค่าพลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn จะมากกว่าชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 เสมอ เนื่องจากชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn มีขนาดของชั้นสารประกอบที่ใหญ่กว่า ดังแสดงในภาพที่ 3.62 จะเห็นได้ว่าค่าพลังงานกระตุ้นซึ่งคำนวณมาจากความหนาของชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn และชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 นั้น มีค่าใกล้เคียงกัน แต่เนื่องจากความหนาของชั้นสารประกอบแต่ละชนิดมีความแตกต่างกันจากการทดสอบทางสถิติ ดังนั้นจึงถือว่าค่าพลังงานกระตุ้นนี้มีความแตกต่างกันเช่นกัน

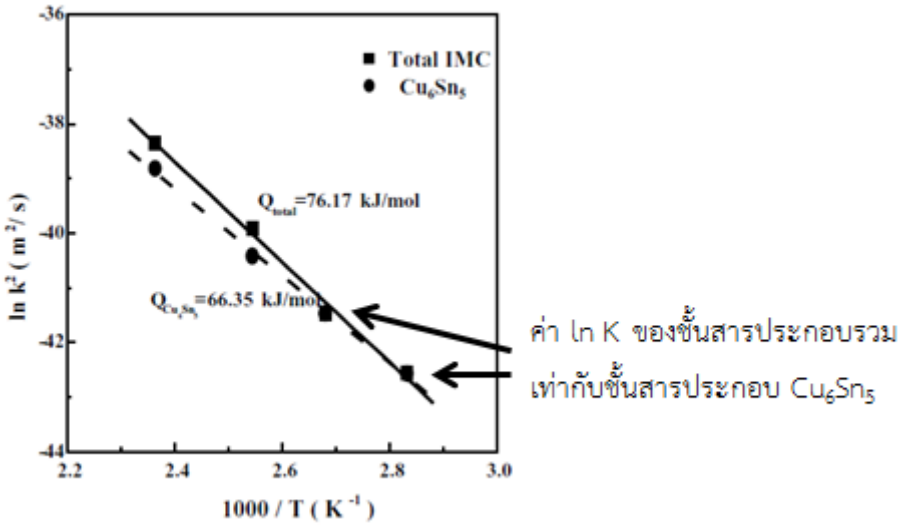
โดยค่าพลังงานกระตุ้นที่คำนวณได้ สอดคล้องกับงานวิจัยของ Yoon และคณะ [39] Yu และคณะ [54] และ Yoon และ Jung [48] ที่มีค่าพลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn มากกว่าชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 เนื่องจากทั้งสามงานวิจัยนี้ต่างก็มีค่าสัมประสิทธิ์การเติบโตของชั้นสารประกอบรวมเท่ากับชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 ที่อุณหภูมิการบ่มที่ต่ำที่สุดของแต่ละงานวิจัย ดังแสดงในภาพที่ 3.63



ภาพที่ 3.61 เปรียบเทียบพลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม (Cu_6Sn_5+Cu_3Sn) กับชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 ของโลหะบัดกรี Sn-58Bi



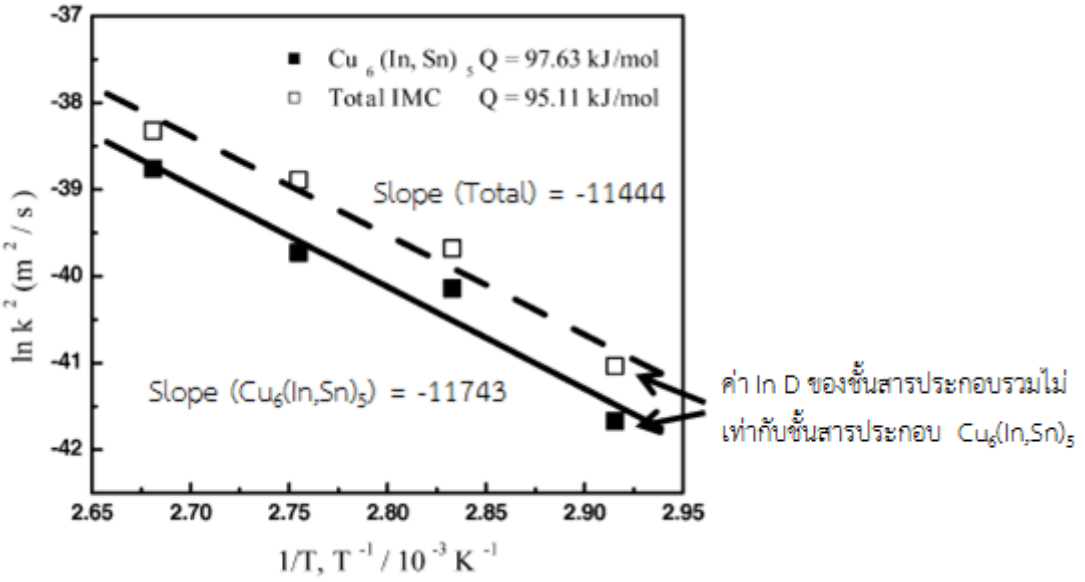
ภาพที่ 3.62 เปรียบเทียบพลังงานกระตุ้นและความสัมพันธ์ระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวมกับชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 กับรากที่สองของเวลาการบ่มของโลหะบัดกรี Sn-58Bi



ภาพที่ 3.63 ค่าพลังงานกระตุ้นในงานวิจัยของ Yoon และคณะ [39]

อย่างไรก็ตามงานวิจัยของ Kim และ Jung [49] มีค่าพลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบ $Cu_6(In,Sn)_5$ มากกว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม เนื่องจากความชันในกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง ln K และ 1/T ของชั้นสารประกอบ $Cu_6(In,Sn)_5$ มากกว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ดังแสดงในภาพที่ 3.64 โดยจะสังเกตได้ว่าค่า In K ที่บ่มที่อุณหภูมิต่ำของชั้นสารประกอบรวมไม่เท่ากับชั้นสารประกอบ $Cu_6(In,Sn)_5$ โดยเป็นผลมาจากการที่งานวิจัยของ Kim และ Jung มีชั้นสารประกอบเชิงโลหะ 2 ชั้นตั้งแต่การบ่มที่อุณหภูมิต่ำ จึงเป็นผลให้ความ

หนาของชั้นสารประกอบรวมไม่เท่ากับชั้นสารประกอบ $Cu_6(In,Sn)_5$ ตั้งแต่การบ่มที่อุณหภูมิต่ำ ซึ่งทำให้ได้ผลลัพธ์ที่ไม่สอดคล้องกับงานวิจัยนี้



