

สำนักหอสมุดกลาง พระจอมเกล้าลาดกระบัง

รายงานการวิจัย

การศึกษาการเจริญเติบโตของสารประกอบเชิงโลหะระหว่าง
โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.3Ag-0.7Cu และแผ่นรองทองแดง
An investigation on intermetallic compounds growth between
Sn-0.3Ag-0.7Cu lead-free solder and Cu substrate



RCH
TA
483
ก1717
ด.1

เลขหมู่.....
เลขทะเบียน...116092
วัน,เดือน,ปี...-2 พ.ศ. 2554

ได้รับทุนสนับสนุนงานวิจัยจากเงินงบประมาณแผ่นดิน ประจำปีงบประมาณ 2553

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้ง

b. 12313646
i.....

กิตติกรรมประกาศ

ผู้วิจัยขอขอบคุณสำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ (วช.) สำหรับทุนสนับสนุนงานวิจัยจากเงิน
งบประมาณแผ่นดิน ประจำปีงบประมาณ 2553



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ชื่อโครงการ (ภาษาไทย) การศึกษาการเจริญเติบโตของสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.3Ag-0.7Cu และแผ่นรองทองแดง
(ภาษาอังกฤษ) An investigation on intermetallic compounds growth between Sn-0.3Ag-0.7Cu lead-free solder and Cu substrate

แหล่งเงิน งบประมาณแผ่นดิน

ประจำปีงบประมาณ 2553 จำนวนเงินที่ได้รับการสนับสนุน 194,300 บาท

ระยะเวลาทำการวิจัย 1 ปี ตั้งแต่ 1 ตุลาคม 2552 ถึง 30 กันยายน 2553

หัวหน้าโครงการ นายกรรณชัย กัลยาศิริ

หน่วยงานต้นสังกัด สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง
เขตลาดกระบัง กรุงเทพฯ 10520
โทรศัพท์ 02-329-8339 อีเมล kkkannac@kmitl.ac.th

คำสำคัญ (Keywords) Lead-free solder, Intermetallic compound, Microstructure

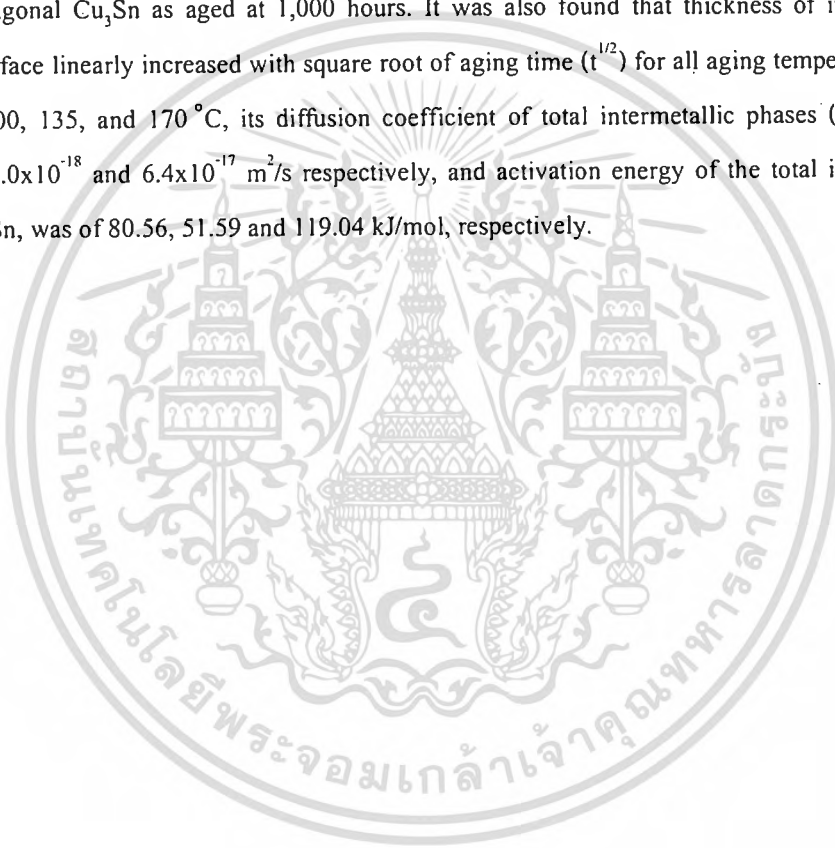
บทคัดย่อ

โครงการวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาวិวัฒนาการ การเติบโต และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.3Ag-0.7Cu กับแผ่นรองทองแดง โดยใช้การบัดกรีด้วยวิธีการจุ่มที่อุณหภูมิ 270 °C เป็นเวลา 5 วินาที และบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 100, 135 และ 170 °C แต่ละอุณหภูมิใช้เวลาในการบ่ม 1, 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง โครงสร้างจุลภาคระหว่างพื้นผิวตรวจสอบโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (OM) และกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) สำหรับการระบุปริมาณองค์ประกอบทางเคมีและโครงสร้างของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะใช้วิธี Energy dispersive X-ray spectroscopy (EDX) และ X-Ray diffraction (XRD) ตามลำดับ หลังการบัดกรีปรากฏเฟส η -Cu₆Sn₅ ที่มีโครงสร้างผลึกแบบเฮกซาโกนอลที่ระหว่างแผ่นทองแดงและโลหะบัดกรี ในสถานะของแข็งหลังการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C เวลา 1,000 ชั่วโมง ปรากฏเฟส ϵ -Cu₃Sn ระหว่าง Cu₆Sn₅ และทองแดง เช่นเดียวกับการบ่มที่อุณหภูมิ 135 และ 170 °C เมื่อใช้เวลากการบ่มตั้งแต่ 10 ชั่วโมงขึ้นไปเฟส Cu₃Sn ที่ปรากฏจะมีโครงสร้างผลึกแบบออร์โธโรมบิกและเปลี่ยนเป็นเฮกซาโกนอลที่เวลากการบ่ม 1,000 ชั่วโมง โดยกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับค่ารากของเวลาในการบ่ม ($t^{1/2}$) ซึ่งเป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยการแพร่ และเมื่อคำนวณสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบรวม (Cu₆Sn₅ และ Cu₃Sn) สำหรับอุณหภูมิการบ่มที่ 100, 135 และ 170 °C พบว่ามีค่าเท่ากับ 1.0×10^{-18} , 4.0×10^{-18} และ 6.4×10^{-17} m²/s ตามลำดับ และพลังงานกระตุ้นสำหรับการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม Cu₆Sn₅ และ Cu₃Sn มีค่าเท่ากับ 80.56, 51.59 และ 119.04 kJ/mol ตามลำดับ

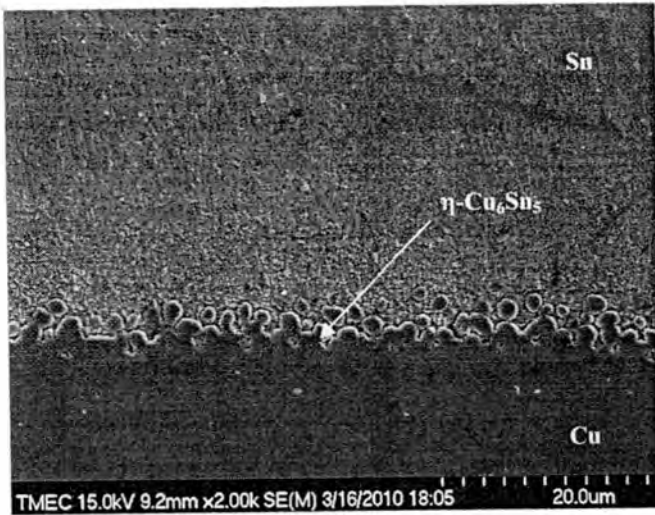
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Abstract

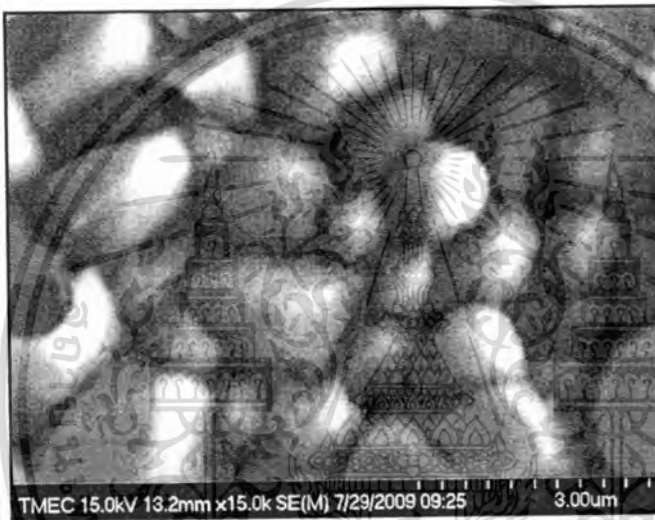
This research studies growth and microstructure transformation of intermetallic compounds between Sn-0.3Ag-0.7Cu lead-free solder and copper substrate. Dip soldering was used to initiate the reaction between solder and substrate. The specimen was then thermally aged for 1, 10, 100, and 1000 hours. Aging temperature was 100, 135, and 170 °C. Optical microscope and scanning electron microscope were used to verify interfacial structures. Energy dispersive X-ray spectroscopy and X-Ray diffraction were used for indicating chemical composition and phase component of intermetallic compounds at the interface. η -Cu₆Sn₅ intermetallic phase consisting of hexagonal lattice structure was found at the as-solder interface. After aging at 100 °C for 1,000 hours, ϵ -Cu₃Sn intermetallic phase was appeared between Cu₆Sn₅ and copper. Cu₃Sn with orthorhombic lattice structure was found after aging at 135 and 170 °C with aging time longer than 10 hours, and the orthorhombic Cu₃Sn transformed to the hexagonal Cu₃Sn as aged at 1,000 hours. It was also found that thickness of intermetallic phases found at the interface linearly increased with square root of aging time ($t^{1/2}$) for all aging temperatures. For aging temperature of 100, 135, and 170 °C, its diffusion coefficient of total intermetallic phases (Cu₆Sn₅ and Cu₃Sn) was 1.0×10^{-18} , 4.0×10^{-18} and 6.4×10^{-17} m²/s respectively, and activation energy of the total intermetallic phases, Cu₆Sn₅ and Cu₃Sn, was of 80.56, 51.59 and 119.04 kJ/mol, respectively.



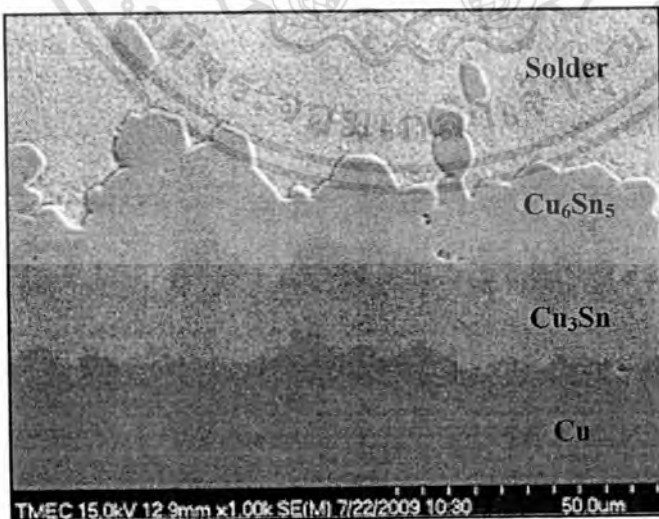
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



โครงสร้างจุลภาคที่บริเวณรอยต่อหลังจากการบัดกรี



อนุภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่บริเวณรอยต่อหลังจากการบัดกรี



โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานที่ผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C เป็นเวลา 1,000 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญ

	หน้า
บทที่ 1 บทนำ	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา	1
1.2 ความมุ่งหมายและวัตถุประสงค์ของการศึกษา.....	2
1.3 สมมติฐานของการศึกษา.....	2
1.4 ทฤษฎีหรือแนวความคิดที่ใช้ในการวิจัย	2
1.5 ขอบเขตการวิจัย.....	3
1.6 ขั้นตอนของการศึกษา.....	3
บทที่ 2 งานวิจัยและทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง.....	4
2.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	4
2.2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง	10
2.2.1 การบำบัดกรี.....	10
2.2.1.1 โลหะพื้น	11
2.2.1.2 โลหะบัดกรี.....	12
2.2.1.3 ฟลักซ์.....	13
2.2.1.4 วิธีการบัดกรี.....	14
2.2.2 ข้อควรพิจารณาเบื้องต้นในการเลือกใช้โลหะบัดกรีแบบไร้สารตะกั่ว.....	15
2.2.2.1 โลหะทดแทนสารตะกั่ว.....	16
2.2.2.2 ข้อควรพิจารณาบางประการในกระบวนการผลิต	21
2.2.3 การแพร่	21
2.2.3.1 การแพร่ในสภาวะคงตัว	23
2.2.3.2 การแพร่ในสภาวะไม่คงตัว	24
2.2.3.3 ปัจจัยที่มีผลต่อการแพร่.....	26

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
2.2.4 เฟสไดอะแกรมของโลหะบัดกรี.....	27
2.2.4.1 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก - เงิน (Sn - Ag).....	27
2.2.4.2 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก - ทองแดง (Sn - Cu).....	28
2.2.4.3 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมเงิน - ทองแดง (Ag - Cu).....	29
2.2.4.4 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง (Sn - Ag - Cu).....	30
2.2.5 การตรวจสอบโครงสร้างระดับจุลภาค	31
2.2.5.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง	32
2.2.5.2 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด	32
2.2.5.3 การวิเคราะห์ Energy dispersive X-ray	33
2.2.5.4 การวิเคราะห์เฟสและ โครงสร้างผลึกโดยการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์	38
บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย	41
3.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ	41
3.2 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค	44
3.2.1 การตรวจสอบโครงสร้างเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง	44
3.2.2 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมี	45
3.2.3 การตรวจสอบโครงสร้างผลึก	45
3.2.4 วิธีการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ	46
บทที่ 4 การวิเคราะห์ผลการทดลอง.....	48
4.1 โครงสร้างระหว่างพื้นผิว.....	48
4.1.1 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง.....	48
4.1.2 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด.....	50
4.2 โครงสร้างผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	57
4.2.1 โครงสร้างผลึกหลังการบัดกรี	57
4.2.2 โครงสร้างผลึกหลังการบ่ม.....	59

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
4.3 ตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุ.....	65
4.2.1 เทคนิคการวิเคราะห์แบบ Line scanning.....	65
4.2.2 เทคนิคการวิเคราะห์แบบ Mapping.....	69
4.4 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	76
4.4 ค่าคงที่และสัมประสิทธิ์การแพร่.....	78
4.5 พลังงานกระตุ้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	83
บทที่ 5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ.....	87
5.1 สรุปผลการทดลอง.....	87
5.2 ข้อเสนอแนะและแนวทางการศึกษาในอนาคต.....	88
บรรณานุกรม.....	89



สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1 ชนิดของโลหะต่อความยากง่ายในการบัดกรี	11
2.2 คุณสมบัติบางประการของโลหะทดแทนตะกั่ว.....	17
2.3 ส่วนผสมชนิดต่างๆ ที่สามารถนำมาทดแทนโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว.....	18
2.4 คุณสมบัติบางประการระหว่าง Sn/Ag กับ Sn/Pb	20
2.5 ค่าของเออร์เรอร์ฟังก์ชัน	26
4.1 ข้อมูลโครงสร้างผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ	64
4.2 คุณสมบัติทางกลและทางกายภาพของ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn	75
4.3 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ	76
4.4 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาเฉลี่ยของชั้นรวมกับ $t^{1/2}$ ที่อุณหภูมิและเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน	79
4.5 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาเฉลี่ยของชั้น Cu_6Sn_5 กับ $t^{1/2}$ ที่อุณหภูมิและเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน	80
4.6 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาเฉลี่ยของชั้น Cu_3Sn กับ $t^{1/2}$ ที่อุณหภูมิและเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน	81
4.7 สัมประสิทธิ์การแพร่ (D) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ	82
4.8 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln D$ กับ $1/T$	83
4.9 สัมประสิทธิ์การแพร่ พลังงานกระตุ้น และค่าคงที่การแพร่	85
4.10 เปรียบเทียบพลังงานกระตุ้นกับงานวิจัยอื่นๆ	86

สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
2.1 การเกิดการเชื่อมประสานของโลหะบัดกรี.....	12
2.2 การบัดกรีแบบเวฟ.....	14
2.3 การบัดกรีแบบรีโฟลว์.....	15
2.4 กลไกการแพร่โดยอาศัยช่องว่าง.....	22
2.5 กลไกการแพร่แบบแทรกที่.....	22
2.6 การเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นแบบเส้นตรง.....	23
2.7 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก - เงิน.....	27
2.8 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก - ทองแดง.....	28
2.9 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมเงิน - ทองแดง.....	29
2.10 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง.....	30
2.11 ส่วนผสมยูเทคติกของโลหะผสม ดีบุก - เงิน - ทองแดง.....	31
2.12 แผนภาพแสดงการทำงานของกล้องจุลทรรศน์แสง.....	32
2.13 แผนภาพแสดงการทำงานของกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด.....	33
2.14 แบบจำลองอะตอมของบอร์.....	34
2.15 แบบจำลองรังสีเอ็กซ์ของระดับพลังงานหลัก K ของ NiAl จากการทำ SEM.....	35
2.16 แสดงตำแหน่งปฏิกิริยาที่แตกต่างของการเกิดรังสีเอ็กซ์.....	36
2.17 ปริมาณสัมประสิทธิ์การดูดซับรังสีเอ็กซ์.....	36
2.18 ลักษณะพื้นผิวที่มีผลต่อระยะรังสีเอ็กซ์.....	37
2.19 ผลของการวิเคราะห์ EDX ใน SEM.....	37
2.20 การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์บนระนาบผลึก (hkl).....	39
2.21 แผนภาพแสดงรายละเอียดของเครื่องวัดการเลี้ยวเบน.....	40
2.22 การเลี้ยวเบนสำหรับตัวอย่างที่เป็นโลหะทั้งสะเตน.....	40
3.1 เครื่องตัดแบบแรงโน้มถ่วง.....	41
3.2 ลักษณะชิ้นงานหลังการตัด.....	42
3.3 ฟลักซ์บัดกรี.....	42
3.4 เตาหลอมโลหะบัดกรี.....	42
3.5 เตาอบแบบท่อ.....	43
3.6 เครื่องบันทึกข้อมูล.....	43

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.7 ชิ้นงานที่ผ่านการหล่อเรซิน.....	44
3.8 เครื่องขัดชิ้นงาน.....	44
3.9 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง.....	45
3.10 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด.....	45
3.11 เครื่องตรวจสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์.....	46
3.12 แสดงตัวอย่างการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	46
4.1 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรีที่อุณหภูมิ 270 °C เวลา 5 วินาที.....	49
4.2 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 500 เท่า หลังการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกัน.....	49
4.3 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรีวิเคราะห์โดยใช้รูปแบบ Backscatter.....	50
4.4 โครงสร้างจุลภาคหลังการบดกรีวิเคราะห์โดยใช้รูปแบบ Secondary.....	50
4.5 อนุภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่กำลังขยาย 15,000 เท่า หลังการบดกรี.....	51
4.6 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของชั้น Cu_6Sn_5	52
4.7 โครงสร้างจุลภาคจากการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C และเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน.....	53
4.8 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของชั้น Cu_3Sn	54
4.9 โครงสร้างจุลภาคจากการบ่มที่อุณหภูมิ 135 °C และเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน.....	55
4.10 โครงสร้างจุลภาคจากการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C และเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน.....	56
4.11 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 1,000 เท่า บ่มที่อุณหภูมิ 170 °C เวลา 1,000 ชั่วโมง.....	57
4.12 รูปแบบการตรวจสอบ XRD หลังการบดกรี.....	57
4.13 ลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมใน α Cu และ β Sn.....	58
4.14 ลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมใน η - Cu_6Sn_5	58
4.15 รูปแบบการตรวจสอบ XRD หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C เวลา 1,000 ชั่วโมง.....	59
4.16 ลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมใน ε - Cu_3Sn (ออร์โธโรมบิก).....	60
4.17 ลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมใน ε - Cu_3Sn (เฮกซาโกนอล).....	60
4.18 รูปแบบการตรวจสอบ XRD หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 135 °C เวลา 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง.....	61
4.19 รูปแบบการตรวจสอบ XRD หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C เวลา 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง.....	62
4.20 ความสัมพันธ์ระหว่างออร์โธโรมบิกและ HCP.....	63
4.21 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 500 เท่า และผล Line scanning หลังการบดกรี.....	65

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.22	โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 500 เท่า และผล Line scanning ที่ 100 °C, 1,000 ชั่วโมง.....66
4.23	กราฟตำแหน่งการสแกนกับความเข้มข้นของแต่ละธาตุที่ 100 °C, เวลา 1,000 ชั่วโมง.....67
4.24	โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 500 เท่า และผล Line scanning ที่ 135 °C, 1,000 ชั่วโมง.....68
4.25	โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 500 เท่า และผล Line scanning ที่ 170 °C, 1,000 ชั่วโมง.....69
4.26	โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรีที่กำลังขยาย 2,000 เท่า, Cu mapping และ Sn mapping..... 70
4.27	โครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มที่ 100 °C, 1,000 ชั่วโมง กำลังขยาย 500 เท่า, Ag mapping, Cu mapping และ Sn mapping.....70
4.28	โครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มที่ 135 °C, 1,000 ชั่วโมง กำลังขยาย 500 เท่า, Ag mapping, Cu mapping และ Sn mapping.....71
4.29	โครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มที่ 170 °C, 1,000 ชั่วโมง กำลังขยาย 500 เท่า, Ag mapping, Cu mapping และ Sn mapping.....71
4.30	แสดงตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C ที่เวลา 1,000 ชั่วโมง74
4.31	แสดงรายละเอียดการเติบโตของชั้น Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 ในคูควบของทองแดงและดีบุก..... 74
4.32	ความหนาแน่นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาและอุณหภูมิการบ่ม77
4.33	ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบรวมกับอุณหภูมิการบ่ม.....79
4.34	ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้น Cu_6Sn_5 กับอุณหภูมิการบ่ม80
4.35	ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้น Cu_3Sn กับอุณหภูมิการบ่ม.....81
4.36	พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ($Cu_3Sn + Cu_6Sn_5$)84
4.37	พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_584
4.38	พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn84

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

เนื่องจากข้อบังคับเกี่ยวกับการใช้สารอันตรายในสินค้าอิเล็กทรอนิกส์ หรือ Restriction on Hazardous Substances (RoHS) ที่กำหนดโดยคณะกรรมการยุโรปหรืออีซี (EC-European Commission) ทำให้มีการนำโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว (Lead-free solder) มาใช้แทนโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของตะกั่วและดีบุก [1] โดยทั่วไปแล้วโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่นำมาทดแทนจะมีส่วนผสมของดีบุกเป็นส่วนประกอบพื้นฐาน (Sn-based solder) เนื่องจากดีบุกเป็นโลหะที่สามารถหาได้ง่าย และมีจุดหลอมเหลวต่ำ อีกทั้งสามารถนำไฟฟ้าและความร้อนได้ดี [2] แต่อย่างไรก็ตามเมื่อนำโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วมาบัดกรีกับทองแดงปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นระหว่างทองแดงและดีบุกจะทำให้เกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds) [3-5] โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างพื้นผิวทองแดงและโลหะบัดกรีส่งผลต่อความนำเชื่อมต่อของรอยต่อบัดกรีที่ลดลงเมื่อนำไปใช้งาน [6] เนื่องจากมอดูลัสความยืดหยุ่น (Elastic modulus) หรือยังมอดูลัส (Young's modulus) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีค่าลดลงจากการเพิ่มความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ แต่ในทางตรงกันข้ามชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีขนาดบางจะส่งผลให้มอดูลัสความยืดหยุ่นมีค่ามาก ดังนั้นถ้าชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างทองแดงและโลหะบัดกรีมีความหนาเพิ่มขึ้นก็จะมีค่าความแข็งแรงลดลง [7]

สำหรับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ในปัจจุบัน คือโลหะบัดกรีในกลุ่ม Sn-Ag-Cu (SAC) เนื่องจากมีคุณสมบัติทางกลที่ดีกว่าโลหะบัดกรีชนิดอื่น โลหะบัดกรี SAC กลุ่มหนึ่งที่มีการใช้งานกันคือ SAC ที่มี Ag ต่ำ (Low-Ag SAC) โดยปริมาณส่วนประกอบของ Ag ที่มีน้อยในโลหะบัดกรีจะลดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ag₃Sn ที่เกิดระหว่างกระบวนการบัดกรี เนื่องจากความหนาของชั้น Ag₃Sn ที่เพิ่มขึ้นจะขึ้นอยู่กับปริมาณ Ag และส่งผลกระทบต่อความแข็งแรงของรอยต่อบัดกรีที่มีการแตกแบบเปราะ และทำให้ความสามารถในการต้านทานแรงเฉือน (Shear strength) และแรงดึง (Tensile strength) ลดลง [8, 9] นอกจากนี้โลหะบัดกรีในกลุ่มนี้ยังมีราคาที่สูงขึ้นเนื่องจากมี Ag ผสมในปริมาณต่ำ

ในงานวิจัยนี้จะศึกษาวิวัฒนาการและกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่มี Ag ต่ำ คือ Sn-0.3Ag-0.7Cu กับโลหะพื้นทองแดง โดยการบัดกรีด้วยวิธีการจุ่ม (Dipping method) ที่อุณหภูมิ 270 °C เป็นเวลา 5 วินาที และบ่มด้วยความร้อน (Thermal aging) ที่อุณหภูมิ 100, 135 และ 170 °C ด้วยเวลา 1, 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมงตามลำดับ

1.2 ความมุ่งหมายและวัตถุประสงค์ของการศึกษา

1. เพื่อศึกษาวิวัฒนาการการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu และโลหะพื้นทองแดง
2. เพื่อศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาที่มีผลต่อการเปลี่ยนแปลงขนาดและโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น

1.3 สมมติฐานของการศึกษา

จากการศึกษาค้นคว้าข้อมูลในอดีตและในงานวิจัยต่างๆ สามารถตั้งสมมติฐานเพื่อกำหนดขอบเขตของการศึกษาได้ดังนี้

1. โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วเมื่อนำมาบัดกรีกับทองแดงที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกันจะเกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่แตกต่างกัน
2. โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วเมื่อผ่านการบ่มด้วยความร้อนในสถานะของแข็ง (Solid state) จะมีการเปลี่ยนแปลงขนาดและโครงสร้างของสารประกอบเชิงโลหะเนื่องจากอุณหภูมิและเวลาในการบ่ม

1.4 ทฤษฎีหรือแนวความคิดที่ใช้ในการวิจัย

สืบเนื่องมาจากข้อจำกัดเกี่ยวกับการใช้สารอันตรายของสหภาพยุโรปที่มีผลบังคับใช้ตั้งแต่วันที่ 1 กรกฎาคม 2006 ระบุให้มีการลดปริมาณการใช้สารตะกั่วในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ เนื่องจากตะกั่วเป็นสารอันตรายที่ส่งผลกระทบต่อสภาพแวดล้อมและร่างกายมนุษย์ [1] ทำให้อุตสาหกรรมการผลิตอิเล็กทรอนิกส์ต้องปรับปรุงผลิตภัณฑ์ให้เป็นสินค้าแบบไร้สารตะกั่ว และเพื่อรองรับระเบียบการจำกัดการใช้สารอันตรายบางชนิดในผลิตภัณฑ์ไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์จึงนำโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วมาทดแทน โดยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วกลุ่มหนึ่งที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ คือ โลหะบัดกรีในตระกูล Sn-Ag-Cu (SAC) ซึ่งเมื่อนำมาบัดกรีกับโลหะพื้นทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค และเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้น สำหรับชั้นสารประกอบที่เกิดขึ้นโดยทั่วไปมีคุณสมบัติเปราะ [5] จึงส่งผลกระทบต่อความน่าเชื่อถือของรอยต่อบัดกรี การเปลี่ยนแปลงโลหะบัดกรีเป็นแบบไร้สารตะกั่วจะทำให้เกิดความแตกต่างด้านพื้นฐานการผลิตในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ เนื่องจากจะต้องเลือกใช้วัสดุทดแทนอย่างเหมาะสม ในขณะที่เดียวกันก็ต้องพยายามแก้ปัญหาด้านเทคนิคต่างๆ ในการปรับกระบวนการผลิตเพื่อให้แน่ใจว่าผลิตภัณฑ์มีประสิทธิภาพและความน่าเชื่อถือมากที่สุด ดังนั้นจึงจำเป็นต้องอย่างยิ่งในการศึกษาการวิวัฒนาการและกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรีและการบ่มที่สภาวะอุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกัน เพื่อ

เป็นแนวทางในการเลือกสภาวะที่เหมาะสมกับกระบวนการบัดกรีและการบ่ม ที่สามารถนำไปสู่การป้องกันความเสียหายของผลิตภัณฑ์จากการใช้งานและเพิ่มความน่าเชื่อถือให้กับผลิตภัณฑ์

1.5 ขอบเขตการวิจัย

1. ศึกษาเฉพาะโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu และใช้ทองแดงบริสุทธิ์ 99.99 % เป็นโลหะพื้นสำหรับการบัดกรีด้วยวิธีการจุ่มที่อุณหภูมิ 270 °C โดยใช้เวลา 5 วินาที ตามมาตรฐานการทดสอบผลิตภัณฑ์สำหรับการพัฒนาข้อมูลโลหะบัดกรีของ Nation Institute of Standard and Technology (NIST)

2. หลังจากการบัดกรีนำตัวอย่างมาบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 100, 135 และ 170 °C โดยใช้เวลาในการบ่ม 1, 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง ตามลำดับ

1.6 ขั้นตอนของการศึกษา

1. ศึกษาและรวบรวมข้อมูลที่เกี่ยวข้องกับ โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วตัวอย่างเช่นคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด ข้อดีและข้อเสียเมื่อเปรียบเทียบกับตะกั่วบัดกรีแบบดั้งเดิม
2. ศึกษาวิธีการและขั้นตอนการบัดกรีแบบต่างๆ ตามมาตรฐานเพื่อใช้ในการออกแบบขั้นตอนการทดลองได้อย่างเหมาะสม
3. ออกแบบการทดลอง ทำการเตรียมชิ้นงานและอุปกรณ์ต่างๆ ตามที่ได้ทำการออกแบบ
4. ทำการทดลองโดยการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิและเวลาการบ่มด้วยความร้อน เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ
5. วิเคราะห์ผลการทดลองด้าน โครงสร้างจุลภาคและกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกัน
6. สรุปผลการทดลองพร้อมข้อเสนอแนะที่ได้จากการทดลอง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 2

งานวิจัยและทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

2.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในงานวิจัยของ Rizvi และคณะได้ศึกษาการละลายของทองแดงที่จุ่มในโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb และ Sn-0.7Cu ที่อุณหภูมิ 255 °C เป็นเวลา 10 วินาที โดยใช้การจำลองด้วยโปรแกรม PHYSICA ในการทำนายพฤติกรรมการแพร่และคำนวณสัมประสิทธิ์การแพร่โดยใช้โมเดลทางคณิตศาสตร์ โลหะบัดกรี Sn-37Pb มีค่าเท่ากับ $2.74 \times 10^{-10} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ และ $6.44 \times 10^{-9} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ สำหรับโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu และความเข้มข้นที่ระหว่างพื้นผิวสัมผัสของโลหะบัดกรีทั้งสองชนิดมีปริมาณสูงเมื่อเปรียบเทียบกับความเข้มข้นที่บริเวณโลหะบัดกรี โดยความเข้มข้นของทองแดงจะลดลงจากระหว่างพื้นผิวไปยังโลหะบัดกรีและการลดลงจะลดลงอย่างช้าๆ แต่อย่างไรก็ตามความเข้มข้นของโลหะบัดกรี Sn-Cu จะลดลงเร็วกว่าโลหะบัดกรี Sn-Pb เนื่องจากความเข้มข้นของทองแดงในโลหะบัดกรี Sn-Cu ถึงจุดอิ่มตัวเร็วกว่าโลหะบัดกรี Sn-Pb ดังนั้นการแพร่จึงเป็นปัจจัยที่สำคัญที่ควบคุมอัตราการละลายของทองแดงในสถานะของแข็ง [10]

ในงานวิจัยของ Peng และคณะได้ศึกษาวิวัฒนาการของโครงสร้างจุลภาคระหว่างการประกอบไอซีแบบ CSP (Chip scale packages) และแผ่นวงจรพิมพ์ (Printed wiring board: PWB) โดยใช้โลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu เป็นตัวประสานและบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 100 °C ผลปรากฏชั้น Cu_6Sn_5 ระหว่างโลหะบัดกรีและทองแดงของ CSP และ PWB ที่เหมือนกันและมีความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นเมื่อบ่มที่อุณหภูมิ 125 และ 150 °C อีกทั้งเกิดชั้น Cu_3Sn ที่ระหว่างพื้นผิว Cu_6Sn_5 และทองแดง โดยที่ระหว่างชั้น Cu_3Sn และทองแดงมีช่องว่าง Kirkendall เกิดขึ้นและขยายตัวเข้าสู่ชั้น Cu_3Sn เมื่อเพิ่มเวลาการบ่มเป็น 600 และ 1,000 ชั่วโมง สำหรับการขยายตัวของชั้น Cu_3Sn เนื่องจากการแพร่ของอะตอมทองแดงจากโลหะบัดกรีไปสู่ Cu_3Sn ทำให้ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ที่ระหว่างพื้นผิวโลหะบัดกรีหมดไปและชั้น Cu_3Sn มีพลังงานกระตุ้นการเติบโตประมาณ 119 kJ/mol [11]

ในงานวิจัยของ Yu และคณะได้ศึกษาวิวัฒนาการและกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag และทองแดงโดยบัดกรีด้วยวิธีการจุ่มที่อุณหภูมิ 250 °C และปรากฏอนุภาคของเฟส Ag_3Sn ใกล้กับ Cu_6Sn_5 โดยความหนาของ Cu_6Sn_5 เพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญกับเวลาการบัดกรีที่ 10, 30, 60 และ 90 วินาที และหลังการบ่มที่อุณหภูมิ 70, 125 และ 170 °C เป็นเวลา 1,000 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 125 °C ปรากฏชั้น Cu_3Sn ระหว่างทองแดงและชั้น Cu_6Sn_5 จากการใช้แบบจำลองทางคณิตศาสตร์ของอาร์เรเนียส พลังงานกระตุ้นสำหรับการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ($\text{Cu}_3\text{Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5$) และ Cu_6Sn_5 มีปริมาณเท่ากับ 75.2 และ 58.6 kJ/mol ตามการคำนวณว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตามลำดับ เมื่อเปรียบเทียบกับวิธีการบัดกรีแบบ Reflow ที่มีปริมาณเท่ากับ 111 kJ/mol แสดงให้เห็นพลังงานกระตุ้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีมากกว่าวิธี Wave soldering ภายใต้สภาวะการบ่มในสภาวะของแข็งโดยมีพารามิเตอร์ในการบัดกรีที่เหมือนกัน [12]

ในงานวิจัยของ Zou และคณะได้ศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในสภาวะของเหลว (Liquid state) ที่อุณหภูมิ 250 °C และสภาวะของแข็งที่อุณหภูมิ 170 °C และทดสอบความแข็งแรงของรอยต่อ Sn-3.8Ag-0.7Cu กับโลหะพื้นเงิน การทดสอบแรงดึงระหว่างการบ่มในสภาวะของแข็งปรากฏเฟส Ag_3Sn และ Ag_5Sn โดยการเติบโตของ Ag_3Sn เกิดจากการควบคุมการแพร่ที่มีสัมประสิทธิ์การแพร่ในสภาวะของแข็งประมาณ $2.50 \times 10^{-17} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ และขนาดของเกรนเพิ่มขึ้นกับการเพิ่มเวลาในการบ่ม สำหรับในสภาวะของเหลวสัมประสิทธิ์การแพร่มีค่าประมาณ $1.6 \times 10^{-14} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ โดยความหนาของ Ag_3Sn ที่เพิ่มขึ้นมีความสัมพันธ์กับเวลาที่บ่ม ผลการทดสอบแรงดึงรอยแตกจะเริ่มเกิดขึ้นที่ระหว่างพื้นผิวโลหะบัดกรีกับชั้น Ag_3Sn ที่มีการขยายตัวและแตกหักในที่สุด ดังนั้นความแข็งแรงระหว่างพื้นผิวเงินกับชั้น Ag_3Sn จึงมากกว่าโลหะบัดกรีกับชั้น Ag_3Sn และความต้านทานแรงดึงของรอยต่อบัดกรีมีการลดลงเล็กน้อยเมื่อเปรียบเทียบกับรอยต่อบัดกรีที่ไม่ผ่านการบ่ม [13]

ในงานวิจัยของ Wang และคณะได้ศึกษาวิวัฒนาการของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu และ Sn-3.0Ag-0.5Cu-1.0Zn จากการบัดกรีด้วยวิธีการจุ่มและการบ่ม ในการบัดกรีที่อุณหภูมิ 260 °C ปรากฏชั้น Cu_6Sn_5 ระหว่างทองแดงกับ Sn-3.0Ag-0.5Cu และชั้น Cu_5Zn_8 ระหว่างพื้นผิวทองแดงกับ Sn-3.0Ag-0.5Cu-1.0Zn ระหว่างการบ่มสำหรับโลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu ปรากฏชั้น Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 (Solder/ Cu_6Sn_5 / Cu_3Sn /Cu) และ Cu_3Sn , Cu_6Sn_5 , Cu_5Zn_8 (Solder/ Cu_5Zn_8 / Cu_6Sn_5 / Cu_3Sn /Cu) สำหรับโลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu-1.0Zn มีช่องว่าง Kirkendall ระหว่างพื้นผิวทองแดงกับชั้น Cu_3Sn ในการบ่มที่อุณหภูมิ 150 และ 170 °C ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของทองแดงและดีบุกมีความหนาเพิ่มขึ้นกับการเพิ่มเวลาในการบ่มซึ่งแตกต่างกับชั้น Cu_5Zn_8 ที่มีความหนาลดลง เนื่องจากการแพร่ของอะตอมทองแดงและสังกะสีไปสู่โลหะบัดกรีและชั้น Cu_6Sn_5 ที่อุณหภูมิการบ่มสูงขึ้นจึงเป็นสาเหตุให้ความหนาลดลง [14]

ในงานวิจัยของ Lu และคณะได้ศึกษาถึงผลกระทบของปริมาณทองแดงบนโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-y%Cu (y = 0.0, 0.5, 1.0 และ 2.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักทองแดง) กับ Under bump metal (UBM) ก่อนและหลังการบ่มที่อุณหภูมิ 150 °C เป็นเวลา 1,000 ชั่วโมง ที่ส่งผลกระทบต่อคุณสมบัติทางกลและความนำเชื่อถือของรอยต่อบัดกรี ในสภาวะก่อนการบ่มปรากฏชั้น Cu_6Sn_5 และ $(Cu, Ni)_6Sn_5$ จากการใช้โลหะบัดกรี Sn-0.3Ag และ Sn-3.5Ag-0.5Cu เมื่อเพิ่มปริมาณทองแดงเป็น 1.0-2.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ชั้นสารประกอบของทองแดงและดีบุกมีลักษณะเป็นแท่งกระจายอย่างไม่เป็นระเบียบโดยมีความหนาเพิ่มขึ้น โลหะบัดกรีที่มีปริมาณทองแดงน้อยเมื่อบัดกรีกับ UBM และผ่านการบ่มปรากฏ Ag_3Sn ที่มีลักษณะเป็นเม็ดกลมชัดเจนขึ้น เมื่อเพิ่มปริมาณไมวากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งยังมีให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ทองแดงเป็น 1.0-2.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก ชั้น Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 มีความหนาเพิ่มขึ้น เมื่อทดสอบแรงเฉือนส่งผลกระทบดีถึงการแตกแบบเปราะ เนื่องจากการเพิ่มปริมาณทองแดงส่งผลให้ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่หนามากจะส่งผลกระทบต่อความแข็งแรงของรอยต่อบัดกรีลดลง [15]

ในงานวิจัยของ Zhao และคณะได้ศึกษากลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะโดยใช้โลหะบัดกรี Sn-3Ag-0.5Cu-xBi ($x = 0, 1$ และ 3 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักบิสมัท) กับโลหะพื้นทองแดงพร้อมทั้งทดสอบแรงเฉือนของรอยต่อบัดกรี โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรีด้วยวิธี Reflow ปรากฏชั้น Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 150 °C เป็นเวลา 1,000 ชั่วโมง และความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิและเวลาการบ่ม การเพิ่มขึ้นของความหนาจากการบัดกรีด้วยโลหะบัดกรี Sn-3Ag-0.5Cu ส่งผลให้เกิดการแตกเปราะจากการทดสอบแรงเฉือน และการเพิ่มบิสมัทในโลหะบัดกรี Sn-3Ag-0.5Cu ช่วยยับยั้งการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ อีกทั้งการเพิ่มบิสมัทยังช่วยปรับปรุงความแข็งแรงของรอยต่อบัดกรีโดยเกิดการแตกแบบเหนียว [16]

ในงานวิจัยของ Duan และคณะได้ศึกษาวิวัฒนาการ โครงสร้างของ Sn-9Zn-3Bi กับโลหะพื้นทองแดงระหว่างการบ่มที่อุณหภูมิสูงจากการนำโลหะบัดกรี Sn-9Zn-3Bi มาบัดกรีกับทองแดงโดยวิธีการจุ่มที่อุณหภูมิ 250 °C ที่เวลา 30 วินาที ผลจากการบัดกรีเกิดรอยแตกระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง และปรากฏเฟสที่มีความเข้มข้นของสังกะสี (Zn-rich phase) บริเวณพื้นผิวโลหะบัดกรี เมื่อบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C เป็นเวลา 200 ชั่วโมง เกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_2Zn_9 และเมื่อบ่มที่เวลา 500 และ 1,000 ชั่วโมง เกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างพื้นผิวโลหะบัดกรีและทองแดงสามชั้น (Cu/Cu-Sn/Cu-Zn/Cu-Sn/Solder) แต่ความหนาของชั้น Cu-Zn ลดลงเมื่อเพิ่มเวลาในการบ่ม โดยชั้น Cu-Zn เกิดจากการแพร่ของสังกะสีไปสู่โลหะพื้นทองแดง และทั้งสองชั้นของ Cu-Sn มีความหนาใกล้เคียงกันจากการแพร่ของอะตอมคินูจากโลหะบัดกรีไปสู่โลหะพื้นทองแดงและอะตอมทองแดงจากโลหะพื้นไปสู่โลหะบัดกรี [17]

ในงานวิจัยของ Yoon และ Jung ได้ศึกษากลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบของทองแดงและคินูระหว่างการบ่มโดยใช้โลหะบัดกรี Sn-5Bi บัดกรีกับทองแดงบริสุทธิ์ที่มีขนาด $10 \times 10 \times 0.2$ mm. โดยใช้ Hot plate บัดกรีที่อุณหภูมิเหนือจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีประมาณ 40 K และนำมาบ่มที่อุณหภูมิ 343, 373, 393, 423, 443, และ 473 K เวลา 30 วัน (720 ชั่วโมง) หลังการบัดกรีปรากฏ Cu_6Sn_5 ที่ระหว่างทองแดงและโลหะบัดกรีที่มีความหนาประมาณ 1 μm เมื่อบ่มที่อุณหภูมิ 343, 373 และ 393 K เวลา 15 วัน ยังคงปรากฏ Cu_6Sn_5 ระหว่างทองแดงและโลหะบัดกรี โดยที่อุณหภูมิ 423, 443 และ 473 K ปรากฏ Cu_3Sn ระหว่างทองแดงและ Cu_6Sn_5 ที่อุณหภูมิ 473 K มีความหนารวมประมาณ 18.6 μm และที่อุณหภูมิ 473 K จะปรากฏ Cu_3Sn ตั้งแต่เวลา 3 วัน จากการทดลองความหนาเฉลี่ยมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับการเพิ่มเวลาในการบ่ม และมีการเติบโตอย่างรวดเร็วกับการบ่มที่อุณหภูมิสูง โดยการประมาณเลขยกกำลังของเวลามีค่าประมาณ 0.5 และสามารถคำนวณพลังงานกระตุ้นของชั้น ($Cu_6Sn_5 + Cu_3Sn$), Cu_6Sn_5 , Cu_3Sn มีค่าเท่ากับไม่ต่างกันมากนัก อีกทั้งยังมีเหตุผลเบื้องต้นว่า และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มาไปใช้

107.1, 93.35 และ 90.5 9 kJ/mol ตามลำดับ Yoon และ Jung ยังได้ศึกษาพฤติกรรมการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu กับโลหะพื้นทองแดงที่ผ่านการเคลือบนิเกิลทองคำ (NiAu) ระหว่างการบ่มและทดสอบความน่าเชื่อถือของรอยต่อบัดกรีโดยการทดสอบแรงเฉือน ในสภาวะการบัดกรีที่อุณหภูมิ 250 °C เวลา 60 วินาที ปรากฏชั้น $(\text{Cu, Ni})_6\text{Sn}_5$ ระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นปรากฏชั้น $(\text{Cu, Ni})_3\text{Sn}_4$ ระหว่าง $(\text{Cu, Ni})_6\text{Sn}_5$ และโลหะพื้น หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 185 °C เป็นเวลา 15 วัน เช่นเดียวกับที่อุณหภูมิ 200 °C เวลา 60 วัน โดยการเติบโตของชั้น $(\text{Cu, Ni})_3\text{Sn}_4$ จะทำลายชั้น $(\text{Cu, Ni})_6\text{Sn}_5$ ผลจากการทดสอบแรงเฉือนเกิดความเสียหายที่โลหะบัดกรีและที่อุณหภูมิ 200 °C เวลา 60 วัน เกิดความเสียหายที่รอยต่อระหว่างโลหะพื้นและโลหะบัดกรี เนื่องจากการเพิ่มความหนาที่ขึ้นอยู่กับเวลาในการบ่มส่งผลให้ความต้านทานแรงเฉือนลดลงเมื่อเวลาการบ่มเพิ่มขึ้น ดังนั้นความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เพิ่มขึ้นและสภาวะความร้อนจากการบ่มส่งผลกระทบต่อความน่าเชื่อถือของรอยต่อบัดกรี สำหรับการศึกษาวិวัฒนาการของชั้นสารประกอบเชิงโลหะและปฏิกิริยาระหว่างพื้นผิวจากการต่อประคบระหว่างทองแดง โลหะบัดกรีและทองแดงที่ผ่านการเคลือบผิวด้วยนิเกิลทองคำ (Cu/Sn-3.5Ag-0.7Cu/ENIG) ระหว่างการบ่มที่อุณหภูมิ 150 °C เมื่อเปรียบเทียบกับ การต่อประคบกับทองแดงที่ไม่ผ่านการเคลือบ (Cu/Sn-3.5Ag-0.7Cu/Cu) รอยต่อบัดกรีทองแดงที่ไม่ผ่านการเคลือบปรากฏ Cu_6Sn_5 ทั้งสองฝั่งระหว่างพื้นผิวโลหะบัดกรีและทองแดงหลังการบัดกรีด้วยวิธี Reflow และปรากฏชั้น Ag_3Sn ระหว่างทองแดงกับชั้น Cu_6Sn_5 หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 150 °C โดยความหนาของชั้น Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn จะเพิ่มขึ้นกับการเพิ่มเวลาในการบ่ม สำหรับการต่อบัดกรี Cu/Solder/ENIG ระหว่างพื้นผิวโลหะบัดกรีกับทองแดงที่ไม่ผ่านการเคลือบมีความราบเรียบและปรากฏชั้น $(\text{Cu, Ni})_6\text{Sn}_5$ ระหว่างพื้นผิวโลหะบัดกรีกับทองแดงที่ผ่านการเคลือบ (Solder/ENIG) หลังการบ่มไม่ปรากฏนิเกิลบนโลหะบัดกรี เนื่องจากชั้นสารประกอบเชิงโลหะของทองแดงและดีบุกจะป้องกันการแพร่ของอะตอมนิเกิลไปสู่โลหะบัดกรี จากนั้น Ni-P ส่งผลกระทบต่อชั้น Ni_3P และ Ni_2SnP มีขนาดบางและไม่เปราะอีกทั้งการรวมกันของชิป (Chip) และโลหะพื้น Metallization ต้องมีการคัดเลือกอย่างรอบคอบสำหรับอุตสาหกรรมการผลิต ถึงความต้องการชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น [18-20]

ในงานวิจัยของ Kerstin และคณะ ได้ศึกษารอยต่อบัดกรีจากการต่อซิลิคอนชิป (Si chip) กับแผ่นวงจรพิมพ์ (Circuit board) และนำมาบ่มด้วยความร้อน ผลปรากฏชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ที่ระหว่างโลหะบัดกรีและชั้น Cu_3Sn ที่ติดกับทองแดง โดยช่องว่าง Kirkendall จะเกิดภายในชั้น Cu_3Sn และจากการใช้การจำลองทางคณิตศาสตร์ (Numerical simulation) ในการทำนายการเติบโตของช่องว่างและการแพร่ การขยายตัวของช่องว่างที่เพิ่มขึ้นจะส่งผลกระทบต่อความเสียหายของรอยต่อบัดกรี [21]

ในงานวิจัยของ Meng และคณะ ได้ศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีสามปัจจัย คือ ปริมาณนิเกิล เวลา และอุณหภูมิ และแต่ละปัจจัยมี 3 ระดับคือ ไม่วารณณ์ใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งยังมีโหลดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

0, 0.05 และ 1.10 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักนิกเกิล, ที่เวลา 1, 3 และ 5 นาที และอุณหภูมิ 235, 250 และ 265 °C กับโลหะผสม Sn-3Ag-0.5Cu และ Sn-3Ag-0.5Cu-0.2Co โดยใช้การวิเคราะห์การถดถอยเพื่อทำนายความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มปริมาณนิกเกิล อุณหภูมิและเวลาในการบัดกรี สำหรับการผสมโคบอลต์ (Cabal: Co) แรงให้เกิดการตกผลึกและการเติบโตอย่างรวดเร็วของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ [22]

ในงานวิจัยของ Yoon และคณะได้พิจารณาผลกระทบของการบ่มที่อุณหภูมิคงที่และสถานะอุณหภูมิความชื้น (Temperature humidity; TH) ของโลหะพื้นบนความนำเชื่อถือของรอยต่อโลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu กับโลหะพื้นทองแดงที่ผ่านการเคลือบด้วยสารอินทรีย์ (Organic solderability preservation) งานวิจัยนี้ได้เปรียบเทียบความแตกต่างของโลหะพื้นที่ผ่านการทดสอบ TH และไม่ทดสอบ TH และการเติบโตของช่องว่าง และในสถานะการบ่มเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะของทองแดงและดีบุกสองชั้น (Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn) ทั้งสองชนิดของโลหะพื้นมีความหนาไม่แตกต่างกัน โดยความหนาเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิและเวลาในการบ่ม สำหรับพลังงานกระตุ้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวมของโลหะพื้นที่ผ่านการทดสอบ TH เท่ากับ 85.5 และ 79.9 kJ/mol สำหรับไม่ทดสอบ TH ตามลำดับ [23]

ในงานวิจัยของ Yu และ Wang ได้ตรวจสอบการเติบโตและความหยาบของสารประกอบเชิงโลหะระหว่างการบัดกรีที่อุณหภูมิ 250 °C ที่เวลา 10, 30, 60, 180 และ 600 วินาที โดยใช้โลหะบัดกรี Sn-3.5Ag, Sn-3.5Ag-0.7Cu, Sn-3.5Ag-1.7Cu และ Sn-0.5Ag-4Cu หลังการบัดกรีที่เวลาน้อยกว่า 30 วินาที โลหะบัดกรีทั้งสี่ชนิดปรากฏ Cu_6Sn_5 ระหว่างโลหะบัดกรีและทองแดงโดยชั้น Ag_3Sn มีลักษณะเป็นแท่งยาวบนพื้นผิวโลหะบัดกรี สำหรับ Sn-3.5Ag-4Cu มีเวลาการบัดกรีที่น้อยกว่า 90 วินาที ชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีลักษณะบางและที่เวลา 180 วินาที ปรากฏชั้น Cu_3Sn ระหว่าง Cu_6Sn_5 และโลหะพื้นทองแดง เมื่อเพิ่มเวลาการบัดกรีเป็น 600 วินาที ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว โดยความหนาแต่ละชนิดเป็นไปตามรูปแบบ Sn-3.5Ag < Sn-3.5Ag-0.7Cu < Sn-3.5Ag-1.7Cu < Sn-0.5Ag-4Cu สำหรับการเพิ่มเวลาการบัดกรี ส่งผลให้ความหยาบผิวเพิ่มขึ้นแต่ยกเว้นโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.5Ag-4Cu ที่มีความหยาบค่อนข้างน้อย เนื่องจากพลังงานระหว่างพื้นผิวกับโลหะบัดกรีเหลวและชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีขนาดสูงมาก [24]

ในงานวิจัยของ Xiaoyan และคณะได้ศึกษาอิทธิพลของเวลาในการบัดกรีแบบ Reflow และการบ่มที่อุณหภูมิ 125, 150 และ 175 °C บนกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีผลต่อคุณสมบัติทางกลของรอยต่อจากการใช้โลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu กับทองแดง หลังการบัดกรีชั้น Cu_6Sn_5 เกิดที่ระหว่างพื้นผิวของทองแดงและโลหะบัดกรี การเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วสำหรับการบัดกรีที่ 20 วินาที เมื่อเปรียบเทียบกับ 200 วินาที ขนาดเกรนของชั้น Cu_6Sn_5 เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มเวลาการบัดกรี และระหว่างการบ่มปรากฏชั้น Cu_3Sn ระหว่างทองแดงและชั้น Cu_6Sn_5 โดยการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นไปตามไมวากร์มิตซ์ทั้งสี่สัณฐาน อีกทั้งยังมีเหตุผลเชิงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีกรณาไปใช้

โมเดลการแพร่ของอาร์เรเนียสที่มีความหนาเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มเวลาในการบ่ม สำหรับการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในงานวิจัยนี้เท่ากับ 8 kJ/mol และ $3.44 \times 10^{-7} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ โดยการเพิ่มขึ้นของเวลาในการบ่มส่งผลให้ความเสียหายจากการทดสอบแรงดึงที่เกิดขึ้นบริเวณโลหะบัดกรีจะเปลี่ยนแปลงไปสู่ระหว่างพื้นผิวของโลหะบัดกรีและชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ดังนั้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มเวลาการบ่มจะทำให้เกิดความเสียหายที่ส่งผลต่อความแข็งแรงและความน่าเชื่อถือของรอยต่อบัดกรีที่ลดลง [25]

ในงานวิจัยของ Arulvanan และคณะได้ศึกษาวิวัฒนาการโครงสร้างจุลภาคในการประกอบ Plastic BGA บนแผ่นวงจรอิเล็กทรอนิกส์ชนิด PCB ที่ผ่านการเคลือบนิเกิลทองคำโดยใช้โลหะบัดกรี Sn-4.0Ag-0.5Cu เมื่อตรวจสอบความน่าเชื่อถือของรอยต่อบัดกรีภายใต้สภาวะที่แตกต่างกัน โดยมีตัวแปรในการออกแบบการทดสอบคือ Pad size, Stencil thickness และ Peale reflow temperature ที่ส่งผลกระทบต่อทดสอบ Thermal cycling โดยใช้การวิเคราะห์ความแปรปรวน (ANOVA) ในการทำนายสภาวะที่เหมาะสมของรอบสูงสุดที่เสียหาย จากการทดลองเลือกใช้ Pad size ขนาด 0.66 mm , Stencil thickness 0.2 mm และอุณหภูมิสูงสุดของการบัดกรีเท่ากับ $235 \text{ }^{\circ}\text{C}$ โดยจะใช้รอบความเสียหายที่ 7718 รอบ ที่สภาวะเริ่มต้นของรอยแตก (Crack initiation) และการขยายตัวของรอยแตก (Crack propagation) เกิดขึ้นที่ระหว่างพื้นผิวระหว่างโลหะบัดกรีและชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Sn-Ni-Cu และมีส่วนประกอบที่กระจายกระจายในโลหะบัดกรีคือ ดิบุกและบริเวณเฟสที่มีความเข้มข้นของเงิน (Ag-rich phase) หลังจากการทดสอบที่ 3,000 รอบ โครงสร้างเริ่มเกิดผลึกของ Sn-Ni-Cu-P ในรอยต่อบัดกรีและชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีความหนาน้อยกว่า $3 \text{ }\mu\text{m}$ การเติบโตของชั้นจะเป็น 10 เปอร์เซ็นต์ และส่วนประกอบไม่มีผลต่อความน่าเชื่อถือของรอยต่อบัดกรี เมื่อเปรียบเทียบกับการศึกษาในอดีต [26]

ในงานวิจัยของ Li และ Chen ได้ศึกษากลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกระบวนการบัดกรีแบบ Reflow ที่อุณหภูมิ $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ และเวลา 2, 6, 15, 30, 60, 120, 240, และ 360 วินาที โดยใช้โลหะบัดกรี Sn-3.5Ag และ Sn-3.5Ag-0.7Cu กับโลหะพื้นทองแดง หลังการบัดกรีปรากฏชั้น Cu_3Sn_2 ระหว่างทองแดงและโลหะบัดกรีที่มีขนาดเกรนของชั้นสารประกอบเพิ่มขึ้นกับการเพิ่มเวลาการบัดกรี สำหรับขนาดเกรนของ Sn-3.5Ag มีขนาดเล็กกว่า Sn-3.5Ag-0.7Cu จึงทำให้ Sn-3.5Ag-0.7Cu มีความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมากกว่า Sn-3.5Ag เนื่องจากการเพิ่มทองแดงในโลหะผสมเงินและดิวคสามารถกระตุ้นการเติบโตของนิวเคลียส และในสภาวะเริ่มต้นของการเติบโตเป็นไปตามกฎของฟิคและมีแนวโน้มเข้าใกล้กฎพาราโบลา (Parabolic law) เมื่อใช้เวลาการบัดกรีที่นานขึ้น จึงใช้โมเดล Phase-lag เพื่อทำนายการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะโดยเปรียบเทียบความถูกต้องของโมเดลกับข้อมูลการทดลอง ผลจากโมเดลความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสูงกว่าการทดลองเล็กน้อย เมื่อเปรียบเทียบกับสัมประสิทธิ์การแพร่จากการทดลองเท่ากับ $3.98 \times 10^{-4} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ และ $3.50 \times 10^{-4} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ สำหรับ Sn-3.5Ag-0.7Cu และ Sn-3.5Ag ตามลำดับ [27]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สมทบไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ในงานวิจัยของ Liu และคณะ ได้ศึกษาผลกระทบของจำนวนที่เพิ่มขึ้นของการบัดกรีแบบ Reflow (1, 2, 4, 6, 8, 10) บนปฏิกริยาระหว่างพื้นผิวและการทดสอบแรงเฉือนของรอยต่อโดยใช้ โลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu และ Sn-37Pb กับโลหะพื้นทองแดงที่ผ่านการจุ่มชุบนิเกิลทองคำ และเคลือบผิวด้วยสารอินทรีย์ โดยการบัดกรีที่อุณหภูมิ 270 °C เป็นเวลา 70 วินาที หลังการบัดกรี โลหะบัดกรีทั้งสองชนิดกับทองแดงที่ผ่านการเคลือบผิวด้วยสารอินทรีย์เกิดขึ้น Cu_6Sn สำหรับ พื้นผิวที่ผ่านการจุ่มชุบนิเกิลทองคำจะปรากฏ $NiSn_4$ และ $(Cu, Ni)_6Sn_5$ จากการใช้โลหะบัดกรี Sn37Pb และ Sn-3.8Ag-0.7Cu ตามลำดับ การเพิ่มขึ้นของจำนวนการ Reflow ทำให้ความหนาของ ชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น โดยขนาดเกรนของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างพื้นผิว SAC มีขนาดใหญ่กว่า Sn-Pb และความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะบนพื้นผิวที่ผ่านการจุ่ม ชุบนิเกิลทองคำมีขนาดน้อยกว่า การเคลือบผิวด้วยสารอินทรีย์การเติบโตระหว่างพื้นผิวทองแดง เร็วกว่านิเกิล เนื่องจากชั้นนิเกิลจะทำหน้าที่ขัดขวางการแพร่ของทองแดง สำหรับการทดสอบ แรงเฉือนของรอยต่อบัดกรีเกิดการแตกแบบเหนียว เนื่องจากทุกจำนวนการบัดกรีมีผลการ ทดสอบแรงเฉือนไม่เปลี่ยนแปลงมากนัก [28]