ภาพที่ 3.64 ค่าพลังงานกระตุ้นในงานวิจัยของ Kim และ Jung [49]

โดยปกติแล้วชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีค่าพลังงานกระตุ้นที่มากมักจะมีขนาดเล็กกว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีค่าพลังงานกระตุ้นที่น้อยกว่า ซึ่งไม่สอดคล้องกับผลการทดลองที่ได้ อาจเนื่องมาจากการแพร่ของชิ้นงานในงานวิจัยนี้ไม่ได้เป็นแบบ quasi-steady state และ local equilibrium [47] ตามที่สมมุติฐานไว้ในสมการที่ 3.6

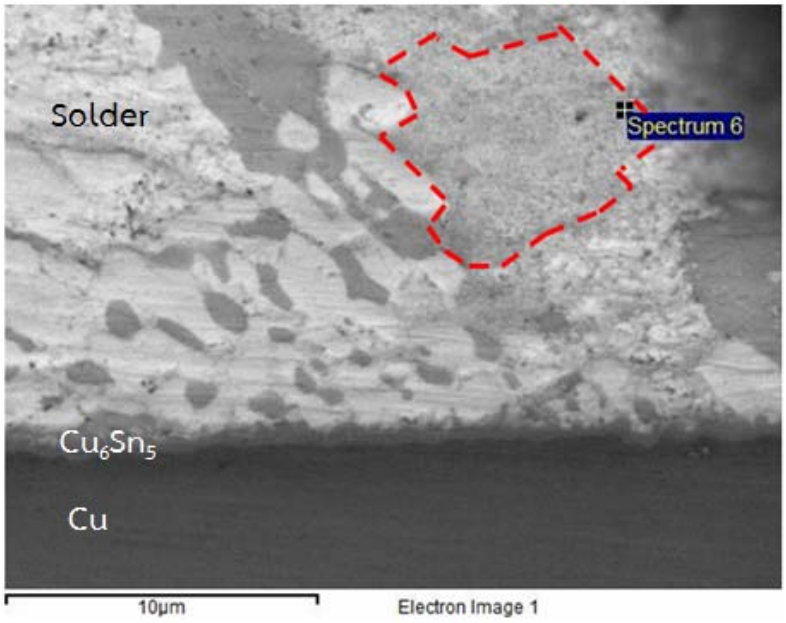
พลังงานกระตุ้นในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn เมื่อเปรียบเทียบกับงานวิจัยอื่นๆ แสดงในตารางที่ 3.26 โดยพบว่าค่าพลังงานกระตุ้นที่เกิดขึ้นมีค่าแตกต่างกัน อาจเนื่องมาจากปัจจัยหลายอย่าง เช่น ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ต่างกันเนื่องมาจากชนิดของโลหะบัดกรีหรือวิธีการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ต่างกัน อุณหภูมิที่ใช้ในการบ่มด้วยความร้อนที่ต่างกัน และปัจจัยอื่นๆที่ควบคุมไม่ได้ แต่เมื่อเทียบค่าพลังงานกระตุ้นกับงานวิจัยของ Yoon และคณะ [39] ที่มีชนิดของโลหะบัดกรี อุณหภูมิการบ่มและระยะเวลาบ่มที่ใกล้เคียงกัน พบว่าค่าพลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 มีค่าเท่ากับ 127.9 kJ/mol ซึ่งใกล้เคียงกับงานวิจัยนี้ สำหรับการคำนวณหาค่าพลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 ของโลหะบัดกรี Sn-58Bi-Ni-X (X = In, Ag) แสดงไว้ในภาคผนวก ข

ตารางที่ 3.26 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรีสูตรต่าง ๆ

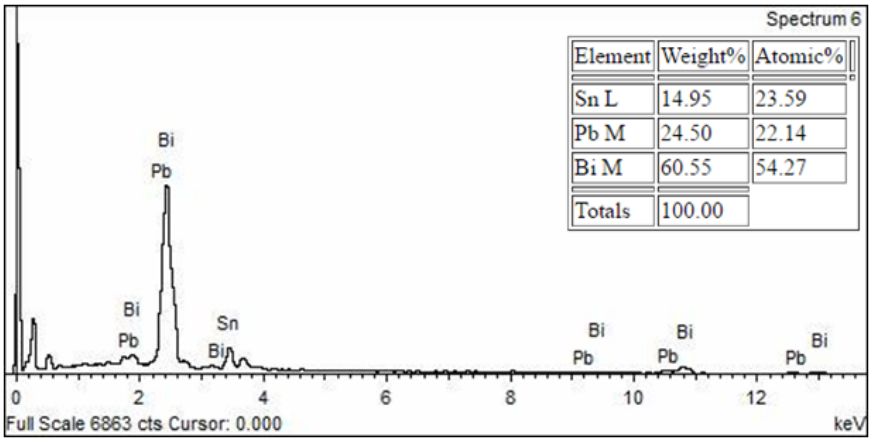
โลหะบัดกรี	พลังงานกระตุ้น Q (kJ/mol)	ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ	อุณหภูมิบ่ม (°C) / ระยะเวลาบ่ม (hr)	Refs
Sn-58Bi	140.47			
Sn-58Bi-0.05Ni	157.44			
Sn-58Bi-0.1Ni	131.56			
Sn-58Bi-0.5Ni	113.32			
Sn-58Bi-1.0Ni	167.21			
Sn-58Bi-0.05Ni-0.05In	143.00			
Sn-58Bi-0.05Ni-0.1In	130.46			
Sn-58Bi-0.1Ni-0.05In	139.92			
Sn-58Bi-0.1Ni-0.1In	131.69			
Sn-58Bi-0.5Ni-0.05In	132.76			
Sn-58Bi-0.5Ni-0.1In	152.54	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	75-125/0-1000	This work
Sn-58Bi-1.0Ni-0.05In	123.33			
Sn-58Bi-1.0Ni-0.1In	142.79			
Sn-58Bi-0.05Ni-0.05Ag	131.84			
Sn-58Bi-0.05Ni-0.1Ag	152.18			
Sn-58Bi-0.1Ni-0.05Ag	149.56			
Sn-58Bi-0.1Ni-0.1Ag	121.71			
Sn-58Bi-0.5Ni-0.05Ag	135.82			
Sn-58Bi-0.5Ni-0.1Ag	128.10			
Sn-58Bi-1.0Ni-0.05Ag	130.56			
Sn-58Bi-1.0Ni-0.1Ag	113.06			
Sn-3.5Ag-0.7Cu-1Bi	117.87	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	120-190/0-1000	[50]
Sn-0.6Cu-0.05Ni	76.17	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	80-150/0-1440	[39]
Sn-8Zn-3Bi	55.36	Cu_5Zn_8	50-150/0-700	[51]
Sn-8Zn-3Bi	61.19	Cu_5Zn_8	70-120/0-2400	[52]
Sn-5Bi	107.1	Cu_6Sn_5+Cu_3Sn	70-200/0-720	[48]
Sn-58Bi	127.9	Cu_6Sn_5	70-120/0-1440	[42]
Sn-58Bi	55.0	Cu_6Sn_5	55-120/0-9600	[53]

3.9 ผลกระทบจากการปนเปื้อนของตะกั่ว

เนื่องจากชิ้นส่วนของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์บางชนิดมีส่วนผสมของตะกั่ว ดังนั้น การศึกษาการปนเปื้อนของตะกั่วจึงเป็นสิ่งสำคัญ เนื่องจากการปนเปื้อนของตะกั่วในโลหะบัดกรี Sn-58Bi นั้น จะทำให้เกิดสารประกอบ 15.6Sn-52.2Bi-32.2Pb wt.% ที่มีจุดหลอมเหลวเพียง 99 °C [55] ซึ่งลดความน่าเชื่อถือของรอยต่อ โดยงานวิจัยนี้ศึกษาการปนเปื้อนของตะกั่วกับโลหะบัดกรี 4 ชนิด คือ Sn-58Bi, Sn-58Bi-1.0Ni, Sn-58Bi-1.0Ni-0.1In, และ Sn-58Bi-1.0Ni-0.1Ag ภาพที่ 3.65 แสดงรอยต่อของโลหะบัดกรี Sn-58Bi ปนเปื้อนตะกั่วบริสุทธิ์กับแผ่นทองแดงที่กำลังขยาย 5000 เท่า และบริเวณที่ทำการวิเคราะห์ปริมาณธาตุ โดยสามารถสังเกตเห็นเฟสของสารประกอบ Sn-Bi-Pb ได้ โดยผลการวิเคราะห์แสดงดังภาพที่ 3.66



ภาพที่ 3.65 บริเวณการวิเคราะห์ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี Sn-58Bi ปนเปื้อนตะกั่วบริสุทธิ์กับแผ่นทองแดง

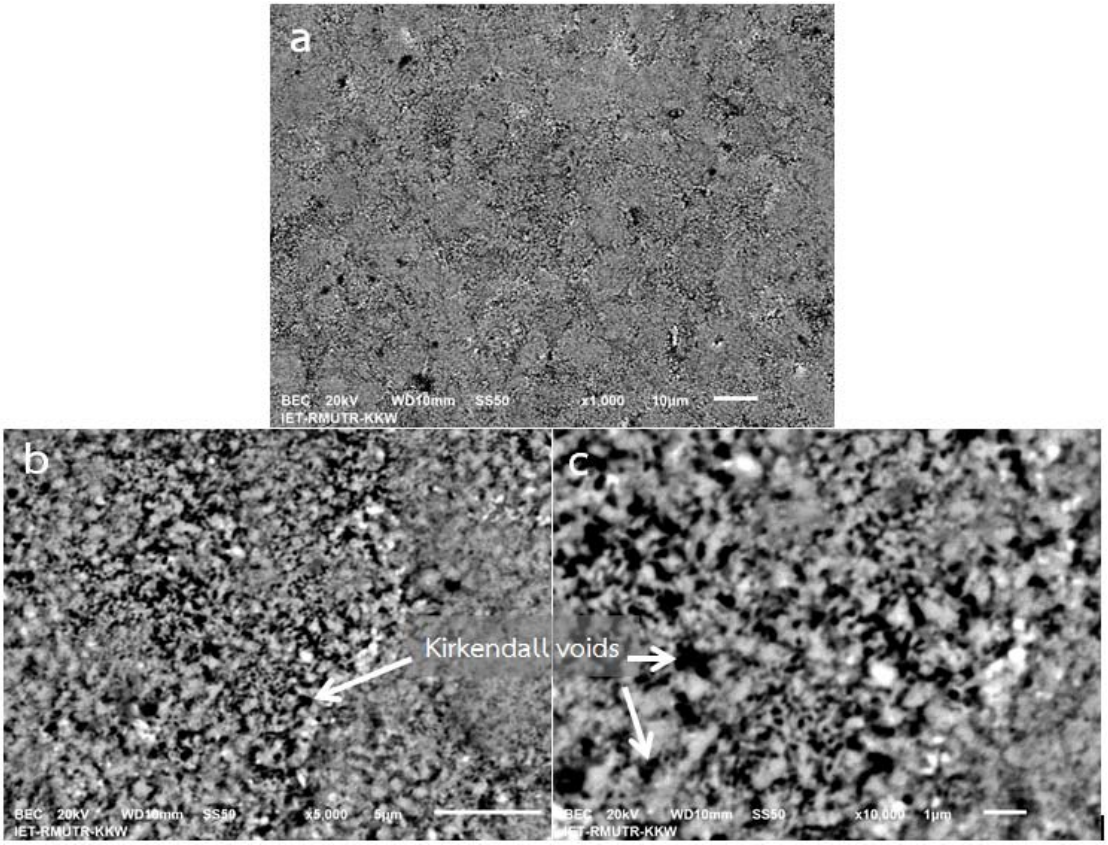


ภาพที่ 3.66 ผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุของโลหะบัดกรี Sn-58Bi ปนเปื้อนตะกั่วบริสุทธิ์กับแผ่นทองแดง