2.2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

2.2.1 การบัดกรี (Soldering)

การบัดกรี หมายถึง กรรมวิธีในการยึดหรือต่อ (Joining) แผ่นโลหะชิ้นงานสองชิ้นเข้า ด้วยกันโดยโลหะที่นำมาต่อจะไม่หลอมละลายเป็นเนื้อเดียวกันเหมือนการเชื่อม (Welding) แต่ การบัดกรีจะใช้วิธีนำเอาโลหะผสมที่เรียกว่า โลหะบัดกรีหรือตะกั่วบัดกรี (Solder) ซึ่งมีจุด หลอมเหลวต่ำกว่าโลหะชิ้นงานที่นำมาบัดกรีเป็นตัวประสานชิ้นงานให้ติดกัน การบัดกรีต้อง อาศัยตัวช่วยประสานหรือฟลักซ์ (Flux) เพื่อทำความสะอาดผิวหน้าตรงส่วนที่จะบัดกรีก่อน และ ต้องอาศัยความร้อนที่ใช้หลอมละลายโลหะบัดกรีพร้อมทั้งให้ความร้อนแก่ชิ้นงานจากหัวแร้งบัด กรี (Soldering copper)

การบัดกรีโดยทั่วไปแบ่งเป็นชนิดใหญ่ๆ ได้ 2 ชนิด ได้แก่

1. การบัดกรีแข็ง (Brazing) หรือการแล่นประสานเป็นการบัดกรีที่ต้องใช้ความร้อน หลอมตัวประสานหรือโลหะบัดกรีซึ่งมีจุดหลอมละลายเกินกว่า 450 °C (ประมาณ 840 °F) แต่ต่ำ กว่าจุดหลอมละลายของชิ้นงาน โดยปกติตัวประสานจะเป็นโลหะที่ไม่ใช่เหล็ก (Non-ferrous metal) และให้ความร้อนแก่ชิ้นงานจนร้อนแดง (แต่ไม่ละลาย) การบัดกรีชนิดนี้รวมทั้งการบัดกรี เงิน (Silver soldering) ซึ่งมีรอยต่อที่แข็งแรงเกือบเท่ากับรอยเชื่อม

2. การบัดกรีอ่อน (Soft soldering) เป็นการบัดกรีชนิดที่ต้องให้ความร้อนหลอมละลาย โลหะหรือตะกั่วบัดกรีต่ำกว่า 450 °C ใช้สำหรับบัดกรีโลหะแผ่นโดยทั่วไป ซึ่งในการศึกษาครั้ง นี้จะทำการทดลองในกระบวนการบัดกรีอ่อน เพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การบัดกรีที่ดีนั้นจะทำให้ได้รอยต่อที่มีคุณภาพนั้นขึ้นอยู่กับองค์ประกอบ 3 ประการด้วยกันคือ

1. ธรรมชาติของผิวโลหะ (Base metal) ซึ่งครอบคลุมถึงชนิดของโลหะและสภาพผิวของผิวหน้าด้วย

2. ชนิดของโลหะบัดกรีที่ใช้ (Soldering metal)

3. สารประสานหรือฟลักซ์ (Soldering flux)

องค์ประกอบทั้ง 3 นี้จะแปรเปลี่ยนไปด้วยอุณหภูมิที่ใช้ในการบัดกรี จึงอาจกล่าวได้ว่าตัวประกอบทั้ง 3 นี้สัมพันธ์กันอยู่ด้วยความร้อนที่ใช้ในการบัดกรี

2.2.1.1 โลหะพื้น (Base metal)

โลหะพื้นส่วนใหญ่จะเป็นเหล็กและทองแดง ส่วนอะลูมิเนียมก็มีความสำคัญเพราะมีน้ำหนักเบาแต่จะบัดกรียากกว่าเหล็ก ทองแดง และอัลลอยของเหล็กกับทองแดง ตารางที่ 2.1 แสดงถึงชนิดของโลหะต่อความยากง่ายในการบัดกรี แต่จะต้องคำนึงถึงฟลักซ์ที่เหมาะสมด้วยว่าเป็นชนิดว่องไวหรือไม่ ซึ่งจะมีผลต่อการบัดกรี

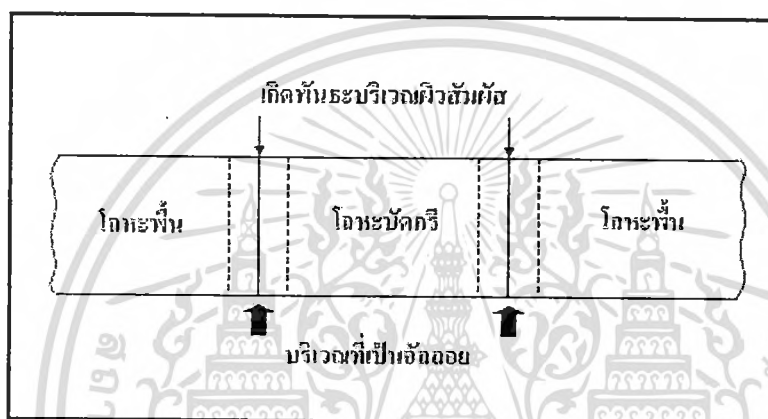
ตารางที่ 2.1 ชนิดของโลหะต่อความยากง่ายในการบัดกรี

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

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

2.2.1.2 โลหะบัดกรี (Solders)

จุดบัดกรีจะเกิดขึ้นจากการใช้โลหะบัดกรีเป็นตัวกลางในการอุดให้แน่น และเชื่อมยึดระหว่างโลหะที่ต้องการเชื่อมให้ติดกัน การบัดกรีจะก่อให้เกิดการเชื่อมโยงกันทางด้านกลศาสตร์ของโลหะบัดกรีกับความหยาบบนผิวหน้าที่ไม่สม่ำเสมอของโลหะพื้นผิว อุณหภูมิของการบัดกรีที่เหมาะสม จะทำให้โลหะบัดกรีหลอมเป็นของเหลวไม่เกิน $427\text{ }^{\circ}\text{C}$ สำหรับโลหะบัดกรีชนิดแข็ง (Hard solder) จะไม่เกิน $315\text{ }^{\circ}\text{C}$ และควรต่ำกว่าจุดหลอมตัวของโลหะที่จะบัดกรี พันธะระหว่างโลหะบัดกรีกับโลหะที่จะบัดกรีจะมีมากกว่าแรงเกาะติดทางกลซึ่งก็คือ พันธะโลหะทั้งสองแรงจะส่งผลให้เกิดความแข็งแรงของการเกาะติดดังแสดงในรูปที่ 2.1



รูปที่ 2.1 การเกิดการเชื่อมประสานของโลหะบัดกรี

ตะกั่วบัดกรีเป็นโลหะผสมระหว่างดีบุกและตะกั่วในอัตราส่วนที่แตกต่างกัน และอาจมีโลหะอื่นๆ ผสม เช่น แอนติโมนี เงิน แคดเมียม อินเดียม และบิสมัท ซึ่งช่วยควบคุมสมบัติทางกลและทางกายภาพของตะกั่วบัดกรี เช่น ความแข็ง ความต้านทานการกัดกร่อนและช่วงของอุณหภูมิการหลอมเหลว ซึ่งจะถูกออกแบบให้เหมาะกับการใช้งาน โดยดีบุกจะเริ่มหลอมเหลวที่อุณหภูมิ $327\text{ }^{\circ}\text{C}$ และอ่อนตัวหลอมเหลวลงมาถึงอุณหภูมิ $283\text{ }^{\circ}\text{C}$ ส่วนตะกั่วจะเริ่มหลอมเหลวที่อุณหภูมิ $232\text{ }^{\circ}\text{C}$ และอ่อนตัวหลอมเหลวลงมาถึงอุณหภูมิ $183\text{ }^{\circ}\text{C}$ หากใช้ดีบุกหรือตะกั่วเพียงอย่างใดอย่างหนึ่งในการบัดกรีจะไม่เหมาะสม เนื่องจากจุดหลอมเหลวสูงเกินไปและในขณะที่โลหะบัดกรีอยู่ในสถานะอ่อนตัวหลอมเหลว หากมีการเคลื่อนไหวที่รอยต่อจะทำให้ได้รอยต่อที่ไม่ดีและราคาของดีบุกก็แพงกว่าตะกั่วถึง 20 เท่า เมื่อนำเอาดีบุกและตะกั่วมาผสมกันในอัตราส่วนที่พอเหมาะ จะทำให้ได้ตะกั่วบัดกรีที่มีจุดหลอมเหลวและอุณหภูมิช่วงอ่อนตัวลดต่ำลง อัตราส่วนระหว่างดีบุก 63 เปอร์เซ็นต์ และตะกั่ว 37 เปอร์เซ็นต์ ทำให้ส่วนผสมนี้ไม่มีบริเวณที่เป็นสถานะอ่อนตัวหลอมเหลว โดยจะเปลี่ยนสถานะจากของแข็งไปเป็นของเหลวที่อุณหภูมิแน่นอน คือที่ $183\text{ }^{\circ}\text{C}$ ซึ่งเป็นสิ่งที่ไม่พึงปรารถนาเนื่องจากทำให้เกิดความเปราะภายใต้สภาวะการใช้งาน

ไม่ทราบใครใดทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

อัตราส่วนที่นิยมใช้กันมากที่สุดของตะกั่วบัดกรีที่ใช้ในงานทางอิเล็กทรอนิกส์ คือ ดีบุก 60 เปอร์เซ็นต์ และตะกั่ว 40 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งเรียกกันว่า ตะกั่วบัดกรีแบบ 60/40 ถูกจัดว่าเป็นตะกั่วแบบอ่อน โดยจะหลอมเหลวที่อุณหภูมิ 188 °C และมีย่านที่เป็นสถานะอ่อนตัวหลอมเหลวประมาณ 5 °C ซึ่งจะทำให้ได้ความแข็งแรงดีที่สุด และมีค่าความต้านทานทางไฟฟ้าต่ำสุดด้วย สำหรับรอยต่อซึ่งจำเป็นต้องทนต่ออุณหภูมิสูงหรือต้องการความแข็งแรงทางกลมากๆ จำเป็นต้องใช้ตะกั่วบัดกรีแบบแข็ง ซึ่งจะประกอบด้วยอัตราส่วนผสมของดีบุกต่อตะกั่ว 30/70 และมีช่วงหลอมเหลวที่ 255 ถึง 275 °C

2.2.1.3 ฟลักซ์ (fluxes)

คำว่าฟลักซ์ มาจากภาษาละตินมีความหมายว่า Flow ในโลหะบัดกรีฟลักซ์ยังมีหน้าที่อื่นๆ นอกเหนือจากการช่วยให้โลหะบัดกรีไหล เป็นที่เชื่อกันว่าฟลักซ์จะไม่เกิดพันธะ แต่เหมือนจะเป็นตัวเร่งปฏิกิริยาเคมี การบัดกรีโดยไม่มีฟลักซ์ซึ่งใช้ประโยชน์ในอุตสาหกรรมก็อาจทำได้ แต่ถ้ามีฟลักซ์จะทำให้การบัดกรีสะดวกขึ้น โดยฟลักซ์ทำหน้าที่หลักๆ ดังนี้คือ เป็นตัวทำให้ผิวหน้าโลหะพื้นไม่ให้มีสิ่งสกปรกพวกออกไซด์และทำให้ชิ้นงานสะอาด อีกทั้งทำให้โลหะบัดกรีแผ่ขยายไปเป็นผลให้เกาะติดได้ง่าย

ฟลักซ์สามารถแบ่งออกเป็นประเภทใหญ่ๆ ได้ 2 ประเภท คือ

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

2. ฟลักซ์อนินทรีย์ (Inorganic fluxes) เป็นฟลักซ์ประเภทที่มีการกัดกร่อน (Corrosive fluxes) ได้แก่ กรดและเกลืออนินทรีย์ชนิดต่างๆ โดยปกติจะใช้ฟลักซ์จำพวกนี้เมื่อมีปัญหาจากการเกิดออกซิเดชันระหว่างโลหะบัดกรีกับอากาศ เนื่องจากฟลักซ์กลุ่มนี้สามารถปกป้องรอยเชื่อมได้ค่อนข้างดี หลังจากการบัดกรีฟลักซ์ที่หลงเหลืออยู่จะถูกกำจัดออกไปโดยใช้สารละลายหรือตัวทำละลายเคมี

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

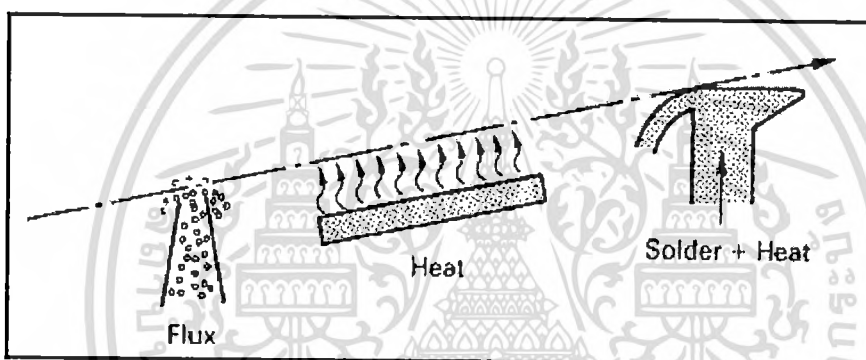
สังกะสีคลอไรด์ (Zinc chloride) หรือบางครั้งเรียกว่า Cut acid, Cured acid หรือ Killed acid ใช้เป็นฟลักซ์ในการบัดกรี เหล็กอบสังกะสี (Galvanized steel) สังกะสี ทองเหลือง ทองแดง และตะกั่ว เป็นฟลักซ์ที่ไม่มีสี ไม่มีกลิ่น กัดกร่อน โลหะและอันตรายมากเท่าๆ กรดเกลือ ฉะนั้นในการทำฟลักซ์ชนิดนี้จะต้องทำความสะอาดระมัดระวัง เพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การทำสังกะสีคลอไรด์สามารถทำได้โดยการตัดแผ่นสังกะสีเป็นชิ้นเล็กๆ ใส่งไปใน ถ้วยที่บรรจุกรดเกลือ และเกิดการทำปฏิกิริยาโดยกรดเกลือจะละลายสังกะสีใลก๊าซไฮโดรเจน ระเบิดขึ้นมา น้ำกรดที่เหลือนี้จะเป็นสังกะสี คลอไรด์ดังสมการ $2\text{HCl} + \text{Zn} \longrightarrow \text{ZnCl}_2 + \text{H}_2$

2.2.1.4 วิธีการบัดกรี (Soldering methods)

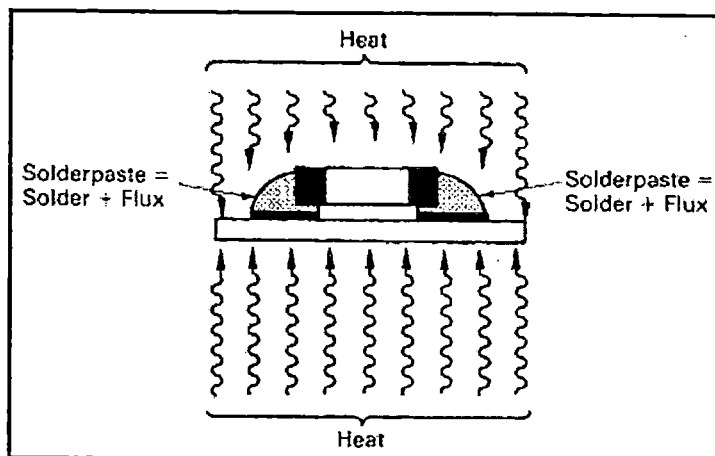
สำหรับ ในกระบวนการบัดกรีนอกจากการบัดกรีด้วยมือ (Hand soldering) แล้วใน อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ยังมีวิธีการดังต่อไปนี้

1. การบัดกรีแบบเวฟ (Wave soldering) เป็นการบัดกรีอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ลงบน Printed circuit board (PCB) โดยที่ PCB ที่มีอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ติดอยู่เคลื่อนที่ผ่านไปบนอ่าง ของโลหะบัดกรีเหลว และของเหลวดังกล่าวจะถูกดูดและพ่นไปยังด้านล่างของ PCB เพื่อให้ โลหะบัดกรีเชื่อมต่ออุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ เข้ากับวงจรดังแสดงในรูปที่ 2.2



รูปที่ 2.2 การบัดกรีแบบเวฟ

2. การบัดกรีแบบรีโฟลว์ (Reflow soldering) โดยทั่วไปจะใช้ในการเชื่อมอุปกรณ์ อิเล็กทรอนิกส์ที่เรียกว่า Surface mount components กับ PCB ในกระบวนการนี้จะใช้โลหะบัดกรี ที่อยู่ในรูปของครีม (Paste) โดยโลหะบัดกรีจะผสมอยู่กับฟลักซ์และตัวยึด (Binder) ซึ่งจะถูกลงบนตำแหน่งที่ต้องการบน PCB แล้ววางอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ลงบนโลหะบัดกรี หลังจากนั้น PCB จะถูกให้ความร้อนจนกระทั่งโลหะบัดกรีเกิดการหลอมละลายแล้วเชื่อม อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์เข้ากับวงจรดังแสดงในรูปที่ 2.3 เมื่ออุณหภูมิลดลงโลหะบัดกรีก็จะ กลายเป็นของแข็งที่สามารถนำไฟฟ้าได้



รูปที่ 2.3 การบัดกรีแบบรีโฟลว์

2.2.2 ข้อควรพิจารณาเบื้องต้นในการเลือกใช้โลหะบัดกรีแบบไร้สารตะกั่ว

ตะกั่วบัดกรีที่เป็นส่วนผสมระหว่างดีบุกและตะกั่ว (Tin-lead) โดยส่วนผสมที่นิยมใช้งานคือ 63Sn/37Pb มีข้อดีหลายประการเช่น ราคาถูก จุดบัดกรีมีความแข็งแรง ความเงางามและนำไฟฟ้าได้ดี เป็นต้น ดังนั้นการที่จะนำโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วมาใช้งานแทน ตะกั่วบัดกรีชนิด 63Sn/37Pb นั้น มีข้อควรพิจารณาเบื้องต้นดังนี้

1. ราคาของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วโดยทั่วไปจะสูงกว่าตะกั่วบัดกรี 63Sn/37Pb อย่างน้อย 35% ขึ้นไป เนื่องจากโลหะที่จะนำมาแทนสารตะกั่วจะเป็นโลหะที่หาได้ยาก และมีอยู่อย่างจำกัด เช่น บิสมัท (Bismuth) อินเดียม (Indium) หรือเงิน (Silver) เป็นต้น จะส่งผลให้ต้นทุนของสินค้าสูงขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งถ้าเป็นการใช้โลหะบัดกรีแบบแท่ง (Solder bar) สำหรับเครื่อง Wave soldering หรือโลหะบัดกรีแบบเส้น (Solder wire) สำหรับการบัดกรีด้วยมือ จะมีปริมาณการใช้สูงกว่าตะกั่วเหลวซึ่งโดยทั่วไปปริมาณโลหะบัดกรีแบบแท่งหรือแบบเส้นที่ใช้จะเป็นส่วนประกอบหลักของต้นทุนการผลิต

2. จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วโดยทั่วไปจะสูงกว่าตะกั่วบัดกรี การที่โลหะบัดกรีมีจุดหลอมเหลวสูง ก็หมายถึงเราต้องปรับตั้งอุณหภูมิของเครื่องหลอมตะกั่วให้สูงขึ้นด้วย ซึ่งอาจทำให้ชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์เสียหายได้ หรืออาจทำให้แผงวงจรเกิดการเปลี่ยนสีหรือเสียรูปเนื่องจากอุณหภูมิที่สูงเกินไป

3. ความสามารถในการนำไฟฟ้าต้องดีพอที่จะไม่ทำให้ประสิทธิภาพการทำงานของวงจรอิเล็กทรอนิกส์ลดลง

4. ความสามารถในการถ่ายเทความร้อนที่เกิดจากอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ต้องดีพอ

5. ต้องมีความเป็นพิษต่อสภาพแวดล้อมและร่างกายต่ำ ซึ่งเป็นจุดประสงค์หลักของการใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานในองค์กรเท่านั้น ไม่สามารถเผยแพร่ไปภายนอกองค์กรได้
ไม่มีทรัพย์สินทางปัญญาอื่นที่ห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

6. ต้องใช้ได้ดีกับเครื่องหลอมตะกั่วที่มีอยู่โดยไม่ต้องดัดแปลงมาก หรือต้องซื้อระบบใหม่ อาจยอมรับการดัดแปลงโดยเล็กน้อย เช่น เพิ่มระบบจ่ายก๊าซไนโตรเจน (N_2) ในเครื่อง Wave soldering หรือเครื่อง Reflow soldering เพื่อปรับปรุงคุณภาพของจุดบัดกรี เนื่องจากต้นทุนของการติดตั้งระบบจ่ายก๊าซไนโตรเจนโดยทั่วไปจะไม่สูงมากนัก

7. คุณสมบัติทางกายภาพ เช่น ความแข็งแรง ความทนทานของจุดบัดกรีต้องไม่ด้อยไปกว่าตะกั่วบัดกรีชนิด 63Sn/37Pb

8. ควรหลีกเลี่ยงหลอมเหลวคองที่ เนื่องจากในการผลิตสินค้าปริมาณมากๆ (Mass volume) จะต้องมีการควบคุมความผันแปรต่างๆ ในขบวนการผลิตเพื่อไม่ให้ปริมาณของเสียในการผลิตมีมากเกินไป เป็นที่น่าสังเกตว่าโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะตั้งแต่ 4 ชนิดขึ้นไปจะมีจุดหลอมเหลวที่มีลักษณะเป็นช่วงอุณหภูมิไม่คงที่ที่อุณหภูมิใดอุณหภูมิหนึ่ง ดังนั้นการเลือกใช้โลหะบัดกรีประเภทนี้จะทำให้ประสบปัญหาในขบวนการผลิตได้

9. ความสวยงามของจุดบัดกรี (Solder joint cosmetics) ควรจะใกล้เคียงกับตะกั่วบัดกรีชนิด 63Sn/37Pb

10. โลหะที่จะนำมาทดแทนสารตะกั่วจะต้องหาได้ง่าย ผู้ผลิตสามารถผลิตออกมาแข่งขันกันได้อย่างกว้างขวาง ซึ่งจะส่งผลให้ราคาตกลงในอนาคต

11. ถึงแม้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วกำลังเป็นที่นิยม ดังที่กล่าวมาข้างต้นแต่ก็ต้องยอมรับว่าผู้ผลิตแผ่นวงจรพิมพ์ และอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ชนิดติดตั้งบนพื้นผิว (SMD) หลายรายยังคงไม่สามารถเลิกใช้โลหะบัดกรีที่มีสารตะกั่วได้ในเวลาอันสั้น ดังนั้นข้อของอุปกรณ์ SMD หรือลายวงจรบนแผ่นวงจรพิมพ์ก็ยังคงมีสารตะกั่วเป็นส่วนประกอบที่สำคัญ ดังนั้นจึงต้องพิจารณาถึงความสามารถในการเชื่อมประสานกันระหว่างโลหะบัดกรีแบบไร้สารตะกั่วกับสารตะกั่วที่อยู่บนข้อของอุปกรณ์ SMD และแผ่นวงจรพิมพ์ด้วย ซึ่งถ้าไม่สามารถเชื่อมประสานกันได้ดีก็อาจทำให้จุดบัดกรีนั้นไม่แข็งแรงเพียงพอต่อการนำไปใช้งานหรือมีผลกับการใช้งานของผลิตภัณฑ์ในระยะยาว

2.2.2.1 โลหะทดแทนสารตะกั่ว

โลหะบัดกรีโดยทั่วไปจะเป็นส่วนผสมระหว่างโลหะตั้งแต่สองชนิดขึ้นไป เช่น ดีบุก-ตะกั่ว (Tin-lead) เป็นต้น ถึงแม้จะมีความพยายามในการเลิกใช้สารตะกั่วโดยใช้โลหะชนิดอื่นมาทดแทน แต่ก็ยังคงต้องใช้ดีบุก (Tin) เป็นโลหะหลักในส่วนผสมของโลหะบัดกรี เนื่องจากดีบุกมีราคาถูก หาได้ง่าย มีคุณสมบัติทางกายภาพที่ดี นำไฟฟ้าและความร้อนได้ดี มีคุณสมบัติในการเชื่อมประสานที่ดี นอกจากนี้ดีบุกยังเป็นส่วนผสมหลักของตะกั่วบัดกรีที่หลายคนคุ้นเคย คือ 63Sn/37Pb

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า โลหะที่มีการพิจารณาและนำมาทดแทนสารตะกั่วโดยนำมาผสมกับดีบุกมีหลายชนิดด้วย ไม่ว่าจะวิธีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งยังมีเหตุผลเปลี่ยนแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

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

ตารางที่ 2.2 คุณสมบัติบางประการของโลหะทดแทนตะกั่ว

โลหะ	ราคาโดยประมาณ (US\$) ต่อ น้ำหนักหนึ่งปอนด์	ความหนาแน่นที่อุณหภูมิ 25 °C (ปอนด์ต่อลูกบาศก์นิ้ว)	จำนวนที่สามารถผลิตได้ต่อปี (ล้านปอนด์)	ความยากง่ายในการหามาใช้งาน
สังกะสี (Zn)	0.50	0.258	1560	หาง่าย
ทองแดง (Cu)	0.65	0.324	4900	หาง่าย
พลวง (Sb)	0.80	0.239	100	หาง่าย
ดีบุก (Sn)	3.50	0.264	180	หาง่าย
เงิน (Ag)	84.20	0.379	3.5	มีจำกัด
บิสมัท (Bi)	3.40	0.354	9	มีจำกัด
อินเดียม (In)	125.00	0.264	0.2	ขาดแคลน
ตะกั่ว (Pb)	0.45	0.41		

สาเหตุที่โลหะดังกล่าวถูกนำมาพิจารณา ก็เพราะว่า เมื่อนำโลหะเหล่านี้มาผสมกับดีบุกแล้วจุดหลอมเหลวจะมีแนวโน้มที่ต่ำลง มีคุณสมบัติทางไฟฟ้าและทางกายภาพที่ดีพอเป็นที่ยอมรับได้ นอกจากนี้ยังได้แสดงให้เห็นถึงคุณสมบัติบางประการของโลหะเหล่านี้ เช่นราคาต่อน้ำหนักหนึ่งปอนด์ ค่าความหนาแน่น จำนวนที่สามารถผลิตได้ต่อปี และความยากง่ายในการหามาใช้งาน

นอกจากโลหะชนิดต่างๆ ที่กล่าวมาแล้วบรรดาผู้ผลิตหลายรายก็ได้มีการเสนอส่วนผสมแบบต่างๆ ออกมามากมายถึงกว่า 75 ชนิดในปัจจุบัน แต่จะสรุปมาให้พิจารณาเพียง 12 ชนิด ดังตารางที่ 2.3

ตารางที่ 2.3 ส่วนผสมชนิดต่างๆที่สามารถนำมาทดแทนโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว

ส่วนผสม	จุดหลอมเหลว (°C)	ราคา (US\$) ต่อ น้ำหนักหนึ่ง ปอนด์	ราคา(US\$) ต่อปริมาตร หนึ่งลูกบาศก์ นิ้ว	ความหนาแน่นที่อุณหภูมิ 25 °C (ปอนด์ต่อลูกบาศก์นิ้ว)
63.0Sn/37.0Pb	183	2.37	0.75	0.318
42.0Sn/58.0Bi	139	3.44	1.09	0.316
77.2Sn/20In/2.8Ag	179-189	30.06	8.02	0.267
91Sn/9Zn	199	3.23	0.85	0.263
91.8Sn/3.4Ag/4.8Bi	208-215	6.24	1.70	0.272
90Sn/7.5Bi/2.0Ag/0.5Cu	186-212	5.09	1.39	0.273
96.2Sn/2.5Ag/0.8Cu/0.5Sb	213-219	5.84	1.46	0.267
95.5Sn/4.0Ag/0.5Cu	217-218	6.55	1.76	0.269
95Sn/3.5Ag/1.5In	218	8.15	2.18	0.268
93.5Sn/3.5Ag/3.0Bi	216-220	5.92	1.59	0.269
96.5Sn/3.5Ag	221	6.32	2.33	0.368
99.3Sn/0.7Cu	227	3.48	0.92	0.264
95.0Sn/5.0Sb	232-240	3.37	0.88	0.263

หมายเหตุ:

- สังเกตว่าส่วนผสมของโลหะบัดกรีทุกชนิดในตารางจะมีดีบุกเป็นส่วนประกอบหลัก
- ราคาต่อปริมาตรหนึ่งลูกบาศก์นิ้วเป็นราคาที่นิยมใช้ในการเปรียบเทียบราคาของตะกั่วเหลว

มีข้อมูลเกี่ยวกับส่วนผสมบางชนิดในตารางที่ 2.3 ที่สามารถใช้เป็นแนวทางในการเลือกส่วนผสมที่เหมาะสมกับขบวนการผลิต โดยพิจารณาจากข้อดี ข้อเสียต่าง ๆ ดังนี้

อินเดียม (Indium) – อินเดียมเป็น โลหะที่สามารถทำให้จุดหลอมเหลวของส่วนผสมลดลง

ได้ดีเมื่อนำมาผสมกับดีบุก มีคุณสมบัติทางกายภาพและความสามารถในการเชื่อมประสานที่ดี แต่

ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

อินเดียมเป็นโลหะที่มีจำนวนจำกัด และเริ่มขาดแคลนในปัจจุบัน จึงทำให้มีราคาสูง

สังกะสี (Zinc) - สังกะสี เป็นโลหะที่มีราคาถูก (ราคาของสังกะสีมีราคาใกล้เคียงกับตะกั่ว) หามาใช้งานได้ง่าย แต่ข้อเสียก็คือสังกะสีทำปฏิกิริยากับออกซิเจนได้เร็ว เกิดเป็นสังกะสีออกไซด์ ซึ่งออกไซด์นี้จะไปลดความสามารถในการเชื่อมประสานและทำให้เกิดขี้ตะกั่ว (Dross) ปริมาณมากในเครื่อง Wave soldering ถึงแม้ว่าอาจใช้ก๊าซไนโตรเจนมาลดปัญหาเรื่องออกไซด์ได้ แต่สังกะสีก็ยังไม่เป็นที่นิยมใช้ในปัจจุบันยังต้องมีการทดลองใช้งานกันอีกต่อไป