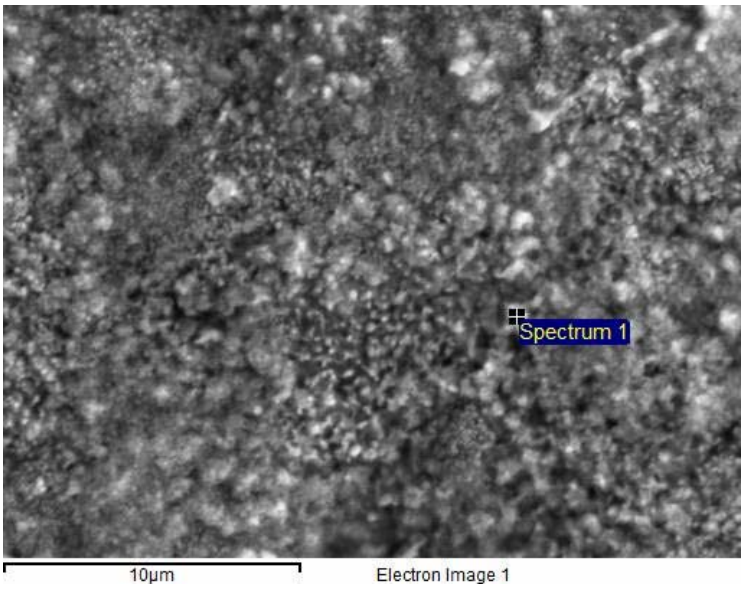
จากผลการทดลองสามารถสรุปได้ว่าการปนเปื้อนของตะกั่วแม้เพียงเล็กน้อย สามารถทำให้เกิดเฟสของสารประกอบ $Sn_{16}Pb_{32}Bi_{52}$ ที่มีจุดหลอมเหลวเพียง 99 $^{\circ}C$ ซึ่งลดความน่าเชื่อถือของรอยต่อเนื่องจากมีจุดหลอมเหลวที่ต่ำทำให้เฟสดังกล่าวสามารถหลอมเหลวเมื่อใช้งานในอุณหภูมิที่สูงกว่า 99 $^{\circ}C$

4.6 การวิเคราะห์การหลุดออกจากกันของชิ้นงาน

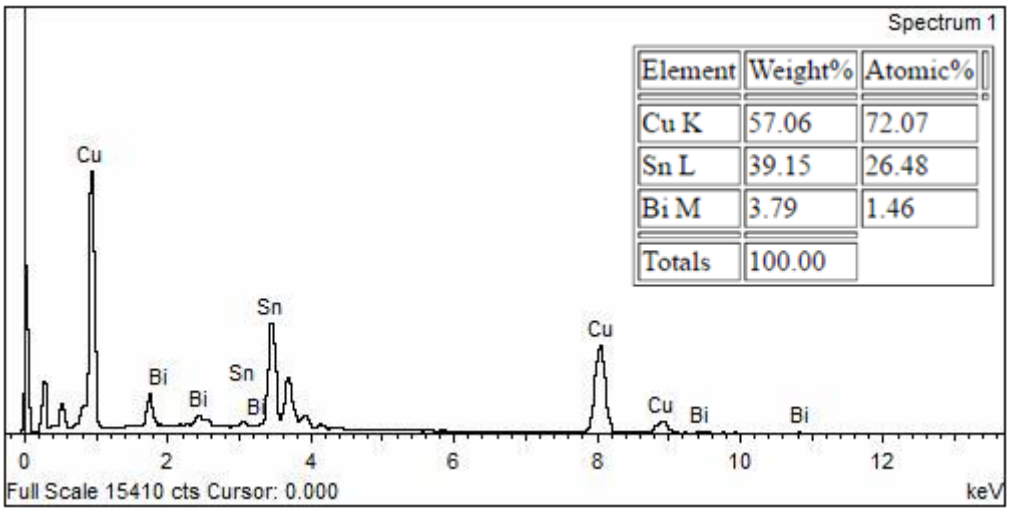
ภายหลังจากการบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 125 $^{\circ}C$ เป็นระยะเวลา 1000 ชั่วโมง ของโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับแผ่นทองแดง พบว่าชิ้นงานมีความแข็งแรงที่รอยต่อต่ำกว่าโลหะบัดกรีสูตรอื่น เนื่องจากเมื่อนำชิ้นงานมาทำภาคตัดขวางด้วยเครื่องตัดแรงโน้มถ่วง พบว่าโลหะบัดกรีหลุดออกจากแผ่นทองแดง โดยได้นำโลหะบัดกรีและแผ่นทองแดงที่หลุดออกจากกันนั้นไปวิเคราะห์ด้วยการตรวจสอบปริมาณธาตุที่พื้นผิวของทั้งโลหะบัดกรีและแผ่นทองแดง ดังแสดงในภาพที่ 3.67 โดยพบ Kirkendall voids จำนวนมากบนพื้นผิวรอยต่อของชิ้นงานโลหะบัดกรี ภาพที่ 3.68 แสดงบริเวณที่วิเคราะห์ปริมาณธาตุที่พื้นผิวของโลหะบัดกรีที่กำลังขยาย 3500 เท่า และผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุแสดงดังภาพที่ 3.69 พบว่าพื้นผิวที่ทำการวิเคราะห์นั้นเป็นชั้นสารประกอบ Cu_3Sn



ภาพที่ 3.67 พื้นผิวรอยต่อของชิ้นงานโลหะบัดกรี Sn-58Bi ที่กำลังขยาย a) 1000 เท่า b) 5000 เท่า c) 10000 เท่า



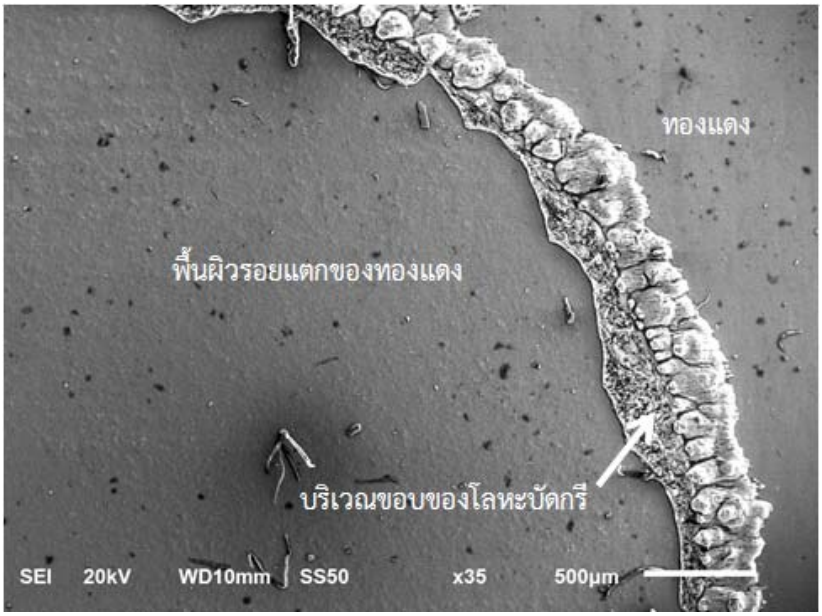
ภาพที่ 3.68 บริเวณที่วิเคราะห์ปริมาณธาตุที่พื้นผิวของโลหะบัดกรี Sn-58Bi



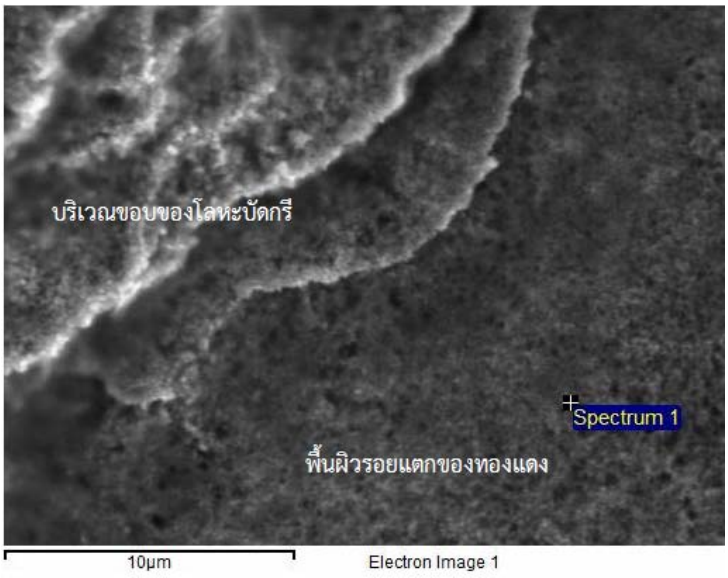
ภาพที่ 3.69 ผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุที่พื้นผิวของโลหะบัดกรี Sn-58Bi

ภาพที่ 3.70 แสดงพื้นผิวของแผ่นทองแดงที่กำลังขยาย 35 เท่า ซึ่งแสดงให้เห็นว่าเป็นการแตกแบบเปราะ และภาพที่ 3.71 แสดงพื้นผิวของแผ่นทองแดงและบริเวณที่วิเคราะห์ปริมาณธาตุที่กำลังขยาย 5000 เท่า โดยผลการวิเคราะห์แสดงดังภาพที่ 3.72 พบว่าบริเวณที่ทำการวิเคราะห์ปริมาณธาตุ คือ ทองแดง

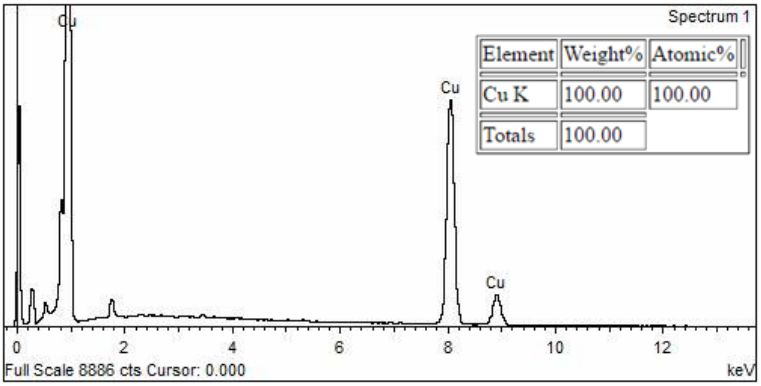
ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่าการหลุดออกจากกันของชิ้นงานเกิดขึ้นจาก Kirkendall voids ร่วมกับความเปราะของเฟส Cu_3Sn โดยโลหะบัดกรี Sn-58Bi นั้น มีความหนาของชั้นสารประกอบ Cu_3Sn มากที่สุดเทียบกับโลหะบัดกรีสูตรอื่นๆในงานวิจัยนี้



ภาพที่ 3.70 พื้นผิวแผ่นทองแดงของชิ้นงานที่หลุดออกจากโลหะบัดกรี Sn-58Bi



ภาพที่ 3.71 บริเวณที่วิเคราะห์ปริมาณธาตุที่พื้นผิวของแผ่นทองแดงของโลหะบัดกรี Sn-58Bi



ภาพที่ 3.72 ผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุที่พื้นผิวของแผ่นทองแดงของโลหะบัดกรี Sn-58Bi

บทที่ 4

สรุปผลการวิจัย

จากการวิจัยเกี่ยวกับผลของ Ni, Ag และ In ที่มีต่อคุณสมบัติของ Sn-Bi-Ni-X เมื่อ X คือ Ag หรือ In เพื่อพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิดใหม่ โดย Sn-58Bi จะถูกนำมาใช้เป็นโลหะบัดกรีพื้นฐาน และจะทำการศึกษาผลของ Ni, Ag และ In ที่มีต่ออุณหภูมิหลอมเหลว ความสามารถในการเปียก ความต้านทานแรงดึง ความสามารถในการยืดตัว โครงสร้างจุลภาค และปฏิกิริยารอยต่อระหว่าง Sn-Bi-Ni-X กับแผ่นทองแดง และแผ่นทองแดงเคลือบตะกั่ว นอกจากนี้ได้ทำการศึกษาผลของการบ่มด้วยความร้อนที่มีต่อรอยต่อระหว่าง Sn-Bi-Ni-X กับแผ่นทองแดง สรุปการวิจัยได้ว่า

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

2. จากผลการวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วย EDX โดยรวมพบว่า พื้นผิวโดยส่วนมากของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi ประกอบไปด้วย β-Sn และ Bi เป็นโครงสร้างพื้นฐาน ส่วนธาตุ Ni และ Ag ที่เติมลงไปเพื่อทำการปรับปรุงสมบัติของโลหะบัดกรีสังเกตเห็นได้ว่ามีการกระจายอยู่ทั่วไปในบริเวณผิวชิ้นงานในรูปของสารประกอบชนิด β-Sn+Ni_3Sn_4 โดยโครงสร้างของสารประกอบมีลักษณะกลมมนและยาวรี ส่วนหลังจากเติมธาตุอินเดียมพบว่าเกิดโครงสร้างสารประกอบเชิงโลหะ β-Sn+BiIn ที่ผิว β-Sn ซึ่งจะเห็นเป็นสีเทาและจะเห็นเป็นสีขาวที่ผิวบิสมัท ส่วนสารประกอบเชิงโลหะ Ni_3Sn_4+BiIn, α-Bi+Bi(In,Sn), β-Bi+Ni(In,Sn) และ $Ni_3(Sn,In)_2$ มีลักษณะเป็นทรงกลมมนและทรงสี่เหลี่ยมที่มีสีทึบ