บิสมัท (Bismuth) - บิสมัท เป็นโลหะที่สามารถทำให้จุดหลอมเหลวของส่วนผสม (Alloy) ลดลงได้ดีเหมือนอินเดียมและยังมีคุณสมบัติทางกายภาพ ความสามารถในการเชื่อมประสานที่ดีมาก แต่ข้อเสียก็คือจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีที่มีบิสมัทเป็นส่วนผสมจะต่ำเกินไป โดยเฉพาะถ้าบิสมัทมีการปนเปื้อนกับตะกั่วที่อยู่บนแผ่นวงจรพิมพ์หรือขั้วของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์จะเกิดเป็นส่วนผสมของ Sn/Pb/Bi ซึ่งจุดหลอมเหลวต่ำถึง 96 °C จึงทำให้ไม่เหมาะกับการใช้งาน อาจมีผลให้จุดบัดกรีไม่แข็งแรงเกิดมีรอยแตกร้าวได้ง่ายนอกจากนี้ราคาของบิสมัทในปัจจุบันก็ยังคงสูง

โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะ 4-5 ชนิด บรรดาผู้ผลิตต่างๆ พยายามที่จะทำการทดลองหาส่วนผสมระหว่างโลหะหลายๆ ชนิดเพื่อให้ได้ส่วนผสมที่ดีที่สุด แต่เป็นที่น่าสังเกตว่าส่วนผสมเหล่านี้จะให้จุดหลอมเหลวที่มีค่าเป็นช่วง ซึ่งทำให้การควบคุมกระบวนการผลิตทำได้ลำบากและการผสมโลหะหลายๆ ชนิดเข้าด้วยกันให้มีอัตราส่วนที่คงที่แน่นอนในแต่ละครั้งก็ทำได้ยากกว่าการผสมโลหะเพียงแค่ 2-3 ชนิด การที่ส่วนผสมเปลี่ยนแปลงไปเพียงเล็กน้อยก็อาจทำให้คุณสมบัติโดยรวมเปลี่ยนแปลงไปมาก ด้วยเหตุผลนี้ก็ทำให้โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะ 4-5 ชนิดยังไม่เป็นที่นิยมในปัจจุบัน แต่ก็มีบางบริษัทในญี่ปุ่นที่มีการใช้โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะ 5 ชนิด

นอกจากนี้ความเหมาะสมในการนำโลหะบัดกรีมาใช้งาน ยังขึ้นอยู่กับกระบวนการผลิตที่มีการใช้อยู่ เช่น ถ้ากรณีเป็นโลหะบัดกรีแบบแท่ง (Solder bar) หรือโลหะบัดกรีแบบเส้น (Solder wire) สำหรับใช้กับเครื่อง Wave soldering หรือการบัดกรีด้วยมือตามลำดับ จะมีลักษณะที่ในการพิจารณาดังนี้

1. อุณหภูมิของบ่อตะกั่ว (Solder pot) ไม่ควรเกิน 260 °C
2. ปริมาณงานเสียต่ำ
3. ราคาต่ำ
4. มีขี้ตะกั่ว (Dross) น้อย

การพิจารณาเลือกโลหะบัดกรีสำหรับการบัดกรีด้วยมือมีหลักเกณฑ์คล้ายๆ กับการบัดกรีแบบเวฟ

คือในเรื่องราคาและจุดหลอมเหลวที่ไม่สูงเกินไป ทำให้ไม่ต้องปรับอุณหภูมิของหัวแร้งให้สูงตาม เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ไปด้วย ในกรณีของตะกั่วแบบครีม (Solder paste) ที่ใช้กับเครื่องบัดกรีแบบรีโฟลว์เรื่องของราคาไม่ใช่หลักเกณฑ์สำคัญในการพิจารณา เนื่องจากราคาของตะกั่วเหลวจะเป็นอัตราส่วนที่น้อยเมื่อเทียบกับต้นทุนการผลิตรวม ดังนั้นการพิจารณาจะเน้นในเรื่องจุดหลอมเหลวที่ต่ำเป็นสำคัญ ซึ่งในที่นี้จะมี 95.5Sn-4.0Ag-0.5Cu (จุดหลอมเหลว = 217-218 °C) และ 96.5Sn-3.5Ag (จุดหลอมเหลว = 221 °C) เป็นทางเลือก

เป็นเรื่องยากที่จะสรุปว่าส่วนผสมใดมีความเหมาะสมมากกว่าถึงแม้ 95.5Sn-4.0Ag-0.5Cu จะมีจุดหลอมเหลวที่ต่ำกว่า แต่ 96.5Sn-3.5Ag ก็มีความได้เปรียบในด้านที่เป็นส่วนผสมของโลหะเพียงแค่ 2 ชนิดซึ่งสามารถควบคุมความแน่นอนของส่วนผสมได้ดีกว่า บริษัทอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ชั้นนำต่างก็มีการศึกษาส่วนผสมทั้ง 2 ชนิดพอๆ กัน

ตารางที่ 2.4 คุณสมบัติบางประการระหว่าง Sn/Ag กับ Sn/Pb

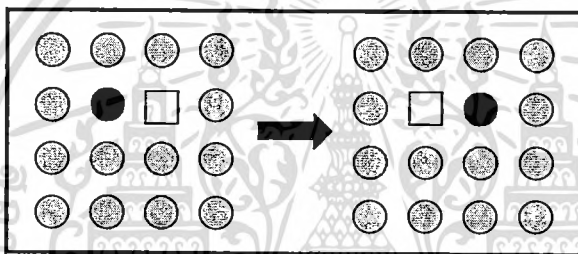
ส่วนผสม	จุดหลอมเหลว (°C)	ความหนาแน่น (kg/m ³)	สัมประสิทธิ์ของการขยายตัวด้านความร้อน (Coefficient of Thermal Expansion) (ppm/°C)	สภาพการนำไฟฟ้า (Electrical Conductivity) (%IACS)	สภาพการต้านทานไฟฟ้า (Electrical Resistivity) ($\mu\Omega/cm$)	ความตึงผิว (Surface Tension) (N/m)	สภาพการนำความร้อน (Thermal Conductivity) (W/[mK])
63Sn/37Pb	183	8400	21.4@25 °C	11.5	14.99	0.49	57.9@32.6 °C
96.5Sn/3.5Ag	221	7290	22 @ 20 °C	14	12.31	0.48	55.3 @ 23.9 °C

ส่วนผสม 96.5Sn/3.5Ag ได้มีการนำมาใช้งานจริงจังกแล้ว ในขณะที่ส่วนผสม Sn/4.0Ag/0.5Cu ยังอยู่ในระหว่างการทดสอบจากหลายบริษัทในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ ซึ่งผลการทดลองที่ออกมาก็เป็นที่ยอมรับเมื่อเทียบกับตะกั่วบัดกรีชนิด 63Sn/37Pb ทั้งในด้านคุณสมบัติในการนำไฟฟ้า ความแข็งแรง ความสวยงามของจุดบัดกรีและความสะดวกในการใช้งาน ตารางที่ 2.4 แสดงผลเปรียบเทียบของคุณสมบัติบางประการระหว่างส่วนผสม 63Sn/37Pb กับ 96.5Sn/3.5Ag ซึ่งมีค่าคุณสมบัติต่างๆ ที่ใกล้เคียงกันมาก

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

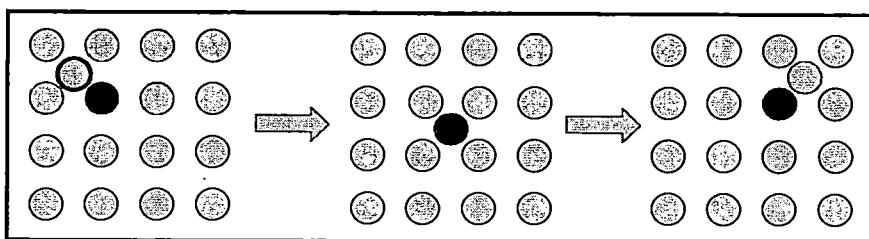
ตำแหน่งจะเป็นอะตอมชนิดเดียวกันเรียกว่า การแพร่ในตัวเอง (Self diffusion) ซึ่งไม่สามารถสังเกตหรือตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงส่วนผสมทางเคมีได้ โดยกลไกการแพร่ในโลหะแบ่งเป็น 2 แบบ คือ

1. การแพร่โดยอาศัยช่องว่าง (Vacancy diffusion) เป็นกลไกการเปลี่ยนตำแหน่งของอะตอมจากตำแหน่งแลตทิซปกติไปยังตำแหน่งแลตทิซข้างๆ ที่ยังว่างอยู่หรือเป็นช่องว่างแสดงได้ดังรูปที่ 2.4 กระบวนการนี้จำเป็นต้องมีช่องว่างอยู่ในวัสดุ และการแพร่โดยอาศัยช่องว่างจะเกิดได้มากน้อยเพียงใดก็ขึ้นกับปริมาณของตำแหน่งชนิดนี้นั่นเอง ทั้งนี้สำหรับโลหะแล้วที่อุณหภูมิสูงจะมีความหนาแน่นของช่องว่างในระดับที่สูงพอสมควร เนื่องจากอะตอมที่กำลังแพร่และช่องว่างต้องแลกเปลี่ยนตำแหน่งกัน ดังนั้นการแพร่ของอะตอมในทิศหนึ่งจึงหมายถึงการเคลื่อนที่ของช่องว่างในทิศตรงกันข้ามด้วย ทั้งการแพร่ในตัวเองและการแพร่ของอะตอมต่างชนิดสามารถเกิดได้ด้วยกลไกนี้



รูปที่ 2.4 กลไกการแพร่โดยอาศัยช่องว่าง

2. การแพร่แบบแทรกที่ (Interstitial diffusion) เป็นกลไกการเคลื่อนที่ของอะตอมจากตำแหน่งแทรกที่ (Interstitial diffusion) ไปยังตำแหน่งข้างเคียงที่ยังว่างอยู่ กลไกนี้จะพบในการแพร่ของอะตอมต่างชนิดของธาตุมลทิน เช่น ไฮโดรเจน คาร์บอน ไนโตรเจน และออกซิเจน ซึ่งมีอะตอมขนาดเล็กพอที่จะแทรกเข้าไปในตำแหน่งระหว่างอะตอม (Interstitial position) ได้ ส่วนอะตอมเจ้าบ้าน (อะตอมของโลหะหลัก) และอะตอมธาตุมลทินที่ละลายแบบแทนที่นั้นมีโอกาสอยู่ในตำแหน่งระหว่างอะตอมน้อยมาก ดังนั้นตามปกติจึงไม่แพร่ด้วยกลไกนี้ และปรากฏการณ์นี้เรียกว่า การแพร่แบบแทรกที่แสดงได้ดังรูปที่ 2.5



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาตจากเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 2.5 กลไกการแพร่แบบแทรกที่

2.2.3.1 การแพร่ในสภาวะคงตัว (Steady-state diffusion)

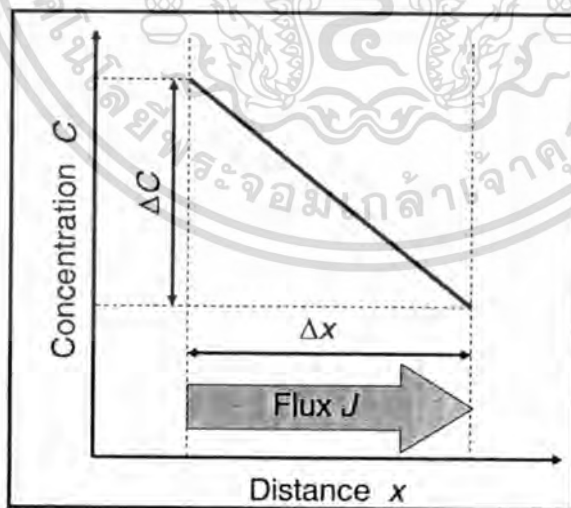
การแพร่เป็นกระบวนการที่อาศัยเวลา กล่าวคือ ในเชิงมหภาค (Macro) แล้วปริมาณของธาตุที่จะถูกขนส่ง (ขนย้าย) ภายในอีกธาตุหนึ่งเป็นฟังก์ชันของเวลา โดยมากแล้วเราจำเป็นต้องทราบว่า การแพร่เกิดได้เร็วเท่าไร และอัตราการขนถ่ายมวลเป็นเท่าไร อัตราเร็วนี้มักถูกแสดงด้วยค่าฟลักซ์การแพร่ (Diffusion flux: J) ซึ่งมีนิยามคือ มวล (หรือจำนวนอะตอม) M ที่แพร่ผ่านวัสดุของแข็งต่อพื้นที่หน้าตัดในทิศตั้งฉากต่อหน่วยเวลาหรือ

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

โดยที่ A คือ พื้นที่ที่มีการแพร่ผ่าน t คือ เวลาที่ใช้ในการแพร่ในรูปแบบเชิงอนุพันธ์จะเขียนสมการ (2.1) ได้เป็น

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

ในกรณีที่ฟลักซ์การแพร่ไม่เปลี่ยนแปลงไปตามเวลาจะเกิดสภาวะคงตัวขึ้น ตัวอย่างหนึ่งของการแพร่ในสภาวะคงตัว ได้แก่ การแพร่ของอะตอมของก๊าซผ่านแผ่นโลหะ โดยที่ความเข้มข้น (หรือความดัน) ของก๊าซที่กำลังแพร่นั้นถูกรักษาไว้ให้คงที่ ณ ผิวของแผ่นโลหะทั้งสองด้าน



รูปที่ 2.6 การเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นแบบเส้นตรง

เมื่อพล็อตค่าความเข้มข้น (C) เทียบกับตำแหน่งหรือระยะทางภายในของแข็ง (x) จะได้เส้นโค้งที่เรียกว่านี้ใช้รูปแบบการเปลี่ยนแปลงของความเข้มข้นหรือโปรไฟล์ของความเข้มข้น (Concentration profile) ค่าความชันของเส้นโค้งนี้ ณ จุดหนึ่งๆ เรียกว่า อัตราผลต่างความเข้มข้นหรือเกรเดียนต์

ของความเข้มข้น (Concentration gradient)

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

ในกรณีนี้โปรไฟล์ของความเข้มข้นเป็นเส้นตรง ดังแสดงในรูปที่ 2.6 สามารถเขียนได้เป็น

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

คณิตศาสตร์ของการแพร่ในสถานะคงตัวในทิศทางเดียว (x) มีความสัมพันธ์ คือ ฟลักซ์การแพร่แปรผันตรงกับเกรเดียนต์ของความเข้มข้น ดังสมการ

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

ค่าคงที่ของการแปรผันตรง D เรียกว่า สัมประสิทธิ์การแพร่ (Diffusion coefficient) ซึ่งมีหน่วยเป็นตารางเมตรต่อวินาที เครื่องหมายลบในสมการระบุทิศทางของการแพร่ คือ การแพร่จะแพร่จากบริเวณที่มีความเข้มข้นสูงไปยังความเข้มข้นต่ำกว่านั่นเอง สมการ (2.5) บางครั้งเรียกว่า กฎข้อที่หนึ่งของฟิค (Fick's first law of diffusion)

2.2.3.2 การแพร่ในสถานะไม่คงตัว (Nonsteady-state diffusion)

สภาพการแพร่ที่เกิดขึ้นจริงมักเป็นแบบไม่คงตัว นั่นคือ ฟลักซ์การแพร่และอัตราผลต่างของความเข้มข้น ณ จุดหนึ่งๆ ในของแข็งมีค่าแปรผันไปตามเวลา และมีการสะสมหรือลดลงของสารที่กำลังแพร่ ณ จุดนั้นเกิดขึ้น ภายใต้เงื่อนไขของสถานะไม่คงตัว สมการ (2.5) ไม่เหมาะสม จึงใช้สมการเชิงอนุพันธ์ย่อย

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

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

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้ $\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$ เท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ผลเฉลยของสมการนี้ (ความเข้มข้นที่เป็นฟังก์ชันของตำแหน่งและเวลา) จะถูกหาได้ก็ต่อเมื่อมีการระบุเงื่อนไขขอบเขตทางกายภาพที่เหมาะสม ผลเฉลยในกรณีสำคัญที่พบในทางปฏิบัติกรณีหนึ่ง ได้แก่ กรณีที่เรียกว่า ของแข็งแบบเซมิอินฟินิต (Semi-infinite solid) ซึ่งความเข้มข้นที่ผิวของแข็งถูกรักษาไว้ให้คงที่ตลอดเวลา โดยส่วนมากแล้ว แหล่งกำเนิดของอะตอมที่จะแพร่ในของแข็งดังกล่าวมักมาจากเฟสของก๊าซ ซึ่งมีค่าความดันย่อยที่ถูกรักษาไว้ให้คงที่ ณ ผิวของแข็งนั่นเอง นอกจากนี้ยังมีสมมติฐานอื่นอีกได้แก่

1. ก่อนที่เกิดการแพร่ สารที่จะแพร่ในของแข็งนั้น มีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอตลอดชิ้นของแข็งด้วยความเข้มข้น C_0
2. ค่าของ x (ตัวแปรบอกตำแหน่ง) เป็นศูนย์ที่ผิวของแข็ง และเพิ่มค่าขึ้นตามระยะลึกเข้าไปในของแข็ง
3. เวลาเป็นศูนย์ ณ เวลาที่เริ่มมีการแพร่เกิดขึ้น

เงื่อนไขขอบเขตดังกล่าวข้างต้น เขียนได้เป็น

$$\begin{aligned} \text{ณ. } t = 0, & \quad C = C_0 \text{ ณ ตำแหน่ง } 0 \leq x \leq \infty \\ \text{เมื่อ } t > 0, & \quad C = C_s \text{ (ความเข้มข้นที่ผิวคงที่) ณ } x = 0 \\ & \quad C = C_0 \text{ ณ } x = \infty \end{aligned}$$

เมื่อแทนค่าเงื่อนไขขอบเขตเหล่านี้ลงในสมการ (2.7) จะได้ผลเฉลยคือ

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

โดยค่า C_x หมายถึงความเข้มข้นที่ความลึกได้ผิว x ณ เวลา t สำหรับนิยามของเกาส์เซียนเออร์เรอร์ฟังก์ชัน (Gaussian error function) คือ

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

เมื่อ

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

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า เกาส์เซียนเออร์เรอร์ฟังก์ชันหาได้จากตารางค่าเออร์เรอร์ฟังก์ชันเทียบกับค่า $x/2\sqrt{Dt}$ มีการนำไปใช้

ตารางที่ 2.5 ค่าของเออร์เรอร์ฟังก์ชัน

Z	erf (z)	z	erf (z)	Z	erf (z)
0.00	0.0000	0.55	0.5633	1.30	0.9340
0.03	0.0282	0.60	0.6039	1.40	0.9523
0.05	0.0564	0.65	0.6420	1.50	0.9661
0.10	0.1125	0.70	0.6778	1.60	0.9763
0.15	0.1680	0.75	0.7112	1.70	0.9838
0.20	0.2227	0.80	0.7421	1.80	0.9891
0.25	0.2763	0.85	0.7707	1.90	0.9928
0.30	0.3286	0.90	0.7970	2.00	0.9953
0.35	0.3794	0.95	0.8209	2.20	0.9981
0.40	0.4284	1.00	0.8427	2.40	0.9993
0.45	0.4755	1.10	0.8802	2.60	0.9998
0.50	0.5205	1.20	0.9103	2.80	0.9999

2.2.3.3 ปัจจัยที่มีผลต่อการแพร่

1. สารที่แพร่ (Diffusion species)

ขนาดของค่าสัมประสิทธิ์การแพร่จะเป็นดัชนีชี้วัดความเร็วที่อะตอมนั้นๆ จะแพร่ไปได้ ทั้งกรณีการแพร่ในตัวเองและการแพร่ระหว่างอะตอมต่างชนิดในระบบโลหะบางระบบ ชนิดของสาร (อะตอม) ที่แพร่เองและตัวโลหะแม่ (โครงสร้างหลัก-Host metal) ล้วนมีผลต่อสัมประสิทธิ์การแพร่ ยกตัวอย่างเช่น การแพร่ในตัวเองและการแพร่ของคาร์บอน (อะตอมต่างชนิด) ในเหล็ก แอลฟาที่ 500 °C มีความแตกต่างกันมาก ค่า D ของการแพร่ของคาร์บอนมีค่าสูงกว่ามาก ความแตกต่างที่บ่งบอกถึงความแตกต่างของอัตราเร็วในการแพร่โดยอาศัยช่องว่าง และการแพร่แบบแทรกที่ดังได้อภิปรายไว้ข้างต้นแล้ว การแพร่ในตัวเองต้องอาศัยช่องว่าง ขณะที่การแพร่ของคาร์บอนในเหล็กเป็นการแพร่แบบแทรกที่

2. อุณหภูมิ (Temperature)

เนื่องจากการแพร่ในระดับอะตอมเกี่ยวข้องกับการเคลื่อนที่ของอะตอม อุณหภูมิจึงมีผลอย่างรุนแรงที่สุดต่อสัมประสิทธิ์และอัตราเร็วของการแพร่ผลของอุณหภูมิต่อสัมประสิทธิ์การแพร่มักเขียนในรูปของสมการอาร์เรเนียส (Arrhenius equation) ถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.2.4 เฟสไดอะแกรมของโลหะบัดกรี

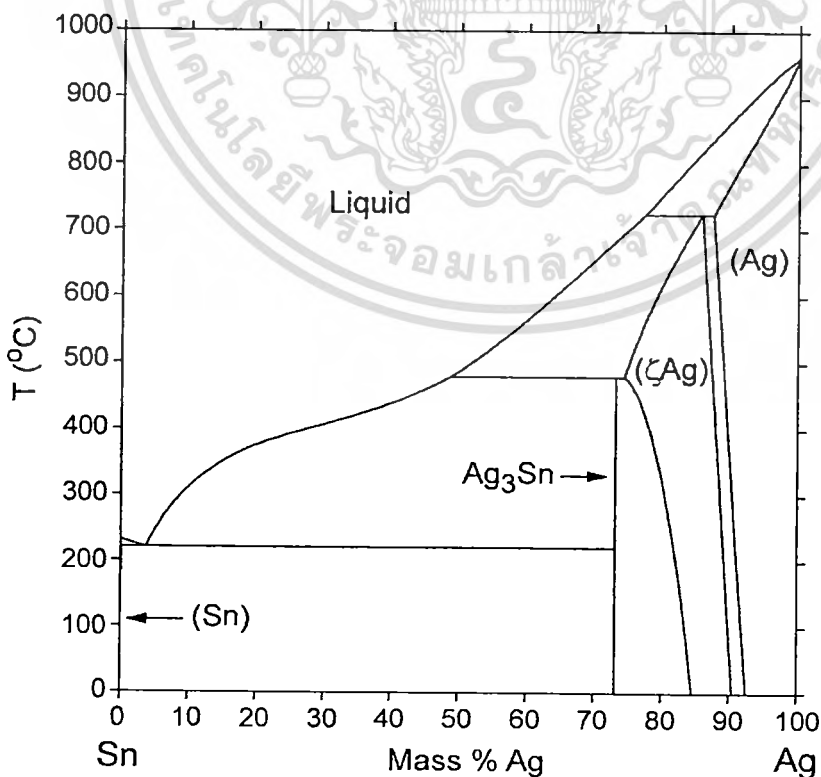
2.2.4.1 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก - เงิน (Sn - Ag)

ปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมดีบุก - เงิน จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิประมาณ 220.3 °C ที่อุณหภูมินี้จะถูกเรียกว่า อุณหภูมิยูเทคติก (Eutectic temperature) ดังแสดงในรูปที่ 2.7 ซึ่งอุณหภูมิยูเทคติกเป็นอุณหภูมิที่ต่ำที่สุดที่เฟสของเหลวจะยังคงมีอยู่ในระบบ และสภาวะที่จุดยูเทคติกนี้ เฟสของเหลวจะเปลี่ยนสภาพเป็นเฟสของแข็ง 2 เฟส ในปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมดีบุกและเงินซึ่งจะเกิดเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn และเป็นเฟสของ Sn ซึ่งสมการของปฏิกิริยามีดังนี้



โดยในปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมดีบุก - เงิน แต่ละเฟสจะมีส่วนผสมดังนี้

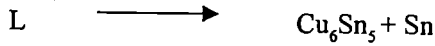
เฟส	Mass%Ag	Mass%Sn
Liquid	3.73	96.72
Ag_3Sn	73.17	28.83
Sn	0.07	99.93



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกที่รูปที่ 2.7 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก - เงิน เอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

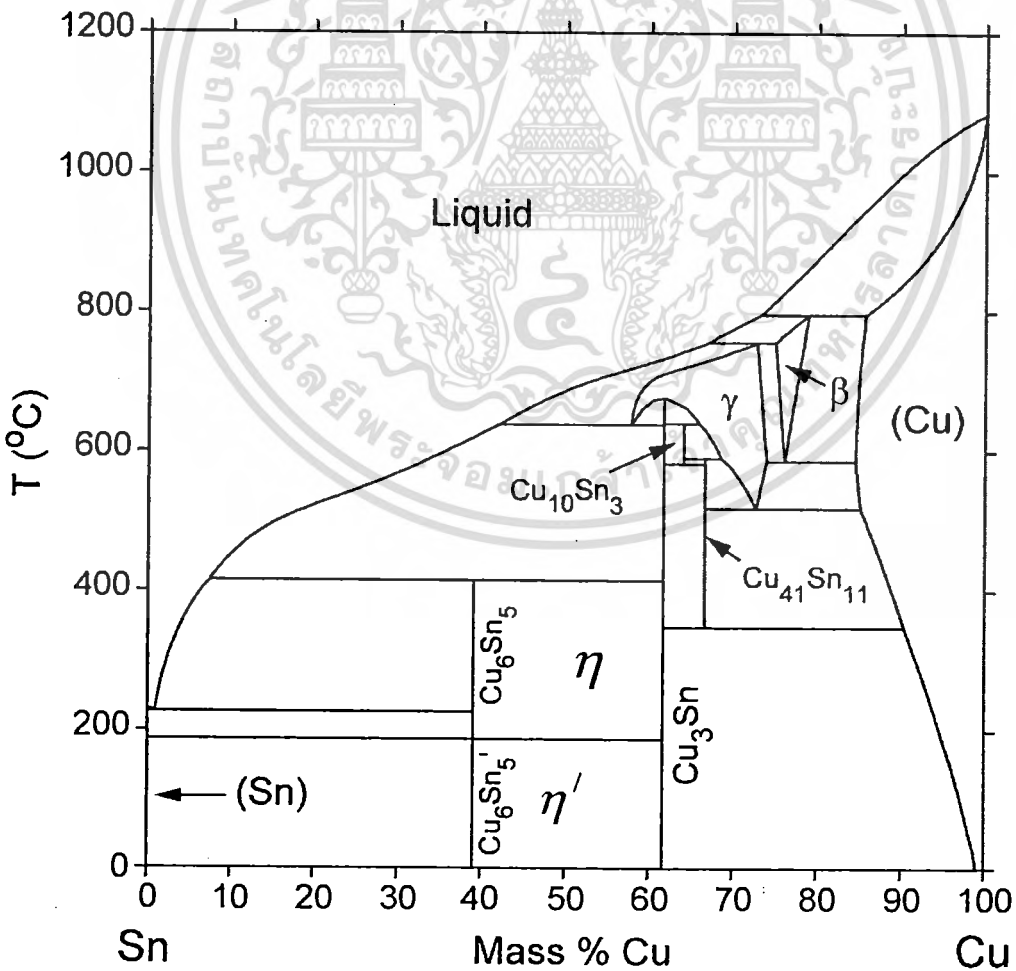
2.2.4.2 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก - ทองแดง (Sn - Cu)

ปฏิกิริยาที่สำคัญประการหนึ่งของโลหะผสมดีบุก - ทองแดง ก็คือปฏิกิริยาที่อุณหภูมิ 226.8 °C ซึ่งเป็นปฏิกิริยายูเทคติก ดังแสดงในรูปที่ 2.8 โดยที่จุดยูเทคติกนี้ของเหลวจะเปลี่ยนไปเป็นเฟสของแข็ง 2 เฟส ได้แก่ สารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 กับเฟสของ Sn โดยสมการของปฏิกิริยายูเทคติกมีดังนี้



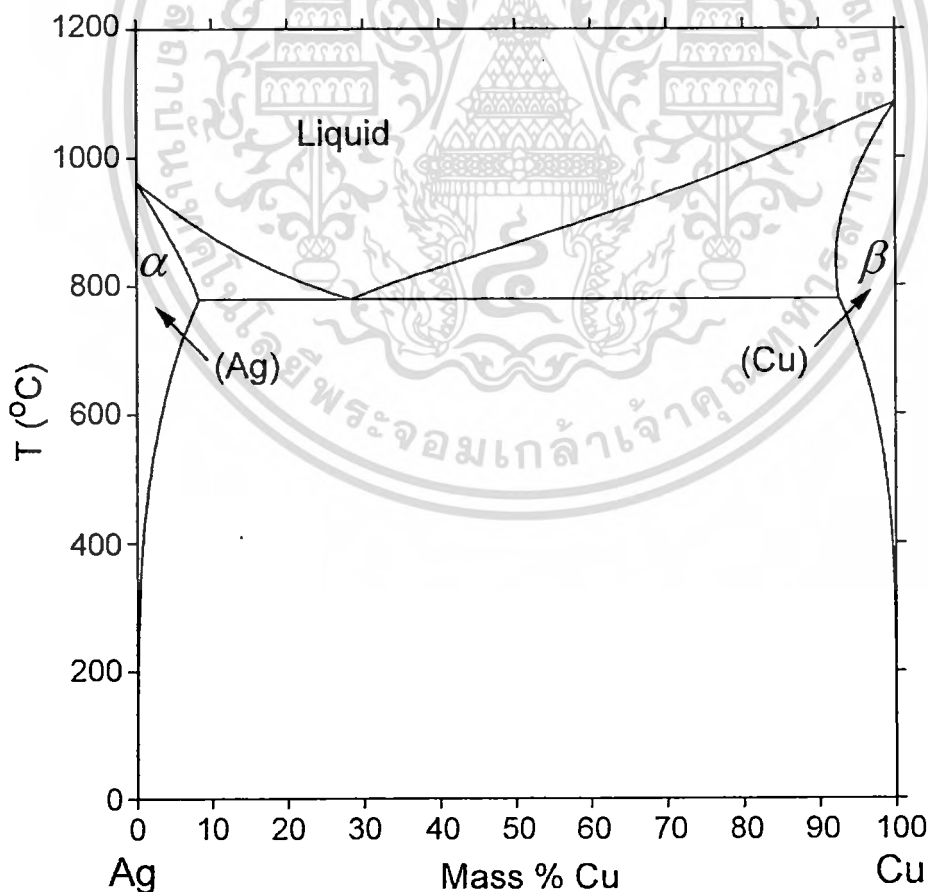
โดยในปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมดีบุก - ทองแดง แต่ละเฟสจะมีส่วนผสมดังนี้

เฟส	Mass%Cu	Mass%Sn
Liquid	0.89	99.11
Cu_6Sn_5	39.07	60.95
Sn	0.11	99.99



2.2.4.3 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมเงิน - ทองแดง (Ag - Cu)

โลหะผสมทั้งสองนี้จะไม่สามารถเกิดการละลายในสภาวะของแข็งสมบูรณ์ แม้ว่าโลหะทั้งสองจะมีระบบโครงสร้างผลึกเป็นแบบเดียวกัน (FCC) โดยที่โครงสร้างผลึกของเงินสามารถรองรับอะตอมของทองแดงได้ในปริมาณที่น้อย อีกนัยหนึ่งก็คือ มีอะตอมเงินปริมาณที่น้อยถูกแทนที่ด้วยอะตอมทองแดง และในขณะเดียวกันความสามารถในการละลายก็จะเปลี่ยนแปลงไปตามอุณหภูมิ สารละลายของแข็งที่มีเงินอยู่มาก (Ag - rich) และสารละลายของแข็งที่มีทองแดงอยู่มาก (Cu - rich) สารละลายของแข็งทั้งสองดังกล่าวจะถูกจัดว่าเป็นสารละลายของแข็งชนิดละลายได้บางส่วน (Partial solid solution) โดยกำหนดสัญลักษณ์เป็นอัลฟา (α) และเบตา (β) อยู่ด้วยกันและในบริเวณระหว่างเส้นของแข็งสมบูรณ์ (สารละลายของแข็งทั้งสองเฟส) นี้กับเส้นของเหลวสมบูรณ์จะมีส่วนประกอบของของเหลวอัลฟา และของเหลวเบตา และสิ่งสำคัญอีกสิ่งหนึ่งของแผนภูมิระหว่างทองแดงกับเงินก็คือ ณ จุดที่เกิดการบรรจบกันของเส้นของเหลวสมบูรณ์กับเส้นของแข็งสมบูรณ์ที่ส่วนผสมทองแดง 28.1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และที่อุณหภูมิเท่ากับ 780°C โลหะผสมที่เกิดขึ้นที่ตำแหน่งนี้จะเรียกว่า ยูเทคติก ดังรูปที่ 2.9



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนรูปที่ 2.9 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมเงิน - ทองแดง นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

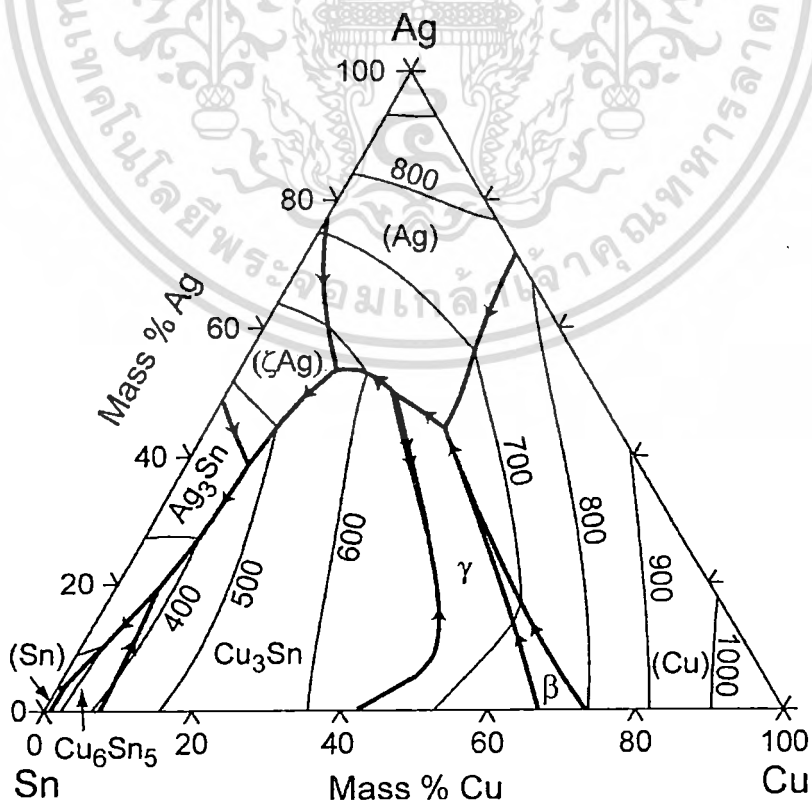
2.2.4.4 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง (Sn - Ag - Cu)

จากเฟสไดอะแกรม 3 ชาติ (Ternary equilibrium diagram) ของโลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง ในการศึกษานี้ส่วนผสมที่นำมาทำการศึกษาก็เป็นส่วนผสมที่ใกล้เคียงกับส่วนยูเทคติกของโลหะผสม 3 ชาติ ซึ่งเฟสไดอะแกรมโลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง ดังแสดงในรูปที่ 2.10 โดยปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง นี้จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 217 °C โดยเฟสของเหลวจะเปลี่ยนเป็นเฟสของแข็ง 3 เฟส คือสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn กับ Cu_6Sn_5 และเฟส Sn ซึ่งสมการของปฏิกิริยายูเทคติกมีดังนี้



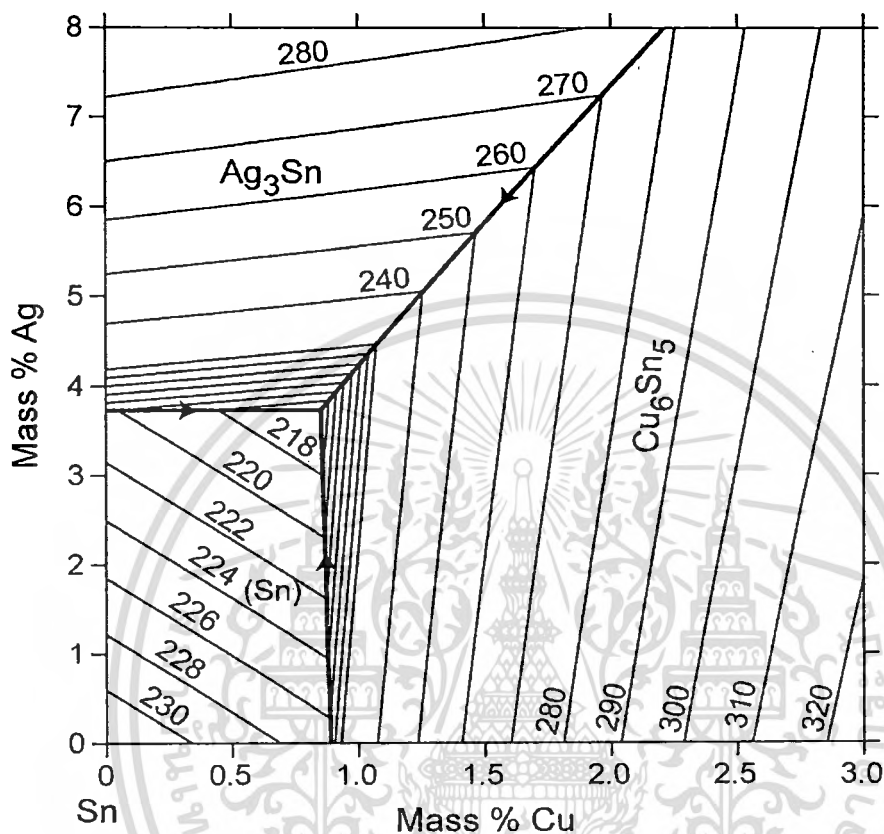
โดยในปฏิกิริยายูเทคติกของโลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง จะมีส่วนผสมดังนี้

เฟส	Mass%Ag	Mass%Cu	Mass%Sn
Liquid	3.73	0.85	95.42
Ag_3Sn	73.17	0	26.83
Cu_6Sn_5	0	39.07	60.93
Sn	0.07	0	99.93



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกที่ 2.10 เฟสไดอะแกรมของโลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง ครั้งที่มีการนำไปใช้

และจากรายงานการวิจัยของ Handwerker แห่ง NIST ได้แสดงอัตราส่วนผสมยูเทคติกของ โลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง ดังรูปที่ 2.11 ซึ่งอัตราส่วนผสมที่จุดยูเทคติกโดยประมาณ คือ 95.6 wt%Sn-3.5wt%Ag-0.9wt%Cu ที่อุณหภูมิ 217 °C



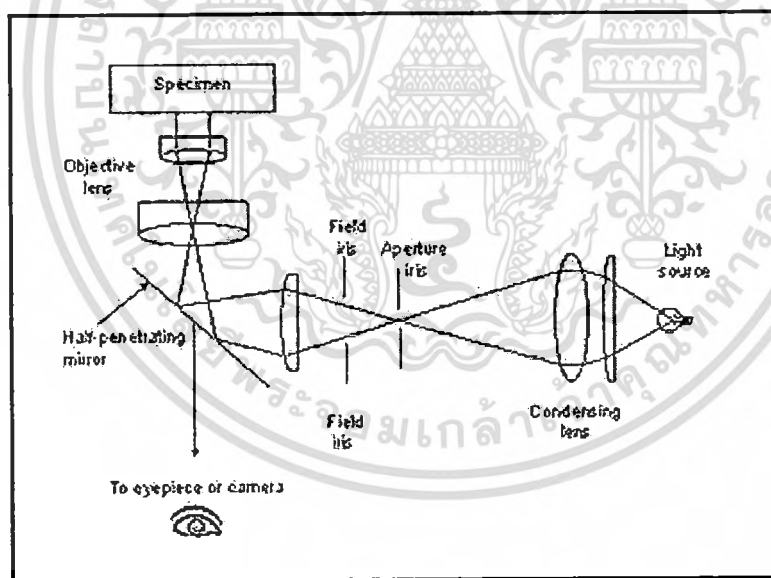
รูปที่ 2.11 ส่วนผสมยูเทคติกของโลหะผสม ดีบุก - เงิน - ทองแดง

2.2.5 การตรวจสอบโครงสร้างระดับจุลภาค

สำหรับโครงสร้างบางอย่างมีขนาดใหญ่ในระดับมหภาค (Macroscopic) จึงสามารถมองเห็นได้ด้วยตาเปล่า แต่วัสดุจำนวนมากมีขนาดเกรนในระดับจุลภาค คือ มีขนาดระดับไมโครเมตรหรือเรียกอีกอย่างว่า ระดับไมครอน ซึ่งไม่สามารถมองเห็นได้ด้วยตาเปล่า การศึกษารายละเอียดของวัสดุเหล่านั้น จึงจำเป็นต้องใช้กล้องจุลทรรศน์ในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ซึ่งเป็นสิ่งสำคัญในการศึกษาและวิเคราะห์วัสดุรวมทั้งองค์ประกอบและตำหนิที่มีผลต่อวัสดุเพื่อให้เข้าใจถึงความเกี่ยวข้องระหว่างโครงสร้าง และคุณสมบัติทำให้สามารถทำนายสมบัติของวัสดุได้จากโครงสร้างจุลภาค อย่างไรก็ตามก่อนการตรวจสอบในระดับจุลภาคต้องมีการเตรียมพื้นผิวของตัวอย่างทดสอบ ซึ่งเป็นสิ่งที่สำคัญและต้องทำอย่างระมัดระวังมากในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค โดยการขัดกระดาษทรายและผงขัดที่มีขนาดเล็กมาก หลังจากนั้นกัดผิว (Etching) ด้วยสารเคมีที่เหมาะสมจึงจะสามารถมองเห็นโครงสร้างจุลภาคได้ทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.2.5.1 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope, OM)

กล้องจุลทรรศน์แบบแสงเป็นกล้องจุลทรรศน์ที่ใช้ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาค โดยใช้แสงและระบบกำเนิดแสงเป็นพื้นฐาน กล้องประเภทนี้สามารถตรวจสอบโครงสร้างได้เฉพาะที่ผิวเท่านั้นโดยการสะท้อนแสง สำหรับวัสดุทึบแสง เช่น โลหะทุกประเภท เซรามิก และพอลิเมอร์บางชนิด ความดำของภาพแตกต่างกันเกิดจากความสามารถในการสะท้อนแสงที่ต่างกัน ในบริเวณต่างๆ การตรวจสอบแบบนี้เรียกว่า เมทัลโลกราฟี (Metallography) ชิ้นงานที่ผ่านการขัดจนเรียบให้สะท้อนแสงได้เหมือนกระจก หลังจากกัดด้วยสารเคมีและนำมาตรวจด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงจะมองเห็น โครงสร้างจุลภาคที่เป็นเช่นนี้เพราะเกรนมีทิศทางที่แตกต่างกัน จึงมีความไวต่อการเกิดปฏิกิริยาต่างกัน แสงที่สะท้อนออกจากผิวของเกรนที่มีทิศทางการเรียงตัวของอะตอมที่ต่างกันหลังผ่านการกัดผิว โดยความเงาและเนื้อผิวที่เห็นในแต่ละเกรนจะขึ้นอยู่กับ การสะท้อนแสงของเกรนนั้นๆ หลังการกัดผิวที่ขอบเกรนเกิดร่องขนาดเล็กขึ้น เนื่องจากอะตอมที่บริเวณขอบเกรนมีความไวต่อการเกิดปฏิกิริยามากกว่าบริเวณอื่นๆ จึงถูกกัดออกไปมากกว่า บริเวณอื่นภายในเกรน โดยร่องขนาดเล็กนี้สามารถมองเห็นได้เนื่องจากการสะท้อนแสงที่แตกต่างจากบริเวณพื้นเกรน

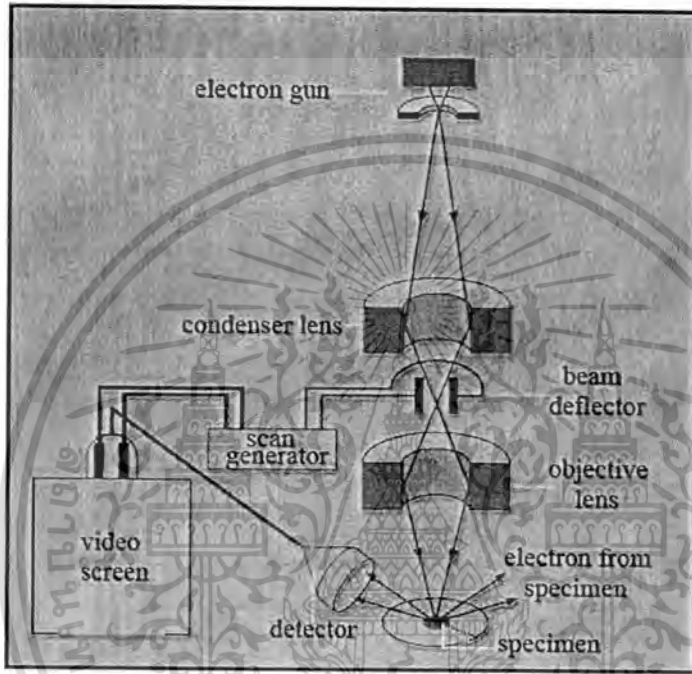


รูปที่ 2.12 แผนภาพแสดงการทำงานของกล้องจุลทรรศน์แสง

2.2.5.2 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning electron microscope)

กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (SEM) เป็นอุปกรณ์ซึ่งยิงลำอิเล็กตรอนไปตกกระทบบนเป้าซึ่งเป็นชิ้นงานตัวอย่าง จะรวบรวมและแสดงสัญญาณอิเล็กทรอนิกส์ (Electronic signals) ซึ่งปล่อยออกมา โดยชิ้นงานที่ใช้ทำเป็นเป้าไม่จำเป็นต้องผ่านการกัดผิว แต่จะต้องสามารถนำไฟฟ้าได้ ถ้าวัสดุไม่นำไฟฟ้าจะต้องเคลือบผิวด้วยโลหะหรือวัสดุที่นำไฟฟ้า เช่น การเคลือบทองคำ หรือไมวาร์กอนแต่ทั้งนี้สน ออกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มาไปใช้

คาร์บอน รูปที่ 2.13 แสดงรายละเอียดและหลักการทำงาน โดยปืนอิเล็กตรอนจะผลิตลำอิเล็กตรอน (Electron beam) และควบคุมให้พุ่งมาตกกระทบจุดเล็กๆ บนเป่าตัวอย่าง โดย Scanning coils จะปล่อยให้ลำอิเล็กตรอนแยกภาพบนพื้นผิวชิ้นงานตัวอย่างลำอิเล็กตรอนที่กระเจิงกลับด้วยมุมเล็กๆ (Low-angle back-scattered electrons) จะทำอันตรกิริยากับส่วนที่นูนของพื้นผิว และทำให้เกิดอิเล็กตรอนกระเจิงกลับที่สอง (Secondary back-scattered electrons) เพื่อสร้างสัญญาณของอิเล็กตรอนซึ่งทำให้เกิดภาพสามารถขยายได้ถึง 500,000 เท่า

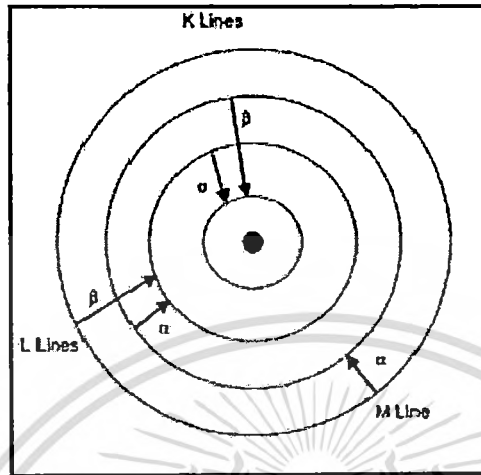


รูปที่ 2.13 แผนภาพแสดงการทำงานของกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด

2.2.5.3 การวิเคราะห์ Energy dispersive X-ray

การวิเคราะห์ EDX ใน SEM เป็นเครื่องมือวิเคราะห์หาปริมาณธาตุโดยใช้หลักการยิงรังสีเอ็กซ์ (X-ray) ไปยังเป่าชิ้นงานตัวอย่างและวัดระดับการกระจายของพลังงาน (Energy dispersive) ที่สะท้อนออกมาในรูปรังสีเอ็กซ์ฟลูออเรสเซนซ์ (X-ray fluorescence) จะทำให้ทราบว่าตัวอย่างมีธาตุอะไรอยู่บ้างในปริมาณเท่าไรซึ่งสามารถวิเคราะห์ได้ทั้งบรรยากาศปรกติ สุญญากาศ และก๊าซฮีเลียม เพื่อความหลากหลายในการประยุกต์ใช้งาน สำหรับรังสีเอ็กซ์ คือ โฟตอน (Photon) ที่มีพลังงานมากกว่าแสงอัลตราไวโอเลต (UV) แต่น้อยกว่ารังสีแกมมา (Gamma rays) รังสีเอ็กซ์มีพลังงานต่ำสุดที่ประมาณ 10 eV และสูงสุดประมาณ 100 keV ซึ่งการมีอยู่ของอิเล็กตรอนในอะตอมในสภาวะการยึดเหนี่ยว โดยแบบจำลองอะตอมของบอร์และจากกลศาสตร์ควอนตัมมีสมมติฐานว่า อิเล็กตรอนมีวงโคจรและตำแหน่งที่แน่นอนอยู่รอบนิวเคลียส จากหลักการควอนตัมพลังงานของอิเล็กตรอนมีค่าเฉพาะคือ อิเล็กตรอนสามารถมีพลังงานในบางค่าเท่านั้นและระดับพลังงานของอิเล็กตรอนสามารถเปลี่ยนแปลงไปสู่ระดับชั้นพลังงานที่ประกอบด้วยระดับชั้นพลังงาน

งานย่อย (Sub shell) โดยเลขควอนตัมจะบ่งบอกระดับชั้นพลังงานหลัก (Shell) ถูกแสดงด้วยเลขควอนตัมหลัก (Principal quantum number) n เป็นเลขจำนวนเต็มเริ่มจากหนึ่งหรือบางครั้งแสดงด้วยอักษร K, L, M แทนเลข 1, 2 และ 3 ตามลำดับแสดงได้ดังรูปที่ 2.14



รูปที่ 2.14 แบบจำลองอะตอมของบอร์

แบบจำลองอะตอมของบอร์จะเกิดรังสีเอ็กซ์ปล่อยออกมาโดยอะตอมหลังเกิดไอออน เมื่อปล่อยรังสีเอ็กซ์จากแหล่งพลังงานมากระทบเป้าตัวอย่างและจะเกิดการดูดซับรังสีเอ็กซ์ของตัวอย่างที่ถูกกำหนดโดยปริมาณของสัมประสิทธิ์การดูดซับ (Absorption coefficient) (cm^2/g) จะแสดงโดย μ/ρ ซึ่งเป็นไปตามกฎของเบียร์ (Beer's law)

$$I = I_0 e^{-\left(\frac{\mu}{\rho} \rho x\right)} \quad (2.14)$$

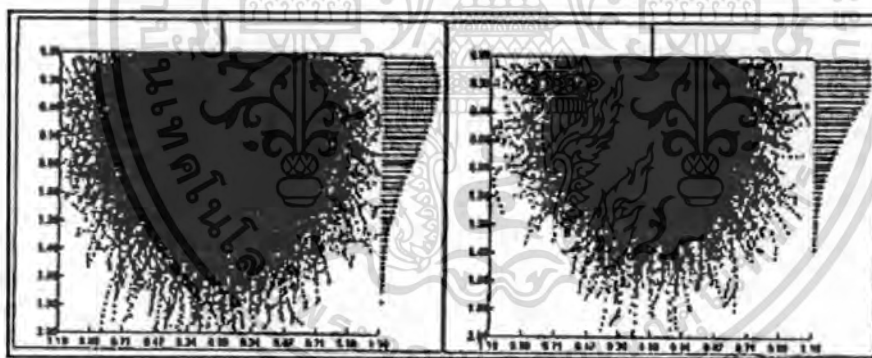
เมื่อ I คือ ความเข้มของรังสีเอ็กซ์ที่มากระทบตัวอย่าง I_0 คือ ความเข้มเริ่มต้นของรังสีเอ็กซ์ ρ คือ ความหนาแน่นของตัวอย่าง และ x คือ ความหนาของวัสดุที่รังสีเอ็กซ์ผ่าน โดยปริมาณสัมประสิทธิ์การดูดซับจะเป็นฟังก์ชันของพลังงานที่เกี่ยวข้องกับรังสีเอ็กซ์ และคุณลักษณะเฉพาะทางเคมีของวัสดุ สำหรับอัตราการสูญเสียพลังงานของลำแสง (Beam) กับความลึกจะแสดงโดยสมการของ Bethe's

$$\frac{dE}{dx} = -7.85 \left(\frac{Z \rho}{AE_m} \right) \ln \left(\frac{1.66E}{J} \right) \quad (2.15)$$

เมื่อ E คือ พลังงานเฉลี่ยของอิเล็กตรอน Z คือ จำนวนอะตอมเฉลี่ย A คือ น้ำหนักของอะตอม และ m คือ มวลของอิเล็กตรอน ค่าเหล่านี้เป็นค่าคงที่ของธรรมชาติ ไม่สามารถเปลี่ยนแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

J คือ จำนวนไอออนเฉลี่ยของธาตุในตัวอย่าง

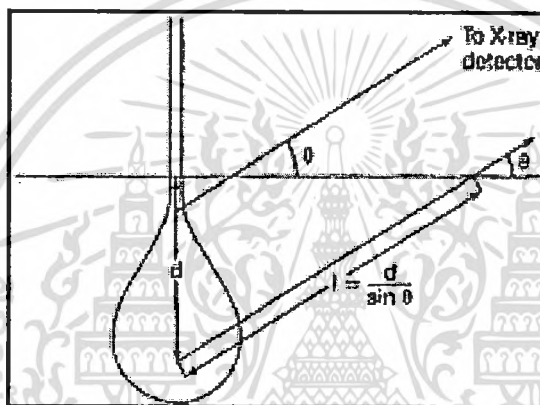
สำหรับตัวอย่างที่นำมาวิเคราะห์ต้องมีความเป็นเนื้อเดียวกัน (Homogeneous) ซึ่งเป็นจุดที่ถ้าอิเล็กตรอนมาตกกระทบไปถึงการตรวจจับและรวบรวมจากสเปกตรัม (Spectrums) สำหรับจำนวนอะตอมที่มีความแตกต่างกัน ตัวอย่างการวิเคราะห์โลหะผสม Ni-Al โดย Ni K α line พลังงานจะอยู่ที่ประมาณ 7.48 keV และ L line ประมาณที่ 0.85 keV ถึงแม้ว่า Al K line มีพลังงานประมาณ 1.49 keV การเลือกพลังงานอิเล็กตรอนสำหรับการวิเคราะห์มีความเข้มข้นประมาณ 20 keV เมื่อลำอิเล็กตรอนแทรกซึมไปยังพื้นผิวของตัวอย่าง แรงดันไฟฟ้าที่เหมาะสมสำหรับการกระตุ้นรังสีเอ็กซ์ของ Ni K แต่สำหรับการกระตุ้น Al K หรือรังสีเอ็กซ์ของ Ni L ขณะที่การกระจายของอิเล็กตรอนผ่านตัวอย่างและพลังงานถูกลดลง กระบวนการรังสีเอ็กซ์ของ Ni K จะลดลงกับความลึก อย่างไรก็ตามกระบวนการรังสีเอ็กซ์ของ Al K และ Ni L เพิ่มขึ้นเพราะพลังงานลำแสงเข้าใกล้พลังงานที่เหมาะสมสำหรับกระบวนการของรังสีเอ็กซ์นั้นๆ ในที่สุดกระบวนการรังสีเอ็กซ์ของ Ni K จะสิ้นสุดทันทีที่พลังงานของลำแสงเพิ่มขึ้นประมาณ 8 keV แต่กระบวนการรังสีเอ็กซ์ของ Al K และ Ni L จะยังคงเพิ่มขึ้นสำหรับบางส่วนที่ลึกมาก กระบวนการจะยังคงมีรังสีเอ็กซ์ที่สูงสุดของกระบวนการและค่อนข้างจะลดลงอย่างรวดเร็วถึงศูนย์ รูปที่ 2.15 แสดงรายละเอียดของกระบวนการจากการจำลอง



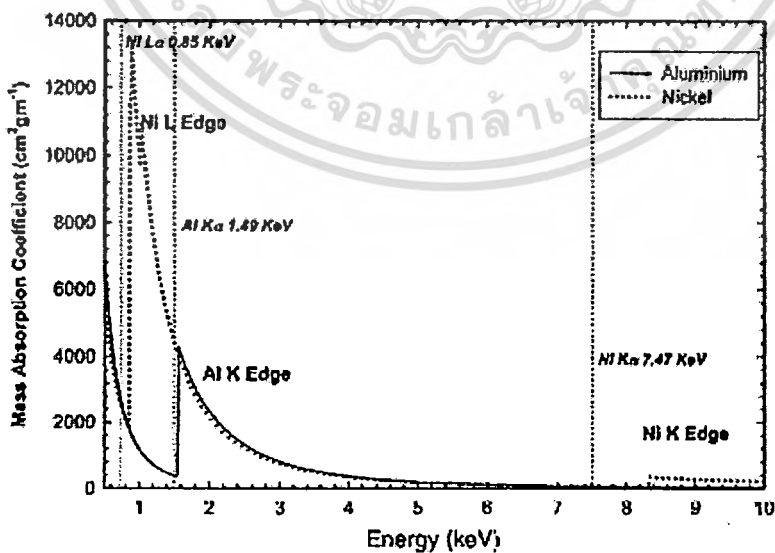
รูปที่ 2.15 แบบจำลองรังสีเอ็กซ์ของระดับพลังงานหลัก K ของ AL (ซ้าย) และ Ni (ขวา) ของ NiAl จากการทำให้ SEM ที่ 20 kV

สำหรับตัวอย่างถ้าความต่างศักย์ลำแสงเป็น 10 keV รังสีเอ็กซ์ของ Ni K เกิดขึ้นเล็กน้อย และกระบวนการของ Al K และรังสีเอ็กซ์ของ Ni L จะน้อยกว่าครึ่งหนึ่งของความลึก เพราะพลังงานสูงอิเล็กตรอนสูญเสียพลังงานช้ามากกว่าพลังงานต่ำ เช่นช่วงของ 10 keV อิเล็กตรอนที่น้อยกว่าครึ่งหนึ่งของช่วง 20 keV ในการอธิบายนี้จึงมีการยอมรับถึงการเสียพลังงานอย่างราบเรียบของลำอิเล็กตรอน (เป็นที่ยอมรับถึงสมการ Bethe สำหรับตัวอย่าง) อย่างไรก็ตาม ถึงแม้ว่าสมการของ Bethe's อาจจะทำนายพลังงานของอิเล็กตรอนอย่างแม่นยำ บางครั้งก็ไม่สามารถประมาณพลังงานที่กระจายของอิเล็กตรอนที่ผ่านเข้าไปสัมพันธ์กับระยะห่างที่กว้าง โดยไม่ทราบแน่ชัดทั้งสั้น อีกทั้งห้ามมิให้คิดแบบลงมือทำ และต้องยอมรับถึงข้อเสียของการทำนายไปใช้

ปราศจากการสูญเสียพลังงานและความจริงอื่นๆ ที่อยู่อย่างกระจัดกระจายกลับไปสู่พื้นผิวการเพิ่มไปสู่ความเข้มข้นของอิเล็กตรอน แต่การเพิ่มขึ้นของพลังงานที่กระจายของอิเล็กตรอนบางส่วนของอิเล็กตรอนสามารถกระตุ้นรังสีเอ็กซ์ของ Ni K ในการตรวจจับรังสีเอ็กซ์เพื่อเกิดเป็นสเปกตรัม ดังรูปที่ 2.16 แสดงการดูดซับรังสีเอ็กซ์ของตัวอย่างและรูปที่ 2.17 แสดงสัมประสิทธิ์การดูดซับสำหรับ Ni และ Al ขณะเป็นฟังก์ชันของพลังงานของรังสีเอ็กซ์บนช่วงเส้นตรงกับพลังงานของ Ni K, Al และ Al line ที่แสดงรายละเอียดตัวแปรจากสมการของ Heinrich's สำหรับการสะท้อนกลับของ NiAl เป็นสาเหตุให้การตรวจจับรังสีเอ็กซ์ทำมุม 40 องศา กับระนาบพิจารณาผลขณะรังสีเอ็กซ์ของ Al k_{α} เกิดที่ $1 \mu\text{m}$ ได้พื้นผิวและเริ่มเคลื่อนที่ไปสู่การตรวจจับเมื่อเปลี่ยนไปเป็น $1.6 \mu\text{m}$