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

4. จากผลการนำโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-xNi มาทำการปรับปรุงสมบัติทางด้านจุดหลอมเหลวโดยการเติม Ni และ In ลงไปจะสังเกตเห็นว่า จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีมีค่าลดลง นอกจากนี้ยังส่งผลให้ช่วงความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิลิควิดัสและโซลิดัสลดลง ในทางกลับกันเมื่อเติม Ag ลงไปทำให้จุดหลอมเหลวมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นและช่วงความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิลิควิดัสและโซลิดัสเพิ่มขึ้น

5. การเติม Ag และ In สามารถช่วยปรับปรุงความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีชนิด Sn58Bi-xNi โดยพบว่าความสามารถในการเปียกของโลหะบัดกรีมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น

6. สำหรับการทดสอบความต้านทานไฟฟ้าเมื่อเติมธาตุ Ni, In และ Ag ลงไปพบว่าค่าความต้านทานไฟฟ้ามีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อย เนื่องจากสารประกอบ Ni_3Sn_4 และ Ni_3Sn_2 ที่เกิดขึ้นในดีบุกทำให้การนำอิเล็กตรอนเกิดการกระเจิง จึงเป็นสาเหตุทำให้ความต้านทานไฟฟ้าของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น

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

8. ค่าตัวประกอบการกระจายตัวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi-Ni-X มีแนวโน้มที่เพิ่มขึ้นหลังการเติมธาตุ Ni ส่วนการเติม In และ Ag จะส่งผลให้ค่าตัวประกอบการกระจายตัวเพิ่มขึ้นเล็กน้อย

9. จากการตรวจสอบชั้นสารประกอบเชิงโลหะด้วย SEM ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi-Ni-X กับแผ่นทองแดงหลังการบัดกรี พบว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีความหนาที่ใกล้เคียงกัน ซึ่งแสดงว่าธาตุผสมไม่ส่งผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi-Ni-X กับแผ่นทองแดงหลังการบัดกรี

10. จากการตรวจสอบชั้นสารประกอบเชิงโลหะด้วย SEM ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi-Ni-X กับแผ่นทองแดง หลังการบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 75, 100 และ 125 °C เป็นเวลา 10, 100, 1000 ชั่วโมง พบว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีความหนาเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการบ่ม นอกจากนี้ยังพบว่าเฟสของธาตุต่างๆในโลหะบัดกรีมีลักษณะที่หยาบมากขึ้น

11. จากการตรวจสอบปริมาณธาตุในชั้นสารประกอบเชิงโลหะด้วย SEM และ EDS ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi-Ni-X กับแผ่นทองแดง พบว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น คือ Cu_6Sn_5 รวมถึง $(Cu,Ni)_6Sn_5$ (ในกรณีที่โลหะบัดกรีมีส่วนผสมของ Ni) หลังการบัดกรีและหลังการบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 75, 100 และ 125 °C เป็นเวลา 10, 100, 1000 ชั่วโมง นอกจากนี้ยังพบสารประกอบเชิงโลหะชั้นที่สอง คือ Cu_3Sn หลังการบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 100 °C เป็นเวลา 1000 ชั่วโมง และที่อุณหภูมิ 125 °C เป็นเวลา 100 และ 1000 ชั่วโมง

12. ภายหลังการบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 125 °C เวลา 1000 ชั่วโมง ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn มีขนาดเล็กลงเมื่อโลหะบัดกรีมีการเติมธาตุผสม Ni ส่วนการเติม In และ Ag ไม่ส่งผลต่อขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

13. ภายหลังการบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 125 °C เวลา 1000 ชั่วโมง พบ Kirkendall voids ระหว่างชั้นสารประกอบ Cu_3Sn กับแผ่นทองแดง

14. ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn จะสูงกว่าชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn ตามลำดับ ในโลหะบัดกรีทุกสูตร

15. พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5+Cu_3Sn จะสูงกว่าชั้นสารประกอบ Cu_6Sn_5 ในโลหะบัดกรีทุกสูตร

16. จากการตรวจสอบปริมาณธาตุบริเวณชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วกับแผ่นทองแดงชุบตะกั่ว ไม่พบการปนเปื้อนของตะกั่วในชั้นสารประกอบเชิงโลหะและในพื้นที่โลหะบัดกรี

17. จากการตรวจสอบปริมาณธาตุบริเวณชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีปนเปื้อนตะกั่วบริสุทธิ์กับแผ่นทองแดง พบสารประกอบ $Sn_{16}Pb_{32}Bi_{52}$ ในพื้นที่ของโลหะบัดกรี

18. จากการตรวจสอบรอยแตกระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับแผ่นทองแดง พบ Kirkendall voids จำนวนมากและเกิดรอยแตกขึ้นระหว่างชั้นสารประกอบ Cu_3Sn กับแผ่นทองแดง

เอกสารอ้างอิง

[1] www.thaigov.go.th

[2] www.thairohs.org

[3] Abtew, M., Selvaduray, G. Lead-free solders in microelectronics. Materials Science and Engineering R. 2000; 27: 95-141.

[4] Chew, K.H., Pang, J.H.L. Impact of drop-in lead free solders on microelectronics packaging. Electronics Packaging Technology Conference. 2005; 451-454.

[5] Zeng, G., Xue, S., Zhang, L., Gao, L. Recent advances on Sn-Cu solders with alloying elements: review. Journal of Materials Science: Materials in Electronics. 2011; 22: 565-578.

[6] Amagai, M., Toyoda, Y., Ohnishi, T., Akita, S. High drop test reliability: Lead-free solders. Electronic Components and Technology Conference. 2004; 1304-1309.

[7] Kim, K.S., Suganuma, K. Development of new Sn-Ag-Cu lead-free solders containing fourth elements. Third International Symposium on Environmentally Conscious Design and Inverse Manufacturing. 2003; 414-415.

[8] Zhang, Q.K., Zou, H.F., Zhang, Z.F. Improving tensile and fatigue properties of Sn-58Bi/Cu solder joints through alloying substrate. Journal of Materials Research. 2010; 25: 303-314.

[9] Shiue, Y.Y., Chuang, T.H. Effect of La addition on the interfacial intermetallics and bonding strengths of Sn-58Bi solder joints with Au/Ni/Cu pads. Journal of Alloys and Compounds. 2010; 491: 610-617.

[10] Moon, K.W., Boettinger, W.J., Kattner, U.R., Handwerker, C.A., Lee, D.J. The effect of Pb contamination on the solidification behavior of Sn-Bi solders. Journal of Electronic Materials. 2001; 30: 45-52.

[11] www.metalprices.com

[12] Chen, K.I., Lin, K.L. Effects of gallium on wettability, microstructures and mechanical properties of the Sn-Zn-Ag-Al-Ga solder alloys. International Symposium on Electronic Materials and Packaging. 2002; 49-54.

[13] Chen, K.I., Cheng, S.C., Wu, S., Lin, K.L. Effects of small additions of Ag, Al, and Ga on the structure and properties of the Sn-9Zn eutectic alloy. Journal of Alloys and Compounds. 2006; 416: 98-105.

[14] Zhao, J., Qi, L., Wang, X., Wang, L. Influence of Bi on microstructures evolution and mechanical properties in Sn-Ag-Cu lead-free solder. Journal of Alloys and Compounds. 2004; 375: 196-201.

[15] Rizvi, M.J., Chan, Y.C., Bailey, C., Lu, H., Islam, M.N. Effect of adding 1 wt% Bi into the Sn-2.8Ag-0.5Cu solder alloy on the intermetallic formations with Cu-substrate during soldering and isothermal aging. Journal of Alloys and Compounds. 2006; 407: 208-214.

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

[17] El-Daly, A.A., Fawzyb, A., Mohamada, A.Z., El-Taher, A.M. Microstructural evolution and tensile properties of Sn–5Sb solder alloy containing small amount of Ag and Cu. Journal of Alloys and Compounds. 2011; 509: 4574-4582.

[18] Yan, Y.F., Wang, Y.S., Feng, L.F., Song, K.X., Wen, J.B. Effect of Ag and Ni on the melting point and solderability of SnSbCu solder alloys. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. 2009; 16: 691-696.

[19] Esfandyarpour, M.J., Mahmudi, R. Microstructure and tensile behavior of Sn–5Sb lead-free solder alloy containing Bi and Cu. Materials Science & Engineering A. 2011; 530: 402-410.

[20] Li, G.Y., Chen, B.L., Shi, X.Q., Wong, S.C.K., Wang, Z.F. Effects of Sb addition on tensile strength of Sn–3.5Ag–0.7Cu solder alloy and joint. Thin Solid Films. 2006; 504: 421-425.

[21] El-Daly, A.A., Hammad, A.E., Fawzy, A., Nasrallh, D.A. Microstructure, mechanical properties, and deformation behavior of Sn–1.0Ag–0.5Cu solder after Ni and Sb additions. Materials and Design. 2013; 43: 40-49.

[22] Wenxue, C., Songbai, X., Hui, W., Yuhua, H. Effects of Ag on Properties of Sn-9Zn Lead-Free Solder. Rare Metal Materials and Engineering. 2010; 39: 1702-1706.

[23] Mosera, Z., Sebob, P., Gjsior, W., Svec, P., Pstru, J. Effect of indium on wettability of Sn-Ag-Cu solders. Experiment vs. modeling, Part I. CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. 2009; 33: 63-68.

[24] Dong, W., Shi, Y., Lei, Y., Xia, Z., Guo, F. Effects of small amounts of Ni/P/Ce element additions on the microstructure and properties of Sn3.0Ag0.5Cu solder. Journal of Materials Science: Materials in Electronics. 2009; 20: 1008-1017.

[25] Zang, L., Yuan, Z., Zhao, H., Zhang, X. Wettability of molten Sn–Bi–Cu solder on Cu substrate. Materials Letters. 2009; 63: 2067-2069.

[26] Massalski, T.B., Okamoto, H., Binary Alloy Phase Diagrams, 2nd Edition, 1990, ASTM International, Materials Park, OH, USA.

[27] 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.

[28] A.A. El-Daly, A.E. Hammad, A. Fawzy and D. A. Nasrallh. “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

[29] ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ์. 2551. “การศึกษาอิทธิพลของอินเดียมต่อสมบัติและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu.” วิทยานิพนธ์วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์, สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง.

[30] Askeland, D.R., Fulay, P.P. and Wright and W.J. 2011. “The Science and Engineering of Materials. 6th ed. Stamford, CT.

[31] Ping-Feng Yang, Yi-Shao Lai, Sheng-Rui Jian and Jiunn Chen. 2007. “Mechanical Properties of Cu_6Sn_5, Cu_3Sn, and Ni_3Sn_4 Intermetallic Compounds Measured by Nanoindentation” Department of Materials Science and Engineering, I-Shou University, Kaohsiung, Taiwan, China.

[32] Ying-Ling Tsai and Weng-Sing Hwang. “Solidification behavior of Sn–9Zn–xAg lead-free solder alloys” Materials Science and Engineering A. Vol.413–414, 2005. Pp. 312–316.

[33] 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.

[34] 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.

[35] ธวัชชัย ปลูกผล. 2548. “การศึกษาสมบัติเชิงสมรรถนะและความน่าเชื่อถือของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-9Zn-xCu” ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่ คณะวิศวกรรมศาสตร์, มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

[36] ปิตินันท์ ปิยะวาทิน. 2554. “ผลของการเติมนิกเกิล โคบอลต์ และอินเดียมต่อโครงสร้างจุลภาค สมบัติทางไฟฟ้า และสมบัติเชิงกลของโลหะบัดกรีผสมดีบุก-ทองแดง” Master’s Degree Metallurgical Engineering, Chulalongkorn University.

[37] Singh, Y., Pradhan, S. “Kinetics of Nb_3Sn, Cu_6Sn_5 and Cu_3Sn layer growth” Journal of Materials Science & Surface Engineering. Vol.1(2), 2014. Pp. 52-57.

[38] Laurila, T., Hurtig, J., Vuorinen, V., Kivilahti, J.K. “Effect of Ag, Fe, Au and Ni on the growth kinetics of Sn–Cu intermetallic compound layers” Microelectronics Reliability., vol.49, 2009. Pp. 242–247.

[39] Yoon, J.W., Lee, Y.H., Gon Kim, D.G. “Intermetallic compound layer growth at the interface between Sn–Cu–Ni solder and Cu substrate” Journal of Alloys and Compounds., vol.381, 2004. Pp. 151-157.

[40] Sharif, A., Chan, Y.C. “Effect of indium addition in Sn-rich solder on the dissolution of Cu metallization” Journal of Alloys and Compounds., vol.390, 2005. Pp. 67-73.

[41] Mokhtari, O., Nishikawa, H. “Effects of In and Ni Addition on Microstructure of Sn-58Bi Solder Joint” Journal of Electronic Materials., vol.43, 2014.Pp. 4158-4170.