รูปที่ 2.16 แสดงตำแหน่งปฏิกิริยาที่แตกต่างของการเกิดรังสีเอ็กซ์



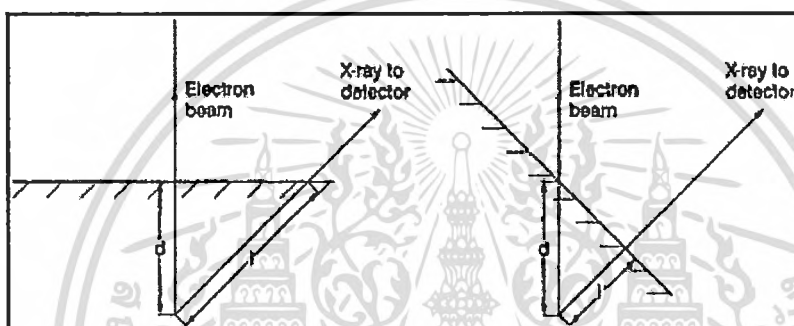
รูปที่ 2.17 ปริมาณสัมประสิทธิ์การดูดซับรังสีเอ็กซ์ของ Ni และ Al ขณะเป็นฟังก์ชันของพลังงาน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตเห็นไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

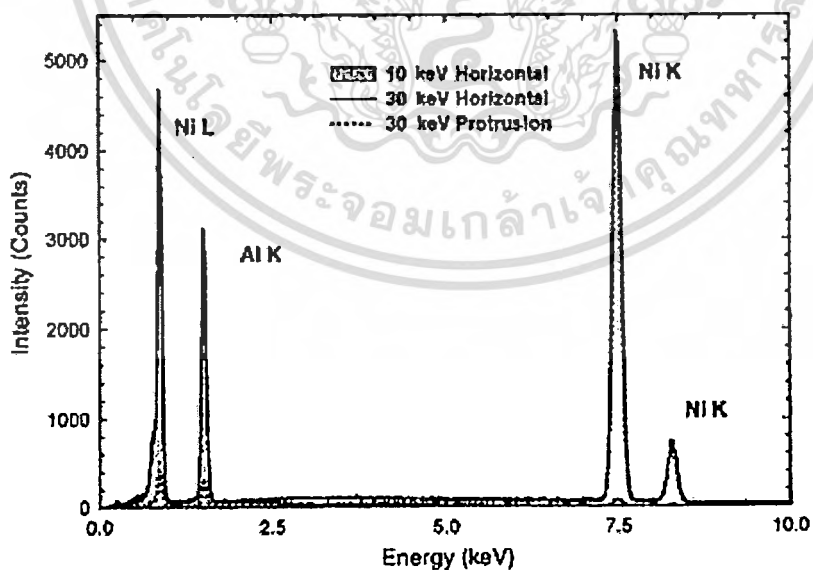
รังสีเอ็กซ์

ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ปริมาณสัมประสิทธิ์การดูดซับโดยตัวแปรจากสมการของ Heinrich's สามารถคำนวณรังสีเอ็กซ์ได้ประมาณ 8 เปอร์เซ็นต์ ของการมาถึงที่พื้นผิว ดังนั้นที่เกิดขึ้นจากการตรวจนับแตกต่างกันกับรังสีเอ็กซ์ของ $Ni K_{\alpha}$ ที่เกิดขึ้นที่ความลึกเท่ากันมีความน่าจะเป็นของการตรวจนับ 94 เปอร์เซ็นต์ เช่นเดียวกับรังสีเอ็กซ์ของ $Ni L$ ที่ 0.85 keV ที่ความลึกเท่ากันมีความน่าจะเป็นของการตรวจนับ 17 เปอร์เซ็นต์ สำหรับบางจุดมีผลกระทบต่อ การดูดซับสำหรับพื้นผิวตัวอย่างที่มีลักษณะเอียงเพราะระยะความยาวของรังสีเอ็กซ์จะขึ้นอยู่กับความเอียงของพื้นผิวแสดงได้ดังรูปที่ 2.18 สำหรับรูปที่ 2.19 แสดงตัวอย่างผลกระทบที่รุนแรงของตัว $Ni-49.3 \text{ at.}\% \text{ Al}$ จากรูปที่ได้รับสเปกตรัมที่พลังงาน beam 30 keV จากพื้นผิวที่มีลักษณะราบเรียบกับการได้รับสเปกตรัมจากส่วนที่ยื่นออกมาจากพื้นผิว



รูปที่ 2.18 ลักษณะพื้นผิวที่มีผลต่อระยะรังสีเอ็กซ์



รูปที่ 2.19 ผลของการวิเคราะห์ EDX ใน SEM

และส่วนที่เป็นพื้นราบที่ 10 keV ถึงสำคัญของการไม่สะท้อนกลับของรังสีเอ็กซ์ในอะตอมของวัสดุ คือ การเกิดช่องว่างในโครงสร้างอิเล็กทรอนิกส์ซึ่งเป็นสาเหตุให้เกิดรังสีเอ็กซ์จากอะตอมซึ่ง

ต้องการช่วงเวลา โดยความเข้มข้นของบางเส้นในสเปกตรัมของรังสีเอ็กซ์ฟลูออเรสเซนซ์สามารถปรับให้ชัดเจนได้ โดยทั่วไปผลฟลูออเรสเซนซ์จะมีความเข้มข้นลดลงจากความแตกต่างระหว่างพลังงานของรังสีเอ็กซ์และพลังงานการเกิดไอออน (Ionization energy) ของช่องว่างก่อให้เกิดรังสีเอ็กซ์และความชัดเจนจะขึ้นอยู่กับผลกระทบของความเข้มข้นรังสีเอ็กซ์ฟลูออเรสเซนซ์ ลักษณะของรังสีเอ็กซ์ที่เคลื่อนไปสู่การตรวจจับสามารถก่อเกิดเป็นฟลูออเรสเซนซ์ในช่วงเวลานั้น และรังสีเอ็กซ์ฟลูออเรสเซนซ์ที่ปล่อยออกมาจะถูกตรวจจับและนำไปวิเคราะห์ผลจากการสะท้อนกลับจากตัวอย่าง

จากตัวอย่างแสดงให้เห็นรังสีเอ็กซ์ของ Ni K ในปริมาณมากนั้นจะเป็นทิศทางเคลื่อนที่สู่พื้นผิวตัวอย่างที่สะท้อนกลับ อย่างไรก็ตามรังสีเอ็กซ์ของ Ni K ที่ผ่านไปสู่ตัวอย่างก่อให้เกิดไอออนของ Al L หรือ Ni L และบางครั้งรังสีเอ็กซ์เกิดขึ้นโดยบังเอิญ (ผลที่ตามมาของรังสีเอ็กซ์ของ Ni K เป็นระยะห่างในตัวอย่างที่กว้าง) เพราะฉะนั้นมีผลทำให้ Ni L หรือ Al สูงในกรณีของรังสีเอ็กซ์ของ Al ถึงแม้ว่ามีความแตกต่าง จึงเป็นการดูดซับโดยเปรียบเทียบความเข้มข้นโดย Ni และมีในระยะที่สั้นเนื่องจากเปรียบเทียบกับความลึกที่เกิดขึ้นในตัวอย่าง รังสีเอ็กซ์มีทุกทิศทางและมีทั่วทั้งตัวอย่างทำให้เกิดรังสีนำไปสู่การอธิบายในกระบวนการสเปกตรัม

2.2.5.4 การวิเคราะห์เฟสและโครงสร้างผลึกโดยการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์

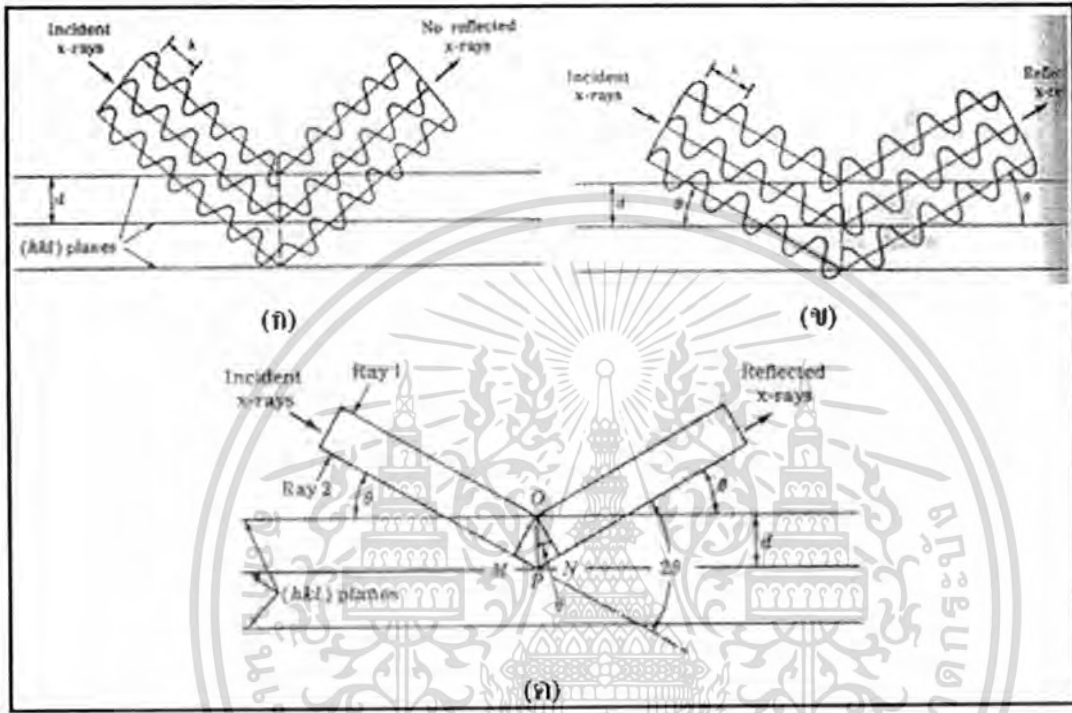
ในการวิเคราะห์ลักษณะโครงสร้างผลึกโดยทั่วไปใช้หลักการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffraction) ที่มีความยาวคลื่นเท่ากับระยะห่างระหว่างระนาบแลตทิซของผลึก เนื่องจากความยาวคลื่นของรังสีเอ็กซ์บางช่วงเท่ากับระยะห่างระหว่างระนาบของอะตอมในผลึกของแข็ง เมื่อรังสีเอ็กซ์กระทบผลึกของแข็งจะทำให้เกิดการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ โดยมีรูปแบบทางเรขาคณิตที่เกี่ยวข้องกับการเลี้ยวเบนหรือการเสริมเนื่องจากการสะท้อนของรังสีเอ็กซ์ดังนี้ พิจารณาลำคลื่นที่มีความถี่เดียว (Single wave length) ของรังสีเอ็กซ์ที่ตกกระทบผลึกดังรูปที่ 12.20 ในระนาบของผลึกของอะตอมที่เป็นแกนกลางของการกระเจิง (Scattering) แทนด้วยระนาบของผลึกซึ่งทำหน้าที่เหมือนกระจกเงาที่สะท้อนลำคลื่นที่ตกกระทบ โดยเส้นในแนวระดับแทนชุดของระนาบผลึกที่ขนานกันมีดัชนีมิลเลอร์ (hkl) เมื่อลำคลื่นความถี่เดียวกันของรังสีเอ็กซ์ที่มีความยาวคลื่น λ ตกกระทบระนาบที่มุมซึ่งลำคลื่นสะท้อนไม่อยู่ในเฟสเดียวกันจะไม่มีลำคลื่นเสริมเกิดขึ้นดังแสดงในรูปที่ 12.20 (ก) และจะเกิดการสอดแทรกแบบทำลาย ถ้าการสะท้อนของรูปคลื่นที่สะท้อนออกจากระนาบอยู่ในเฟสเดียวกันจะมีการเสริมกัน หรือเกิดการแทรกสอดแบบเสริมกันดังแสดงในรูปที่ 12.20 (ข) เมื่อพิจารณารังสีเอ็กซ์ตกกระทบดังแสดงในรูปที่ 12.20 (ค) สำหรับรังสีที่มีเฟสตรงกันระยะทางการเคลื่อนที่ของรังสี 2 ส่วน $MP + PN$ จะต้องเป็นเลขจำนวนเต็มหน่วยของความยาวคลื่น λ ดังนี้

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้ของนักศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

$$n\lambda = MP + PN \quad (2.16)$$
 ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เมื่อ $n = 1, 2, 3, \dots$ และเรียกลำดับของการเลี้ยวเบน (Order of diffraction) เนื่องจากทั้ง MP และ PN เท่ากับ $d_{hkl} \sin \theta$ เมื่อ d_{hkl} คือ ระยะห่างระหว่างระนาบของผลึกที่มีดัชนี (hkl) ดังนั้นสภาพที่เกิดขึ้นจากการสอดแทรกแบบเสริมสร้างจะเป็นไปตามกฎของแบรกก์ (Bragg's law)

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta \tag{2.17}$$



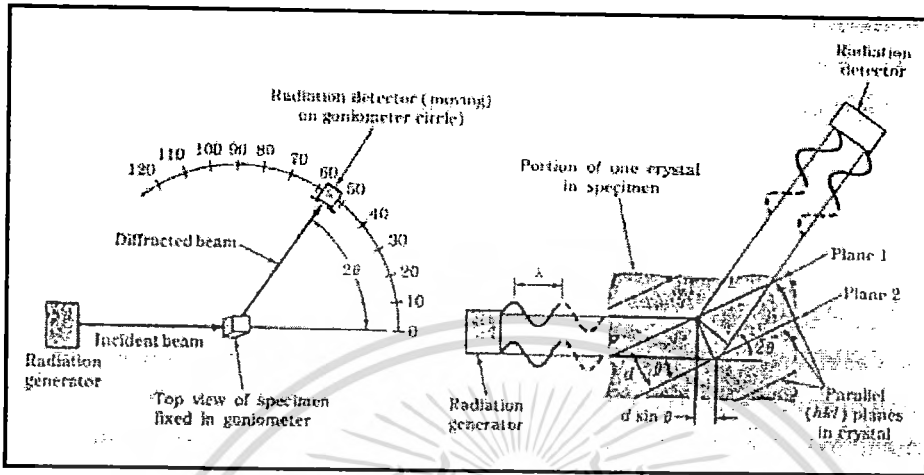
รูปที่ 2.20 การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ชั้นระนาบผลึก (hkl) (ก) ไม่มีลำคลื่นเลี้ยวเบนปรากฏที่มุมตกกระทบที่กำหนด (ข) ที่มุมของแบรกก์ θ รังสีสะท้อนมีเฟสตรงกันและมีการเสริมซึ่งกันและกัน (ค) มีลักษณะคล้ายกับรูป (ข) แต่ไม่แสดงรูปคลื่น

จากสมการของแบรกก์ แสดงความสัมพันธ์ระหว่างมุมของตำแหน่งลำคลื่นที่เลี้ยวเบนเสริมกันในรูปความยาวคลื่น λ ของรังสีที่เปล่งออกมาและช่องว่างระหว่างระนาบ d_{hkl} ของระนาบของผลึก โดยทั่วไปจะใช้การเลี้ยวเบนลำดับที่ 1 ($n = 1$) กฎของแบรกก์สามารถเขียนใหม่ได้เป็น

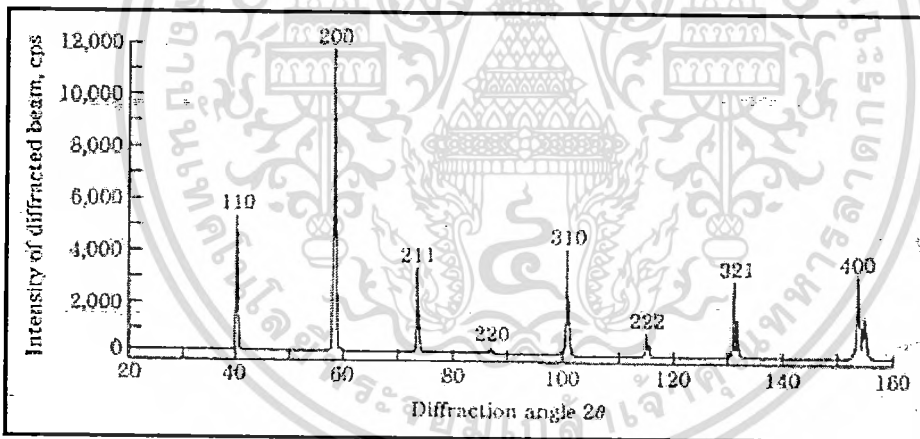
$$\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta \tag{2.18}$$

การวิเคราะห์ผลึกโดยใช้รังสีเอกซ์จะใช้เครื่องวัดการเลี้ยวเบนของรังสีซึ่งมีที่รับการแผ่รังสีเพื่อหาค่ามุมและความเข้มข้นของการเลี้ยวเบนของลำคลื่น เครื่องบันทึกจะพล็อตค่าความเข้มข้นของการเลี้ยวเบน ในขณะที่ตัวรับรังสีเคลื่อนที่ไปบนเครื่องวัดมุมของผลึกซึ่งมีลักษณะเป็นเอกซารีนเป็นเอกซาริตสวงนเวสสำหรับการทำงานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นับญาติให้ไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า รูปวงกลมแสดงได้ดังรูปที่ 2.21 พร้อมๆ กันในช่วงของค่ามุม 2θ รูปที่ 2.22 แสดงความสัมพันธ์เชิงวาทกรรมแต่ละทางสน ออกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ของความเข้มข้นของการเลี้ยวเบนของลำคลื่นกับมุมการเลี้ยวเบน 2θ ที่บันทึกโดยเครื่องบันทึกการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ สำหรับตัวอย่างเป็นวัสดุทดลองที่เป็นโลหะผสมบริสุทธิ์โดยวิธีนี้มุมของการเลี้ยวเบนของลำคลื่นและความเข้มข้นสามารถบันทึกในช่วงเวลาหนึ่ง



รูปที่ 2.21 แผนภาพแสดงรายละเอียดของเครื่องวัดการเลี้ยวเบน



รูปที่ 2.22 การเลี้ยวเบนสำหรับตัวอย่างที่เป็นโลหะทั้งสะเตน

จากตัวอย่างในช่วงมุมการเลี้ยวเบน 2θ จากการทดลองการเลี้ยวเบนของระนาบ $\{hkl\}$ มีหลายค่า และมีความเข้มข้นของการเลี้ยวเบนของลำคลื่นที่แตกต่างกันในช่วงความยาวคลื่นระหว่าง 20 ถึง 160° สำหรับทั้งสะเตนมีโครงสร้างผลึกแบบ BCC การเลี้ยวเบนจึงเกิดขึ้นได้เฉพาะระนาบซึ่งมีดัชนีมิลเลอร์ $(h + k + l)$ รวมกันทั้งหมดมีค่าเป็นเลขคู่ แต่ในกรณีโครงสร้างผลึกแบบ FCC เลี้ยวเบนเกิดขึ้นได้กับระนาบซึ่งมีดัชนีมิลเลอร์รวมกันแล้วเป็นทั้งเลขคู่และเลขคี่

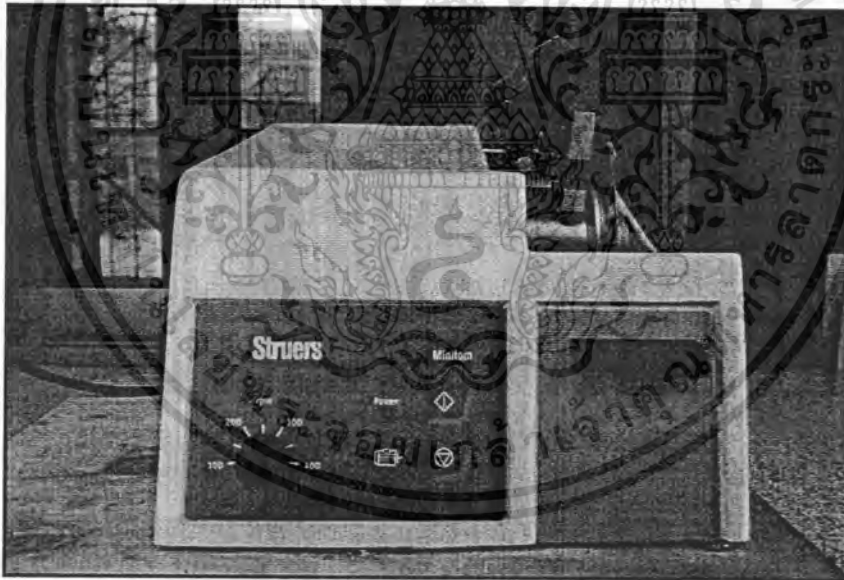
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 3

วิธีดำเนินการวิจัย

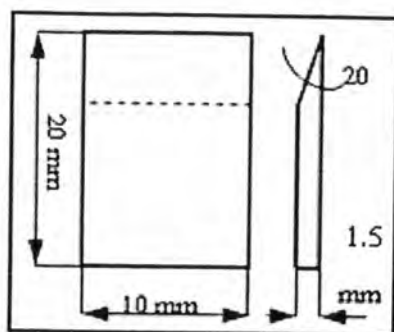
3.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

การเตรียมชิ้นงานจะใช้แผ่นทองแดงบริสุทธิ์ 99.99 % มีค่าความหยาบผิวเฉลี่ยเชิงตัวเลข (Arithmetic mean roughness: R_a) ประมาณ $0.164 \mu\text{m}$ เป็นโลหะพื้นในการบัดกรี และนำมาตัดด้วยเครื่องตัดแบบแรงโน้มถ่วงยี่ห้อ Struers รุ่น Minitom ให้มีขนาด $20 \times 10 \times 1.5 \text{ mm}$. ดังแสดงในรูปที่ 3.1 โดยการตัดจะตัดทำมุมเอียง 20 องศา เพื่อเพิ่มพื้นที่ในการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ เนื่องจากระนาบที่เอียง 20 องศา จะขยายให้ชั้นบางมีความหนาเพิ่มขึ้นถึง 2.92 เท่า ดังแสดงในรูปที่ 3.2 และนำตัวอย่างที่ผ่านการตัดมาทำความสะอาดพื้นผิวด้วยสารละลายกรดไฮโดรคลอริก (HCl) ผสมกับน้ำ (H_2O) ในอัตราส่วน 1:1 โดยปริมาตร และทำความสะอาดในเอทานอล (Ethanol) โดยปล่อยให้แห้งในอากาศ

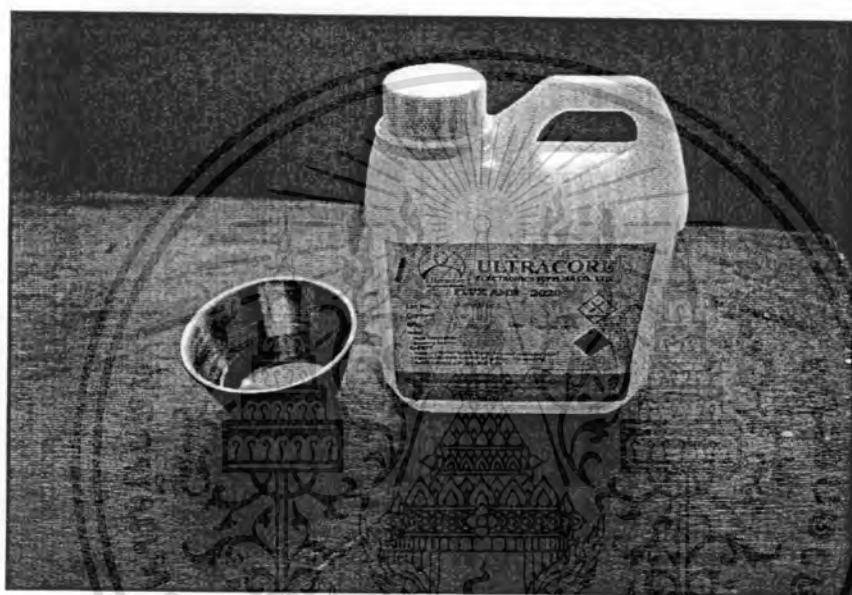


รูปที่ 3.1 เครื่องตัดแบบแรงโน้มถ่วง

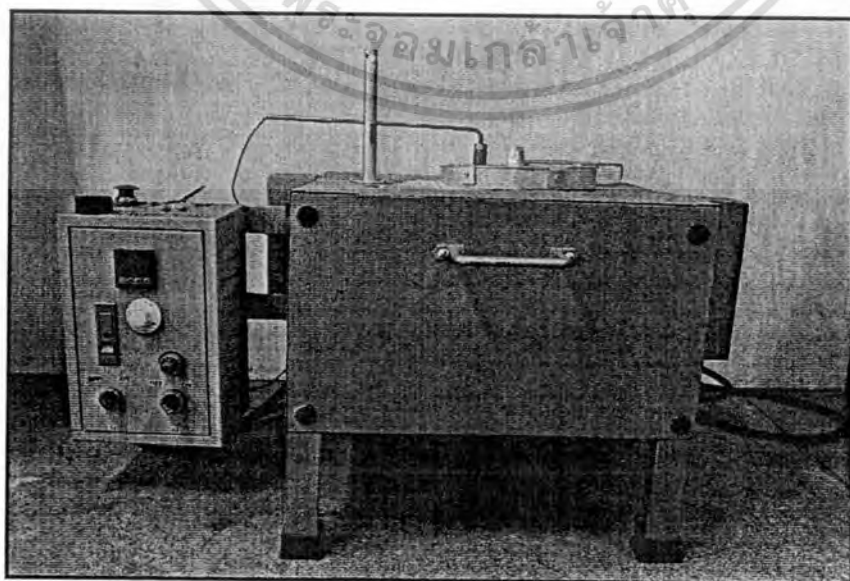
จากนั้นจุ่มแผ่นทองแดงลงในฟลักซ์ (Ultracore Flux RC-15SH RMA (15 %)) ดังแสดงในรูปที่ 3.3 และนำไปจุ่มลงในโลหะบัดกรีเหลวเป็นเวลา 5 วินาที ตามลำดับ ซึ่งโลหะบัดกรีจะถูกหลอมในเบ้ากราไฟต์ที่อยู่ในเตาหลอมดังแสดงในรูปที่ 3.4 ที่อุณหภูมิ $270 \text{ }^\circ\text{C}$ โดยการควบคุมอุณหภูมิในเตาหลอมมีความผิดพลาดไม่เกิน $\pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$ สำหรับปริมาณส่วนผสมของโลหะบัดกรีจะแสดงในภาคผนวก ก. เอกสารที่ส่งงานไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.2 ลักษณะชิ้นงานหลังการตัด

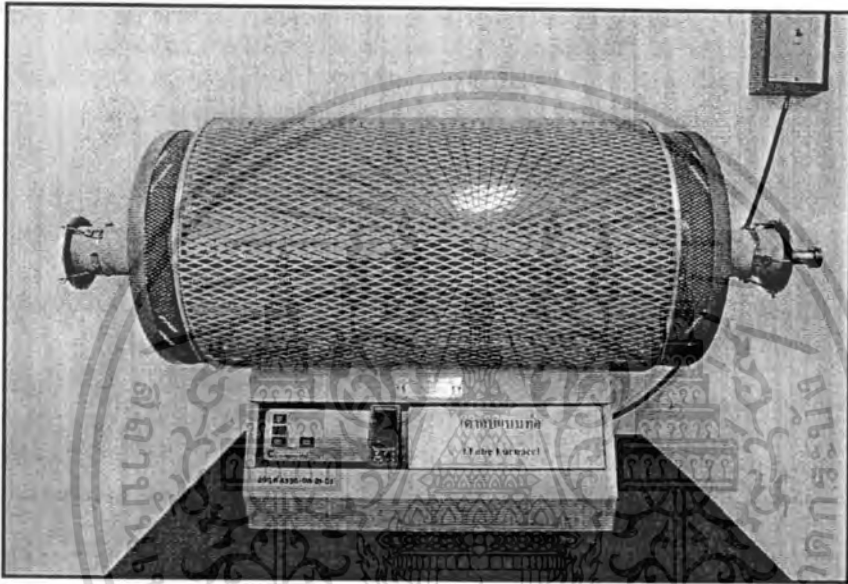


รูปที่ 3.3 ฟลักซ์บัดกรี

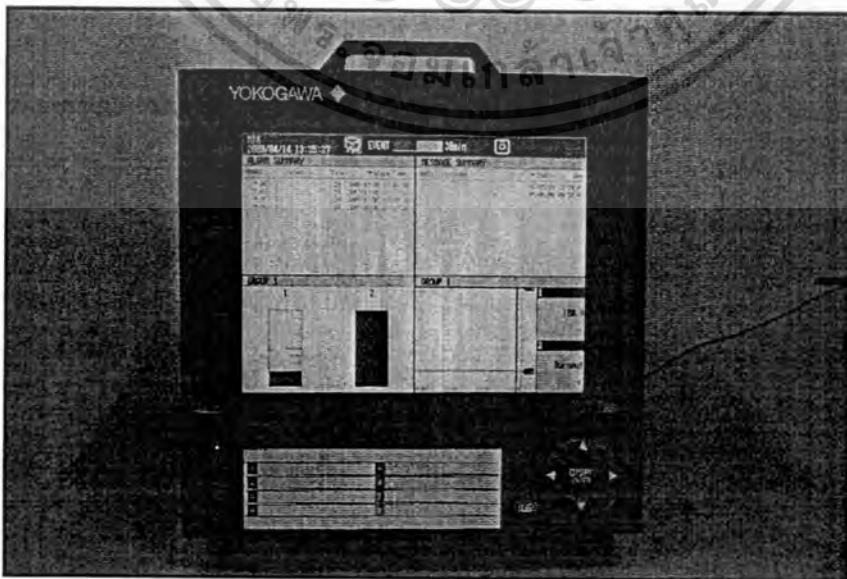


เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้รูปที่ 3.4 เต้าหลอมโลหะบัดกรีถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากนั้นนำตัวอย่างที่ผ่านการบดกรีไปบ่มในเตาอบแบบท่อ (Tube furnace) ยี่ห้อ CARBOLITE ดังแสดงในรูปที่ 3.5 ที่อุณหภูมิ 100, 135, และ 170 °C ตามลำดับ โดยใช้เวลาในการบ่มที่ 1, 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง หลังการบ่มจะปล่อยให้เย็นตัวในอากาศที่อุณหภูมิห้อง สำหรับการตรวจสอบความแปรปรวนของอุณหภูมิและระยะเวลาการบ่มจะใช้เครื่องเก็บข้อมูลยี่ห้อ YOKOGAWA รุ่น DAQ STATION DX 100 ในการบันทึกข้อมูลตลอดระยะเวลาการบ่มดังแสดงในรูปที่ 3.6 เมื่อตัวอย่างผ่านการบ่มแล้วจะนำมาฉีดติดกับวัสดุที่นำไฟฟ้าโดยใช้ด้านที่ตัดทำมุมสัมผัสกับวัสดุรองและหล่อในเรซิน (Resin) ดังแสดงในรูปที่ 3.7

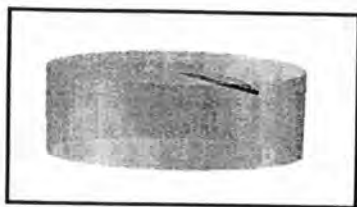


รูปที่ 3.5 เตาอบแบบท่อ



รูปที่ 3.6 เครื่องบันทึกข้อมูล

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับผู้ใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.7 ชิ้นงานที่ผ่านการหล่อเรซิน

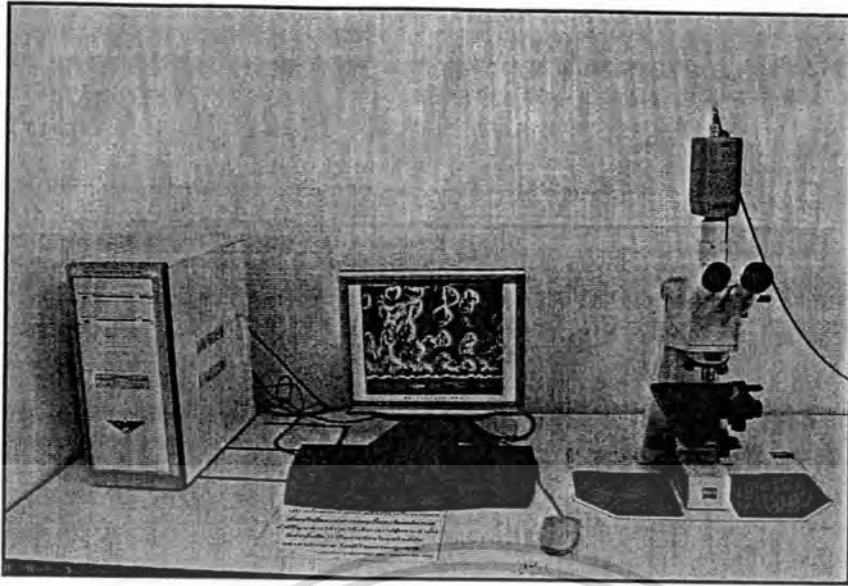
3.2 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค

3.2.1 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

ในเบื้องต้นจะทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน เพื่อตรวจสอบเกี่ยวกับลักษณะโครงสร้าง การกระจายตัว รวมถึงลักษณะและขนาดของเกรน เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคเหล่านั้นส่งผลโดยตรงต่อคุณสมบัติทางกลของรอยต่อบัคกรี โดยนำชิ้นงานที่ผ่านการหล่อเรซินแล้วไปขัดด้วยกระดาษทรายที่มีความละเอียดตั้งแต่เบอร์ 600, 800, 1,000 และ 1,200 ตามลำดับ หลังจากนั้นจึงทำการขัดโดยใช้ผงอะลูมินา (Al_2O_3) ขนาด 1.0 และ 0.3 ไมครอน บนสีกหลาดโดยใช้เครื่องขัดมือ Struers รุ่น LaboPol-1 ดังแสดงในรูปที่ 3.8 แล้วจึงทำการกัดผิวหน้าชิ้นงาน (Etching) ด้วยสารละลายที่ประกอบด้วย 93 % Ethanol: 5 % Nitric: 2% Hydrochloric แล้วจึงนำไปตรวจดูโครงสร้างด้วยกล้อง Optical microscope ยี่ห้อ Zeiss รุ่น Axiolab ซึ่งมีกำลังขยายสูงสุดอยู่ที่ 500 เท่า ดังแสดงในรูปที่ 3.9



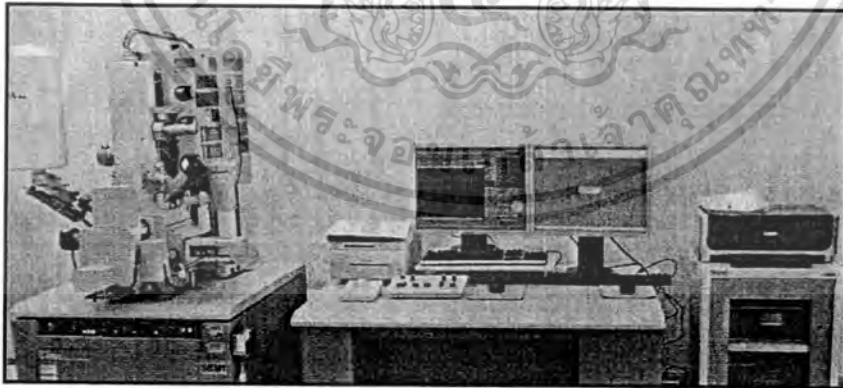
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
รูปที่ 3.8 เครื่องขัดชิ้นงาน
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.9 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

3.2.2 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมี

ในการศึกษาชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นและองค์ประกอบทางเคมี จะทำการแยกศึกษาทั้งก่อนและหลังการบ่มโดยใช้ Scanning electron microscope (SEM) ยี่ห้อ HITACHI รุ่น S-4700 ดังแสดงในรูปที่ 3.10 และใช้ Energy dispersive X-ray (EDX) ยี่ห้อ IXRF SYSTEMS รุ่น Sphinx 130 S-4700 ศึกษาองค์ประกอบทางเคมีของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

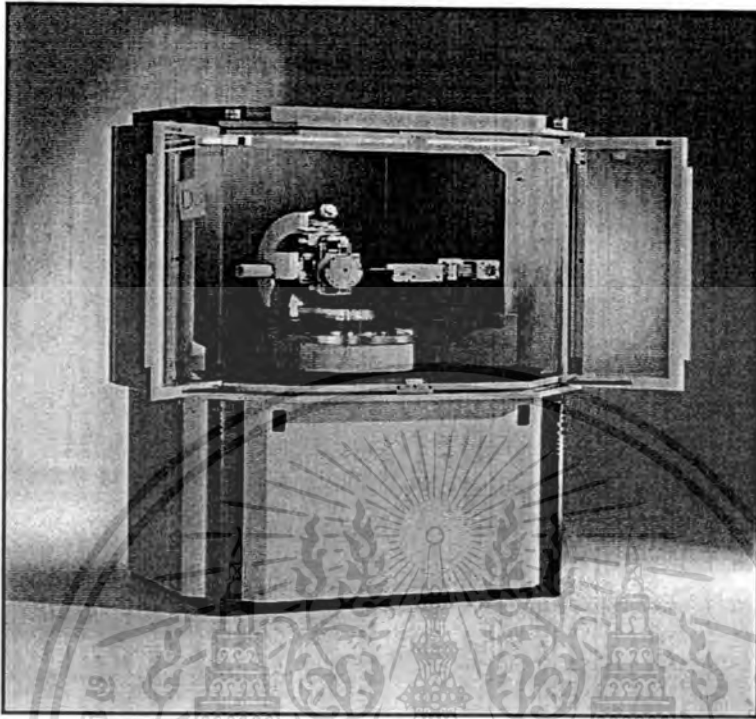


รูปที่ 3.10 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด

3.2.3 การตรวจสอบโครงสร้างผลึก

ในการศึกษาเฟสและตัวแปร โครงสร้างผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น จะทำการแยกศึกษาทั้งก่อนและหลังการบ่มเช่นเดียวกับ EDX โดยใช้เครื่องตรวจสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-Ray Diffractometer) ยี่ห้อ Bruker รุ่น D8-Discover ดังแสดงในรูปที่ 3.11 ในการ

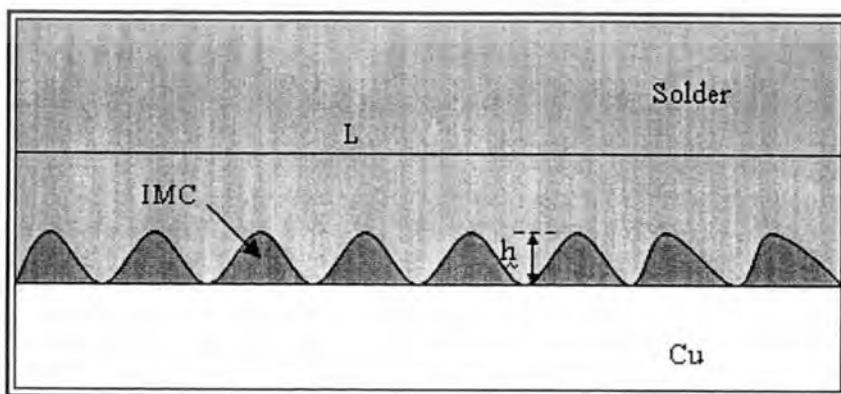
ตรวจสอบใช้ความต่างศักย์ 40 kV, กระแสไฟฟ้า 40 mA, ความเร็วในการสแกน 0.2 นาที ต่อ 0.02° กับมุมการเลี้ยวเบน 2θ ในช่วงความยาวคลื่น 25-75°



รูปที่ 3.11 เครื่องตรวจสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์

3.2.4 วิธีการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

การวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว และโลหะพื้นทองแดง จากการทำ SEM ที่กำลังขยายเท่ากันของแต่ละตัวอย่างโดยใช้โปรแกรม Image-Pro Express ดังแสดงตัวอย่างการวัดในรูปที่ 3.12 [11]



รูปที่ 3.12 แสดงตัวอย่างการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้ว่าข้อมูลหรือการใช้รวมที่ควรศึกษาที่จะนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โดยความหนาเฉลี่ยของชั้นคำนวณจากการแบ่งพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นในแต่ละชั้นซึ่งจะคำนวณจากสมการ

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

เมื่อ h คือ ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (μm), A คือ พื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (μm^2) และ L คือ ความยาวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (μm) สำหรับการวัดความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะทำการแยกวัดแต่ละชั้นที่เกิดขึ้น และความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวมที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า. ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 4

การวิเคราะห์ผลการทดลอง

4.1 โครงสร้างระหว่างพื้นผิว

โดยทั่วไปแล้ววิวัฒนาการ โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมหรือโลหะบัดกรีที่มีดีบุกเป็นส่วนประกอบพื้นฐาน เมื่อนำมาบัดกรีกับทองแดงจะเกิดการแพร่ของอะตอมทองแดงจากโลหะพื้น ไปสู่โลหะบัดกรี เช่นเดียวกับการแพร่ของดีบุกที่มีการแพร่จากโลหะบัดกรีไปสู่วโลหะพื้น และเกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง เนื่องจากปฏิกิริยาระหว่างอะตอมทองแดงและดีบุกระหว่างการบัดกรี [17] แต่อย่างไรก็ตามชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นสามารถละลายได้ในระหว่างการบัดกรี เนื่องจากขอบเกรน (Grain boundary) และพื้นผิวเกรนที่สัมผัสกับโลหะบัดกรีเหลวจะเกิดการละลายอย่างรวดเร็วของทองแดงและดีบุก จนกระทั่งโลหะบัดกรีเหลวอ้อมตัวกับทองแดง ดังนั้นการละลายของสารประกอบมีบทบาทสำคัญต่อการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ จากการวิเคราะห์ของ Dybkov's แสดงให้เห็นกลไกการละลายของของแข็งในของเหลวที่สามารถแสดงถึงอัตราการละลายของสารประกอบระหว่างทองแดงและดีบุกไปสู่วโลหะบัดกรีเหลว [4, 12] โดยสามารถเขียนได้ดังสมการ

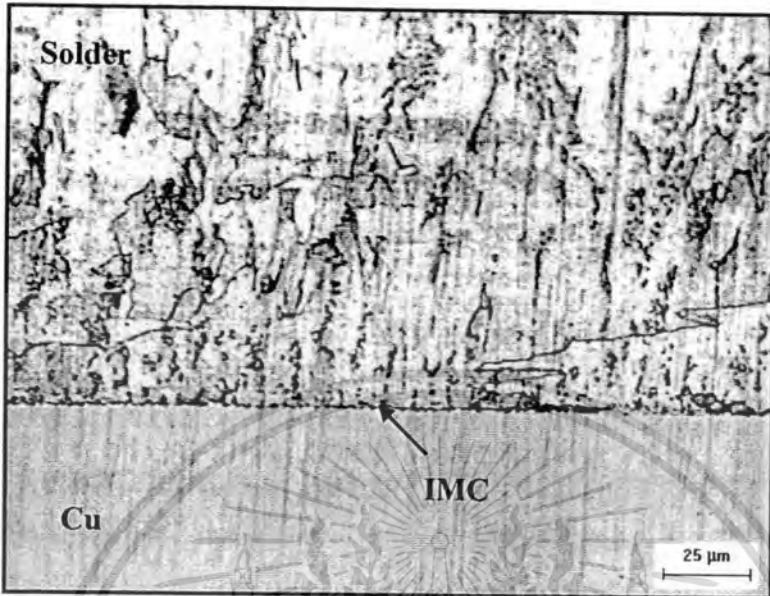
$$\frac{dc}{dt} = k \frac{S}{V} (c_s - c) \quad (4.1)$$

เมื่อ k คือ ค่าคงที่อัตราการละลาย S คือ พื้นผิวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่สัมผัสกับโลหะบัดกรีเหลว V คือ ปริมาณของโลหะบัดกรีเหลว และ t คือ เวลา โดยที่ c_s คือ ความสามารถในการละลายของทองแดงในโลหะบัดกรีเหลวที่อุณหภูมิการบัดกรี ขณะที่ c คือ ความเข้มข้นของทองแดงในโลหะบัดกรีเหลวที่มีค่าเท่ากับศูนย์ เช่น ในกรณีดีบุกบริสุทธิ์ และในกรณีโลหะบัดกรีที่ใช้ในงานวิจัยนี้มีค่าเท่ากับ 0.7 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก

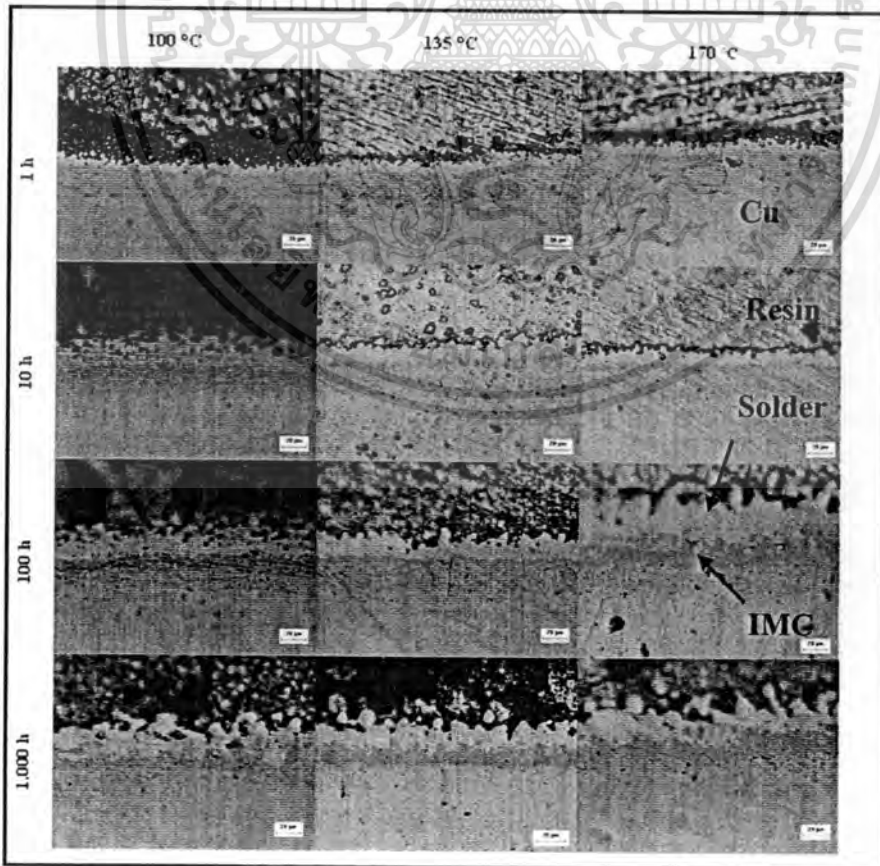
4.1.1 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

จากการตรวจสอบลักษณะ โครงสร้างจุลภาคของการต่อโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu กับโลหะพื้นทองแดงโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสงแสดงได้ดังรูปที่ 4.1 และ 4.2 จากรูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 500 เท่า ของการบัดกรีที่อุณหภูมิ 270 °C เป็นเวลา 5 วินาที หลังการบัดกรีปรากฏชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างทองแดงและโลหะบัดกรี โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ปรากฏจากการบัดกรีมีขนาดบางจึงมองไม่เห็นไม่ชัดเจน โดยเฉพาะกับรอยต่อบัดกรีที่มีขนาดในระดับไมโครเมตร เมื่อนำตัวอย่างที่ผ่านการบัดกรีไปบ่มที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกันไปใช้

ผลที่ได้แสดงในรูปที่ 4.2 อิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ระหว่างพื้นผิวปรากฏชัดเจนขึ้น



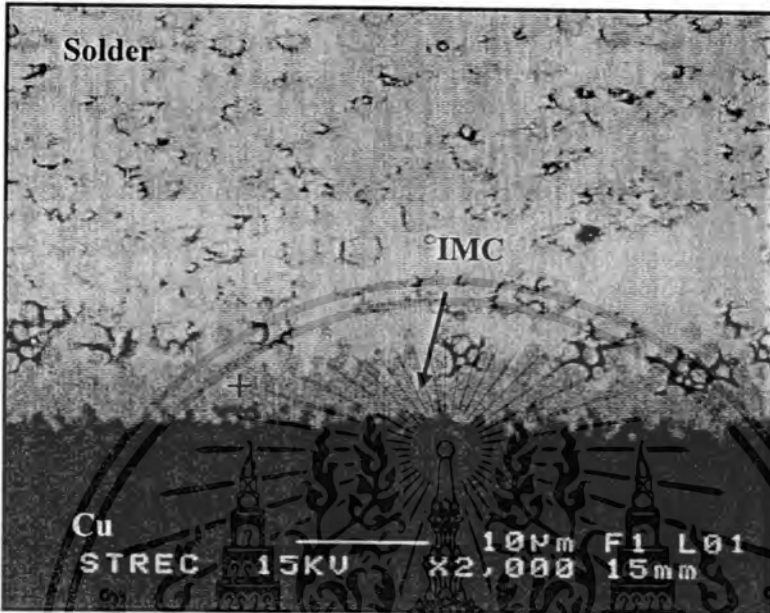
รูปที่ 4.1 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรีที่อุณหภูมิ 270 °C เวลา 5 วินาที



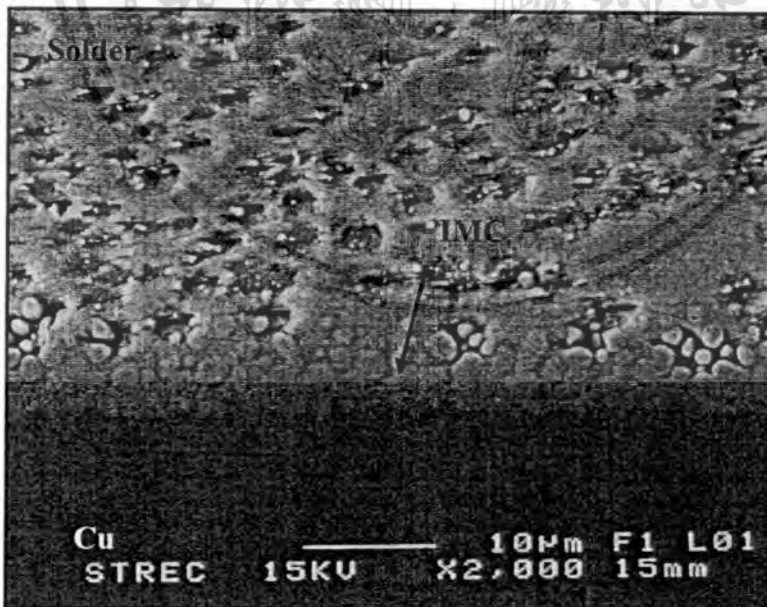
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
รูปที่ 4.2 โครงสร้างจุลภาคที่ใกล้ขยาย 500 เท่า หลังการบัดกรีที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกัน
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.1.2 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด

จากการตรวจสอบลักษณะของรอยต่อบัดกรีและโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดของตัวอย่างหลังการบัดกรีและการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกัน ได้ผลดังนี้



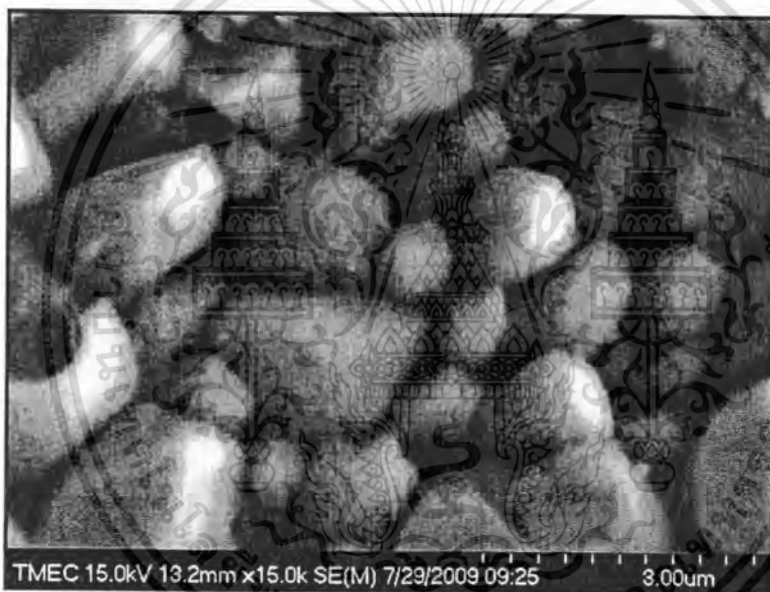
รูปที่ 4.3 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรีวิเคราะห์โดยใช้รูปแบบ Backscatter



รูปที่ 4.4 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรีวิเคราะห์โดยใช้รูปแบบ Secondary

รูปที่ 4.3 และ 4.4 แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดที่กำลังขยาย 2,000 เท่า ของรอยต่อบัดกรีระหว่างโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu กับโลหะพื้นทองแดงหลังการบัดกรีที่ใช้

อุณหภูมิ 270 °C เป็นเวลา 5 วินาที ในการบัดกรีด้วยวิธีการจุ่มทองแดงลงในโลหะบัดกรีเหลวที่มีจุดหลอมเหลวประมาณ 217 °C เมื่อทองแดงสัมผัสกับโลหะบัดกรีเหลวทำให้เกิดการแพร่ของอะตอมอย่างรวดเร็ว และเกิดการรวมตัวเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 1.33 μm โดยพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นจะปรากฏเป็นสองส่วนคือ ส่วนที่ตรวจสอบจากด้านหน้า (Front view) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะแสดงได้ดังรูปที่ 4.3 และ 4.4 ซึ่งได้จากการตรวจสอบโดยใช้รูปแบบ Backscatter และ Secondary ตามลำดับ จากรูปแสดงให้เห็นความแตกต่างของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีขนาดบางในแต่ละรูปแบบการตรวจสอบ และส่วนที่สองตรวจสอบจากด้านบน (Top view) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะแสดงได้ดังรูปที่ 4.5 จากการวิเคราะห์โดยใช้รูปแบบ Secondary ที่กำลังขยาย 15,000 เท่า ปรากฏอนุภาคที่มีขนาดเล็กของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

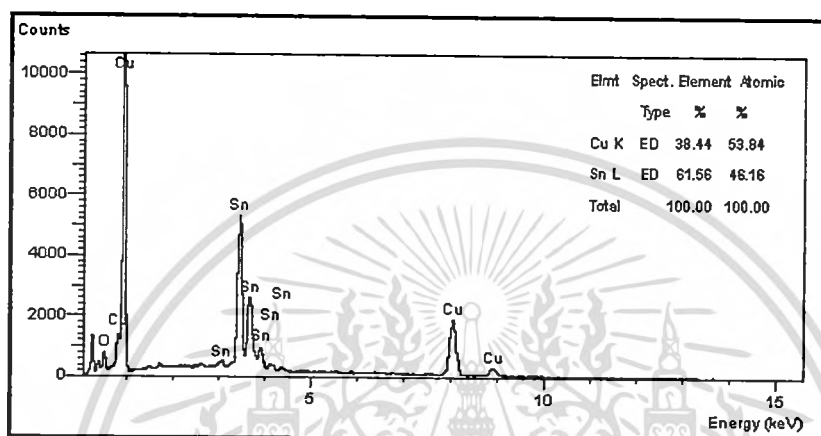


รูปที่ 4.5 อนุภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่กำลังขยาย 15,000 เท่า หลังการบัดกรี

ผลการวิเคราะห์เชิงปริมาณ โดยใช้ EDX เพื่อระบุองค์ประกอบทางเคมีสำหรับชั้นสารประกอบเชิงโลหะในรูปที่ 4.3 และ 4.4 (ตำแหน่ง +) มีปริมาณ 53.84 at.% Cu และ 46.16 at.% Sn ดังแสดงในรูปที่ 4.6 สเปกตรัมของ Sn-Cu ที่ไม่ปรากฏ Ag เนื่องจากในโลหะผสมมีปริมาณเงินอยู่เพียง 0.3 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก จึงทำให้ไม่สามารถตรวจสอบปริมาณของธาตุเงินได้เนื่องจากในการวิเคราะห์โดยใช้ EDX ยี่ห้อ JEOL รุ่น Link ISIS Series 300 จะต้องมีปริมาณธาตุที่จะวิเคราะห์อย่างน้อย 1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก สำหรับผลการวิเคราะห์ทั้งบริเวณด้านหน้าและด้านบนของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเกิดเฟสชนิดเดียวกัน คือ Cu_6Sn_5 หรือที่เรียกว่า η -phase (Eta phase)

จะเกิดที่ระหว่างพื้นผิวโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง (Solder/ Cu_6Sn_5 / Cu)
 เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ผู้ใช้ควรนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
 ในสถานะของแข็งเมื่อนำตัวอย่างที่ผ่านการบัดกรีมาบ่มที่อุณหภูมิ 100, 135 และ 170 °C
 ไม่สามารถตีพิมพ์อื่น ๆ ที่มิได้ขออนุญาตจากเจ้าของลิขสิทธิ์

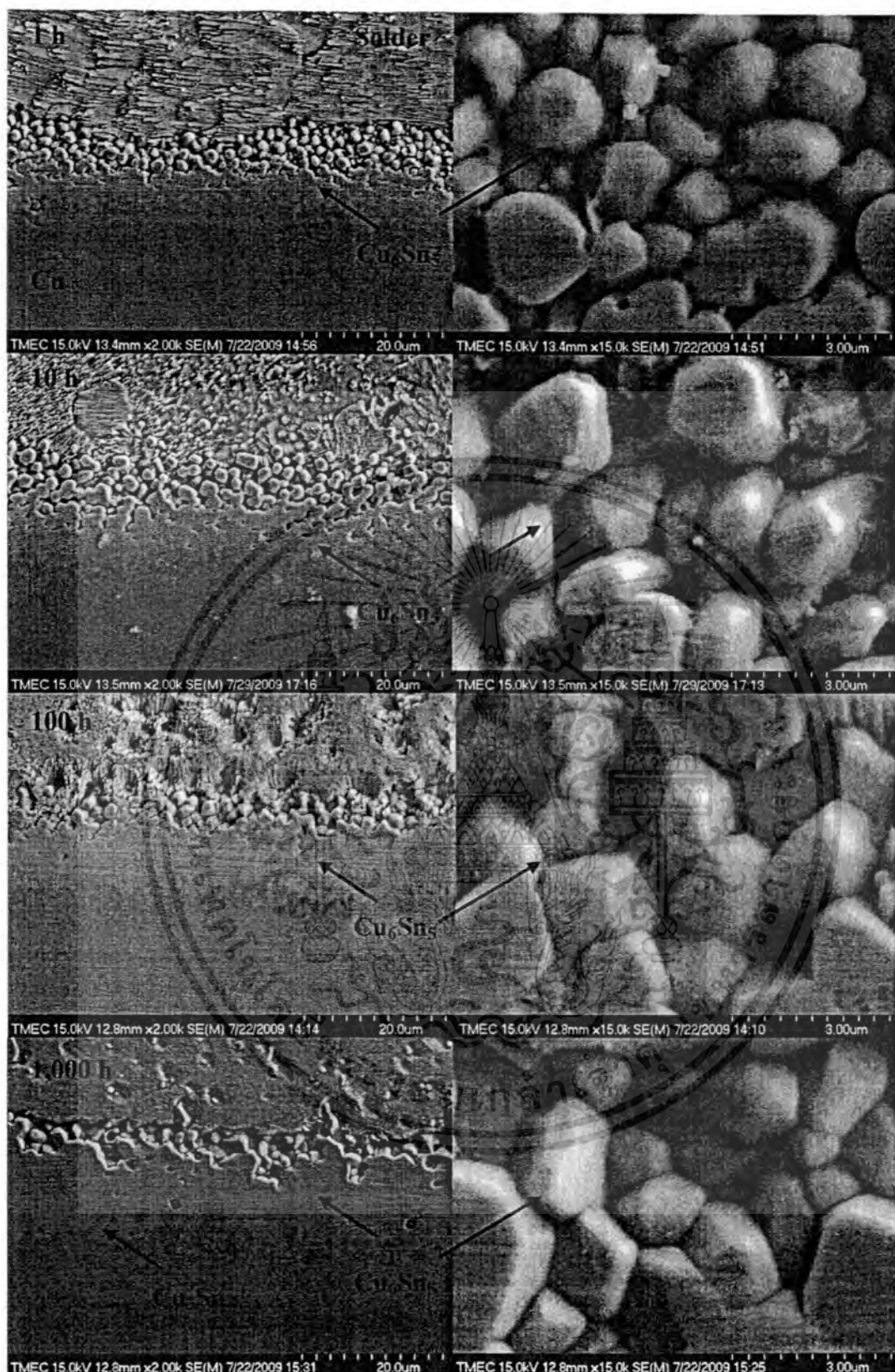
ตามลำดับ เป็นเวลาถึง 1,000 ชั่วโมง ดังแสดงได้ในรูปที่ 4.7, 4.9 และ 4.10 รูปที่ 4.7 แสดงโครงสร้างจุลภาคของรอยต่อบัดกรีเมื่อผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C โดยใช้เวลาดั้งแต่ 1 ถึง 1,000 ชั่วโมง ที่เวลาการบ่มตั้งแต่ 1, 10 และ 100 ชั่วโมง ปรากฏ Cu_6Sn_5 ระหว่างโลหะพื้นและโลหะบัดกรีเช่นเดียวกับหลังการบัดกรี โดยกลไกการเติบโตของอนุภาคและชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเพิ่มขึ้นกับการเพิ่มเวลาการบ่มและมีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 2.76, 3.71 และ 4.17 μm ตามลำดับ