[42] Yoon, J.W., Lee, C.B., Jung, S.B. “Interfacial Reactions Between Sn-58 mass%Bi Eutectic Solder and (Cu, Electroless Ni-P/Cu) Substrate” Materials Transactions. vol.43, no.8, 2002. Pp. 1821-1826.

[43] กำธร สุขพิมาย. “การศึกษาอิทธิพลของอินเดียมและการบ่มด้วยความร้อนที่มีต่อชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.3Ag-0.7Cu-xIn บนแผ่นรองทองแดง” วิทยานิพนธ์วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต, สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง. 2557.

[44] Zhang, Q.K., Zou, H.F., Zhang, Z.F. “Improving tensile and fatigue properties of Sn–58Bi/Cu solder joints through alloying substrate” Journal of Materials Research. vol.25, no.2, 2010. Pp. 303-314

[45] Hu, X., Li, Y., Li, K., Min, Z. “Effect of Bi Segregation on the Asymmetrical Growth of Cu-Sn Intermetallic Compounds in Cu/Sn-58Bi/Cu Sandwich Solder Joints During Isothermal Aging” Journal of Electronic Materials. vol.42, no.12, 2013. Pp. 3567-3572.

[46] Kang, T.Y., Xiu, Y.Y., Liu, C.Z., Hui, L., Wang, J.J., Tong, W.P. “Bismuth segregation enhances intermetallic compound growth in SnBi/Cu microelectronic interconnect” Journal of Alloys and Compounds. 509, 2011. Pp. 1785-1789.

[47] Evans, J.W. “A Guide to Lead-free Solders: Physical Metallurgy and Reliability” Springer. Pp. 112.

[48] Yoon, J.W., Jung, S.B. “Investigation of interfacial reactions between Sn–5Bi solder and Cu substrate” Journal of Alloys and Compounds. 359,2003. Pp. 202-208.
[49] Kim, D.G., Jung, S.B. “Interfacial reactions and growth kinetics for intermetallic compound layer between In-48Sn solder and bare Cu substrate” Journal of Alloys and Compounds. 386, 2005. Pp. 151-156.
[50] Guo-yuan, L., Xun-qing, S. “Effects of bismuth on growth of intermetallic compounds in Sn-Ag-Cu Pb-free solder joints” Transactions of Nonferrous Metals Society of China., vol.16, 2006. Pp. 739-743.
[51] Mayappan, R., Ahmad, Z.A. “Effect of Bi addition on the activation energy for the growth of Cu_5Zn_8 intermetallic in the Sn–Zn lead-free solder” Intermetallics. 18, 2010. Pp. 730-735.
[52] Kim, D.G., Jang, H.S., Jung, S.B. “Solid state intermetallic compound layer growth between Sn–8Zn–3Bi solder and bare copper substrate” Journal of Materials Science: Materials in electronics. 16, 2005. Pp. 523-528.
[53] Vianco, P.T., Kilgo, A.C., Grant, R. “Intermetallic Compound Layer Growth By Solid State Reactions Between 58Bi-42Sn Solder and Copper” Journal of Electronic Materials. vol.24, no.10, 1995. Pp. 1493-1505.
[54] Yu, D.Q., Wu, C.M.L., Law, C.M.T., Wang, L., Lai, J.K.L. “Intermetallic compounds growth between Sn–3.5Ag lead-free solder and Cu substrate by dipping method” Journal of Alloys and Compounds. 392, 2005. Pp. 192-199.
[55] Zeng, X. “Thermodynamic analysis of influence of Pb contamination on Pb-free solder joints reliability” Journal of Alloys and Compounds. 348, 2003. Pp. 184-188.

Output จากโครงการวิจัยที่ได้รับทุนจาก สกว.

1. ผลงานตีพิมพ์ในวารสารวิชาการนานาชาติ (ระบุชื่อผู้แต่ง ชื่อเรื่อง ชื่อวารสาร ปี เล่มที่ เลขที่ และหน้า) พร้อมแจ้งสถานะของการตีพิมพ์ เช่น submitted, accepted, in press, published

- Kanlayasiri, K., Ariga, T. “Physical properties of Sn58Bi-xNi lead-free solder and its interfacial reaction with copper substrate”, Materials & Design, 2015, Vol. 86, pp. 371-378. Published.

2. การนำผลงานวิจัยไปใช้ประโยชน์
- เชิงพาณิชย์ (มีการนำไปผลิต/ขาย/ก่อให้เกิดรายได้ หรือมีการนำไปประยุกต์ใช้โดยภาคธุรกิจ/บุคคลทั่วไป)

ยังไม่มี

- เชิงนโยบาย (มีการกำหนดนโยบายอิงงานวิจัย/เกิดมาตรการใหม่/เปลี่ยนแปลงระเบียบข้อบังคับหรือวิธีทำงาน)

ยังไม่มี

- เชิงสาธารณะ (มีเครือข่ายความร่วมมือ/สร้างกระแสความสนใจในวงกว้าง)

ยังไม่มี

- เชิงวิชาการ (มีการพัฒนาการเรียนการสอน/สร้างนักวิจัยใหม่)

สร้างนักวิจัยใหม่จำนวน 2 คน จากหลักสูตรวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิศวกรรมอุตสาหการ คือ นางสาวกมลวิภา พึ่งเจียก และนายปรัชญ์ เจียรสถาวงศ์

3. อื่นๆ (เช่น ผลงานตีพิมพ์ในวารสารวิชาการในประเทศ การเสนอผลงานในที่ประชุมวิชาการ หนังสือ การจดสิทธิบัตร)

- กมลวิภา พึ่งเจียก, ชัยพนม หนูแก้ว, กรรณชัย กัลยาศิริ. 2556. “การศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาบัดกรีที่มีต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับแผ่นรองทองแดง”, *การประชุมวิชาการข่ายงานวิศวกรรมอุตสาหการ ประจำปี พ.ศ.2556*. 16-18 ตุลาคม 2556. ชลบุรี.

- ปรัชญ์ เจียรสถาวงศ์, กัลยา ผ่าโผน, กำธร สุขพิมาย, กรรณชัย กัลยาศิริ. 2558. ผลกระทบของ Ni, Ag และ In ต่อปฏิกิริยารอยต่อระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Bi กับแผ่นทองแดง. *การ*

ประชุมวิชาการข่ายงานวิศวกรรมอุตสาหการ ประจำปี 2558. วันที่ 6-7 สิงหาคม 2558. กรุงเทพมหานคร.