รูปที่ 4.6 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของชั้น Cu_6Sn_5

การเพิ่มขึ้นของเวลาการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C ยังช่วยลดจำนวนอนุภาคที่ปรากฏระหว่างโลหะบัดกรีและชั้นสารประกอบเชิงโลหะให้น้อยลง โดยมีสาเหตุมาจากอิทธิพลของเวลาในการบ่ม โดยเฉพาะเมื่อบ่มถึง 1,000 ชั่วโมง เริ่มปรากฏเฟส Cu_3Sn (ϵ -phase) ที่มีขนาดบางระหว่าง Cu_6Sn_5 และโลหะพื้นทองแดง ($\text{Cu}/\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{Solder}$) มีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 0.73 μm ส่งผลให้ชั้นสารประกอบรวม (Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5) มีความหนาเฉลี่ยเพิ่มขึ้นเท่ากับ 4.99 μm และชั้น Cu_3Sn ที่ปรากฏจะมีองค์ประกอบทางเคมีเท่ากับ 75.40 at.% Cu และ 24.60 at.% Sn ดังแสดงในรูปที่ 4.8

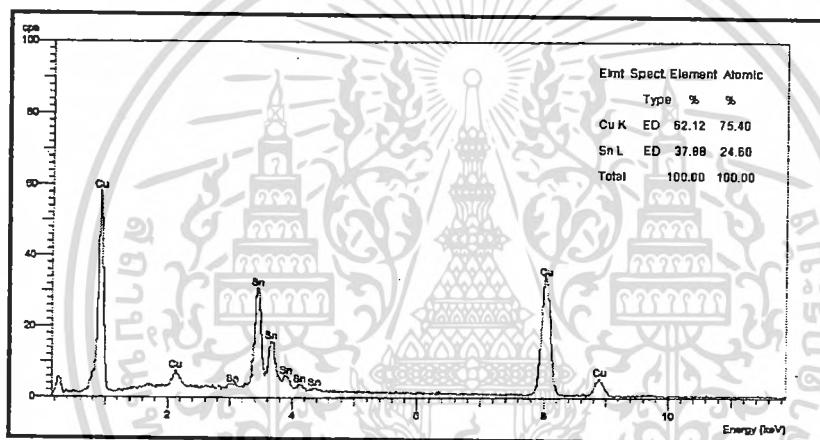
เมื่อเพิ่มอุณหภูมิการบ่มเป็น 135 °C โครงสร้างจุลภาคของรอยต่อบัดกรีสามารถแสดงได้ดังรูปที่ 4.9 ในสภาวะการบ่มที่เวลา 1 ชั่วโมง ปรากฏอนุภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีขนาดเล็กและมีพื้นที่บริเวณอนุภาคแคบลงเมื่อเปรียบเทียบกับทุกเวลาการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C และชั้น Cu_6Sn_5 มีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 3.34 μm เมื่อเพิ่มเวลาการบ่มเป็น 10 และ 100 ชั่วโมง จะปรากฏ Cu_3Sn ระหว่างโลหะพื้นและชั้น Cu_6Sn_5 โดยชั้น Cu_3Sn มีการเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว แต่ในทางตรงกันข้ามการเพิ่มขึ้นของชั้น Cu_6Sn_5 จะลดกลไกการเติบโตของชั้น Cu_6Sn_5 ให้ช้าลง และชั้นสารประกอบรวมมีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 3.87 และ 4.23 μm ตามลำดับ สำหรับช่องว่างที่เกิดขึ้นโดยทั่วไปช่องว่างหรือโพรงอากาศในรอยต่อบัดกรีมีสองชนิด ชนิดแรกเป็นการกำหนดด้านการค้าถึงความแตกต่างของอัตราการแพร่ของสองธาตุและโดยปกติจะเกิดใกล้กับพื้นผิวของธาตุทั้งสอง



รูปที่ 4.7 โครงสร้างจุลภาคจากการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C และเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

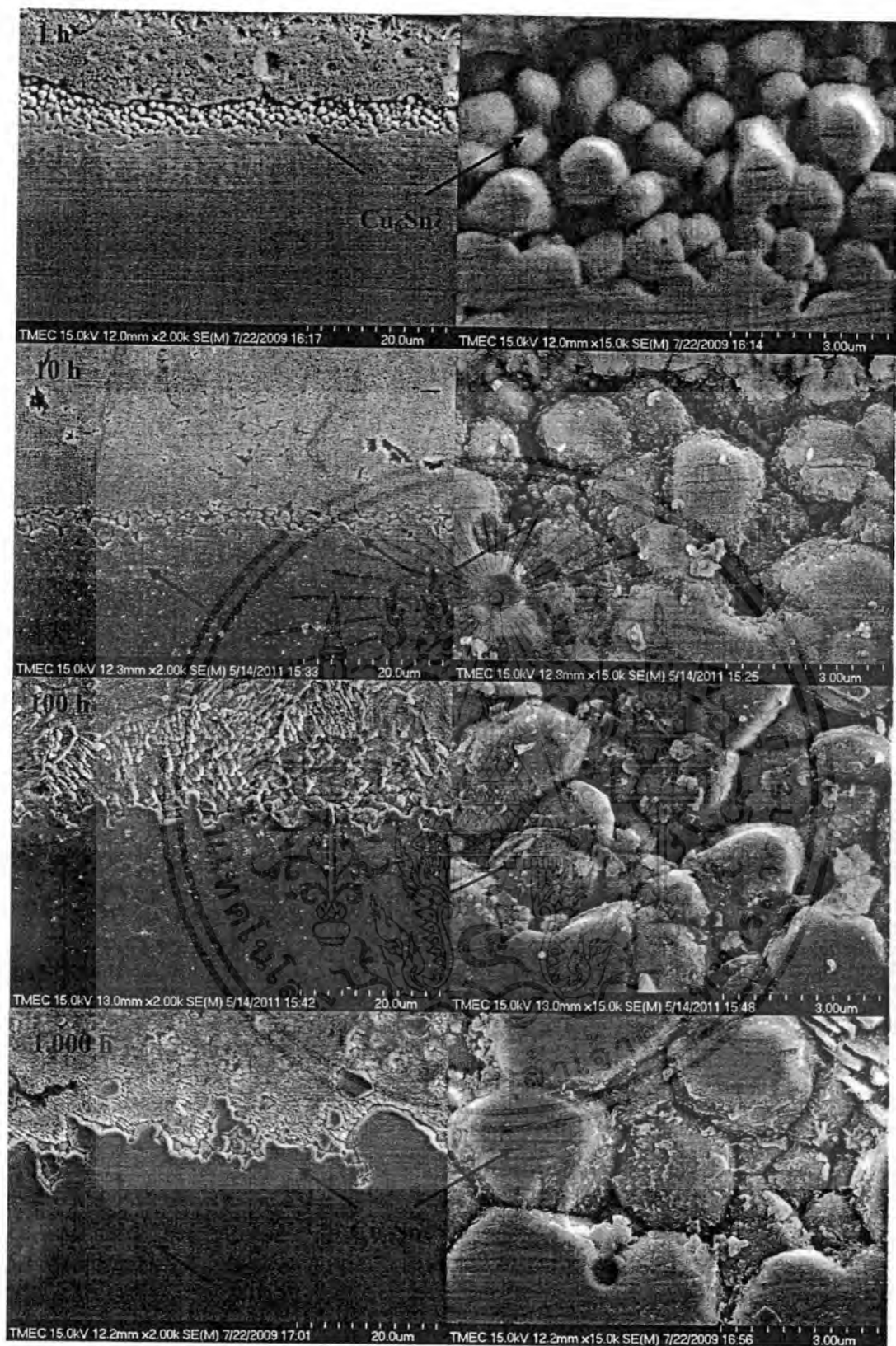
และเกิดช่องว่างที่มีขนาดเล็กมากเรียกว่า Kirkendall voids ชนิดที่สองช่องว่างที่มีขนาดใหญ่มากเกิดมาจาก (1) การหดตัวของโลหะบัดกรีระหว่างสภาวะของแข็ง (เช่น 2% สำหรับดีบุก และ 3% สำหรับตะกั่ว) (2) การทำปฏิกิริยาของฟลักซ์ระหว่างกระบวนการบัดกรีโดยเฉพาะกับโลหะบัดกรีชนิดครีม (Solder paste) (3) การทำปฏิกิริยาของอากาศหรือออกซิเดชันระหว่างรอยต่อบัดกรี และ (4) การทำปฏิกิริยาของก๊าซในชั้น PCB ที่ออกมาระหว่างการบัดกรี [23, 36] ดังนั้นในงานวิจัยนี้ทั้งการเติบโตของ Cu_3Sn ที่สามารถยับยั้งการเติบโตของ Cu_6Sn_5 และการหดตัวของโลหะบัดกรีในสภาวะของแข็งจึงส่งผลให้เกิดโพรงอากาศที่ระหว่างพื้นผิวได้ แต่อย่างไรก็ตามกับการเพิ่มเวลาการบ่มถึง 1,000 ชั่วโมง กลไกการเติบโตและการขยายตัวของชั้น Cu_3Sn ไม่สามารถยับยั้งการเติบโตของชั้น Cu_6Sn_5 ได้ เนื่องจากอิทธิพลของเวลาในการบ่มที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้ชั้น Cu_6Sn_5 มีขนาดเพิ่มขึ้นและชั้นสารประกอบรวมมีความหนาเฉลี่ยเพิ่มขึ้นเป็น $5.53 \mu m$



รูปที่ 4.8 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของชั้น Cu_3Sn

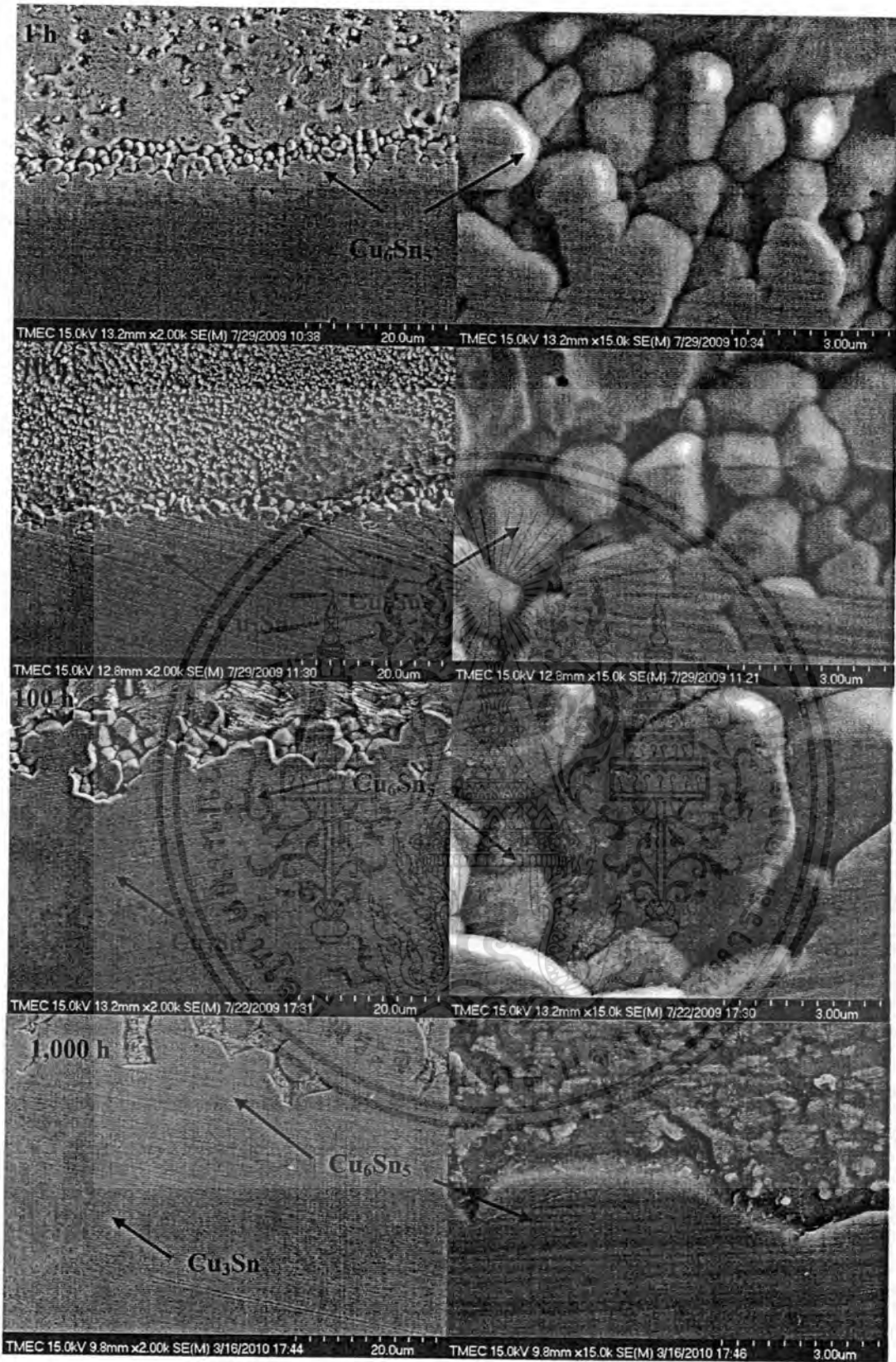
รูปที่ 4.10 แสดงโครงสร้างจุลภาคจากการบ่มที่อุณหภูมิ $170^\circ C$ สำหรับรอยต่อบัดกรีที่ผ่านการบ่มที่เวลา 1 และ 10 ชั่วโมง ขนาดของชั้นสารประกอบรวมมีความหนาเฉลี่ย 2.87 และ $3.48 \mu m$ ตามลำดับ และระหว่างทองแดงกับโลหะบัดกรีมีอนุภาคของชั้น Cu_6Sn_5 ที่เหลือน้อยกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับการบ่มที่อุณหภูมิ 100 และ $135^\circ C$ โดยชั้น Cu_3Sn จะปรากฏเมื่อใช้เวลาในการบ่มที่ 10 ชั่วโมง เช่นเดียวกับที่อุณหภูมิ $135^\circ C$ อย่างไรก็ตามเมื่อเพิ่มเวลาการบ่มถึง 100 ชั่วโมง ชั้นสารประกอบรวมมีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ $10.38 \mu m$ และการบ่มที่เวลา 1,000 ชั่วโมง ชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีความหนาเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วเนื่องจากการขยายตัวของอนุภาค ดังนั้นระหว่างรอยต่อจึงไม่ปรากฏอนุภาคหลังการบ่ม โดยเฟส Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 มีกลไกการเติบโตที่ไม่แตกต่างกันซึ่งมีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 8.17 และ $9.23 \mu m$ ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 4.11 ที่กำลังขยาย 1,000 เท่า

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



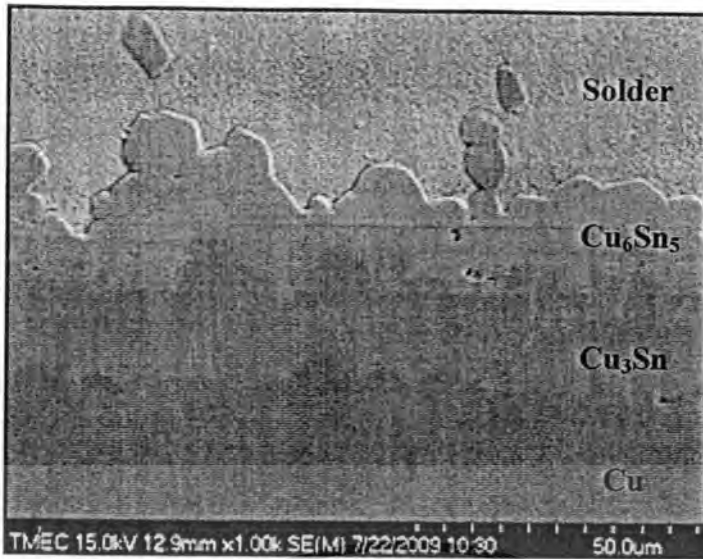
รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคจากการบ่มที่อุณหภูมิ 135 °C และเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคจากการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C และเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

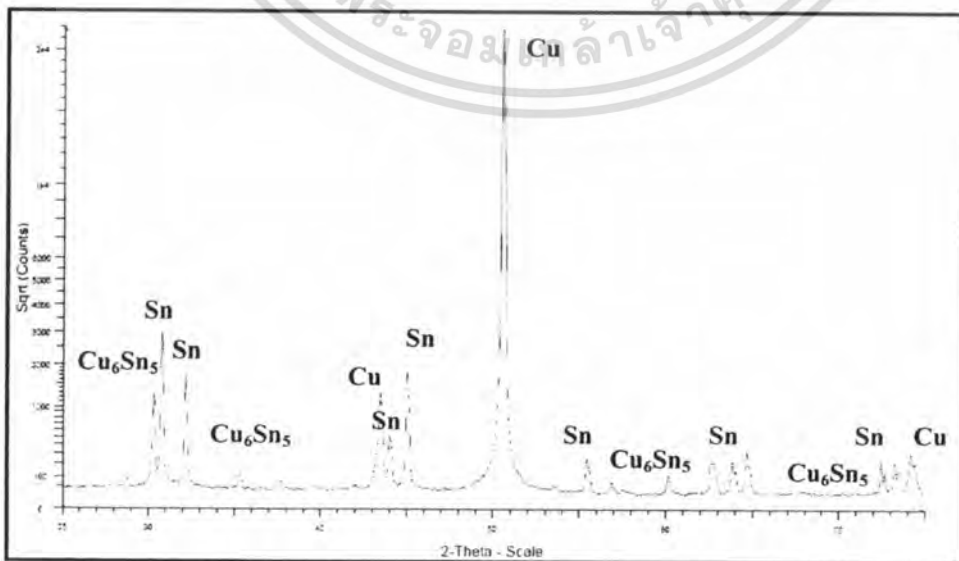


รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 1,000 เท่า บ่มที่อุณหภูมิ 170 °C เวลา 1,000 ชั่วโมง

4.2 โครงสร้างผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

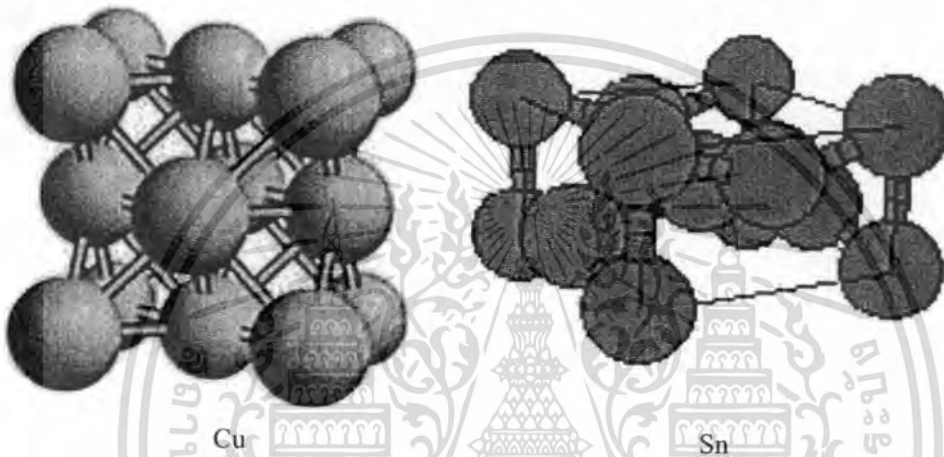
4.2.1 โครงสร้างผลึกหลังการบัดกรี

โครงสร้างผลึกหลังการบัดกรีระหว่างแผ่นรองทองแดงและโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว เมื่อตรวจสอบโดยใช้ XRD สามารถแสดงได้ดังรูปที่ 4.12 ปรากฏ α Cu และ β Sn มีโครงสร้างผลึกแบบเฟสเซ็นเตอร์คิวบิก (Face-centered cubic, FCC) และบอดีเซ็นเตอร์เทตราโกนอล (Body-centered tetragonal, BCT) ตามลำดับ ซึ่งสามารถแสดงลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมได้ดังรูปที่ 4.13

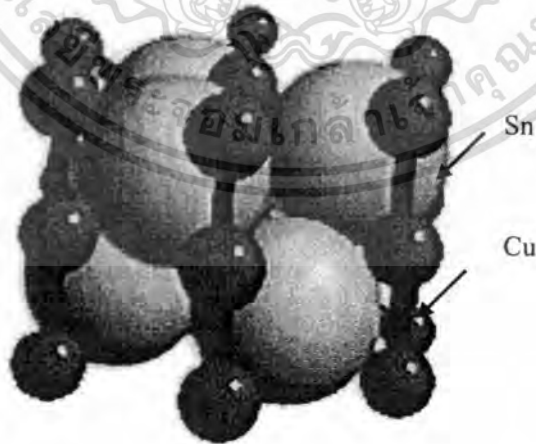


เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
รูปที่ 4.12 รูปแบบการตรวจสอบ XRD หลังการบัดกรี
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามเผยแพร่ต่อแหล่งอื่น และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สำหรับเฟส Cu_6Sn_5 ที่ปรากฏสามารถเกิดได้สองเฟสที่แตกต่างกัน เฟสแรกจะเสถียรที่อุณหภูมิสูง คือ เฟส $\eta\text{-Cu}_6\text{Sn}_5$ จะเกิดหลังการบัดกรีและมีโครงสร้างผลึกแบบเฮกซาโกนอล (Hexagonal) โดยลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมแสดงได้ดังรูปที่ 4.14 และเฟสที่สองคือ $\eta'\text{-Cu}_6\text{Sn}_5$ มีโครงสร้างผลึกแบบโมโนคลินิก (Monoclinic) ซึ่งจะเสถียรที่อุณหภูมิต่ำกับการลดลงของอุณหภูมิ [37] ดังนั้น $\eta\text{-Cu}_6\text{Sn}_5$ จึงสามารถเปลี่ยนแปลงเฟสเป็น $\eta'\text{-Cu}_6\text{Sn}_5$ ได้จากชั้นสารประกอบของทองแดงและดีบุกที่มีปริมาณอะตอม 45 at.% Sn เมื่อตรวจสอบกับสมดุลเฟสของทองแดงและดีบุก แต่อย่างไรก็ตามสำหรับเฟส $\eta'\text{-Cu}_6\text{Sn}_5$ ไม่ปรากฏในการศึกษานี้



รูปที่ 4.13 ลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมใน $\alpha\text{-Cu}$ และ $\beta\text{-Sn}$



รูปที่ 4.14 ลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมใน $\eta\text{-Cu}_6\text{Sn}_5$

ช่องว่างระหว่างระนาบของผลึกสามารถกำหนดได้จากกฎของแบรกก์ และความสัมพันธ์ระหว่างระนาบและตัวแปรโครงสร้างผลึกสำหรับโครงสร้างผลึกแบบเฮกซาโกนอลและโมโนคลินิกจึงเขียนได้ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

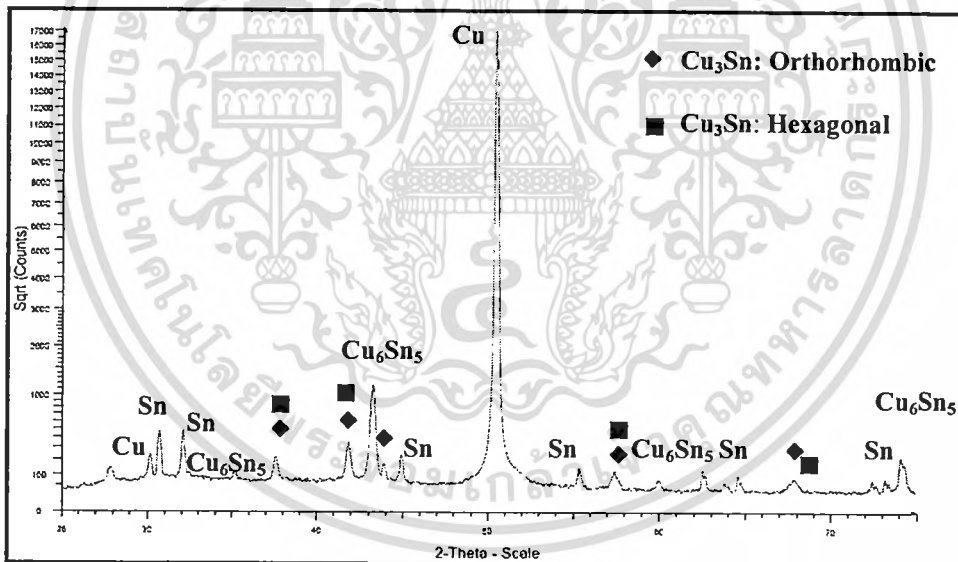
คังสมการที่ (4.2) และ (4.3) ตามลำดับ เมื่อ a, b และ c คือ ตัวแปรโครงผลึก h, k, l คือ ดัชนีมิลเลอร์ และ β คือ มุมระหว่าง b และ c

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \left[\frac{(h^2 + k^2 + l^2)}{a^2} \right] + \frac{l^2}{c^2} \quad (4.2)$$

$$\frac{1}{d^2} = \frac{1}{\sin^2 \beta} \left(\frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2 \sin^2 \beta}{b^2} + \frac{1}{c^2} - \frac{2hl \cos \beta}{ac} \right) \quad (4.3)$$

4.2.2 โครงสร้างผลึกหลังการบ่ม

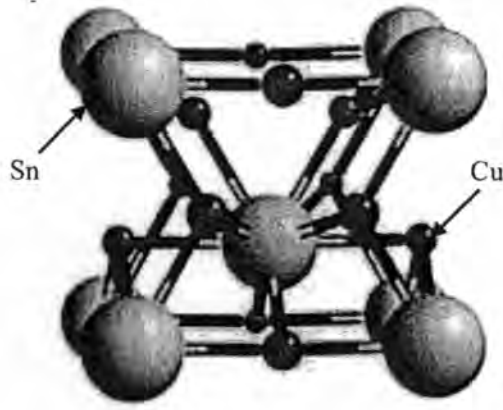
โครงสร้างผลึกหลังการบ่มจะเลือกตัวอย่างที่ปรากฏชั้น Cu_3Sn มาตรวจสอบ จากการบ่มที่อุณหภูมิ 100°C จะปรากฏชั้น Cu_3Sn เฉพาะที่เวลา 1,000 ชั่วโมง ผลการตรวจสอบด้วย XRD สามารถแสดงได้ดังรูปที่ 4.15



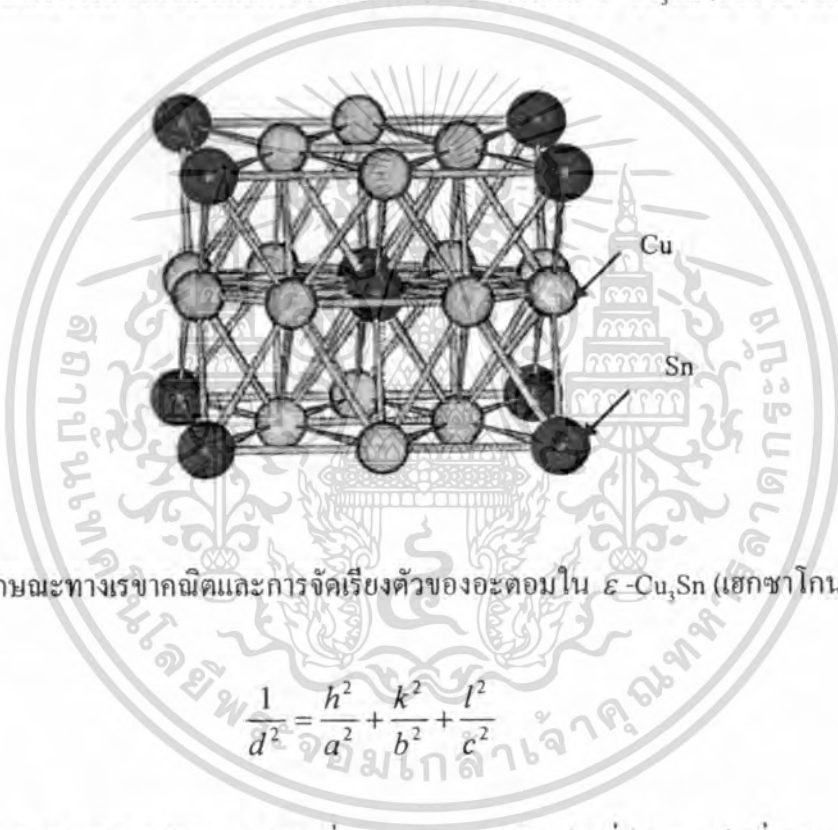
รูปที่ 4.15 รูปแบบการตรวจสอบ XRD หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เวลา 1,000 ชั่วโมง

นอกจาก $\eta\text{-Cu}_6\text{Sn}_5$ (เฮกซาโกนอล) ยังปรากฏเฟส $\varepsilon\text{-Cu}_3\text{Sn}$ ที่มีโครงสร้างผลึกแบบออร์โธโรมบิก (Orthorhombic) และเฮกซาโกนอลหลังการบ่ม โดยลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมในเฟส $\varepsilon\text{-Cu}_3\text{Sn}$ (ออร์โธโรมบิก) และ Cu_3Sn (เฮกซาโกนอล) สามารถแสดงได้ดังรูปที่ 4.16 และ 4.17 ตามลำดับ และความสัมพันธ์ระหว่างช่องว่างระหว่างระนาบและตัวแปรโครงผลึกแบบออร์โธโรมบิกสามารถเขียนได้ดังสมการที่ (4.4)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



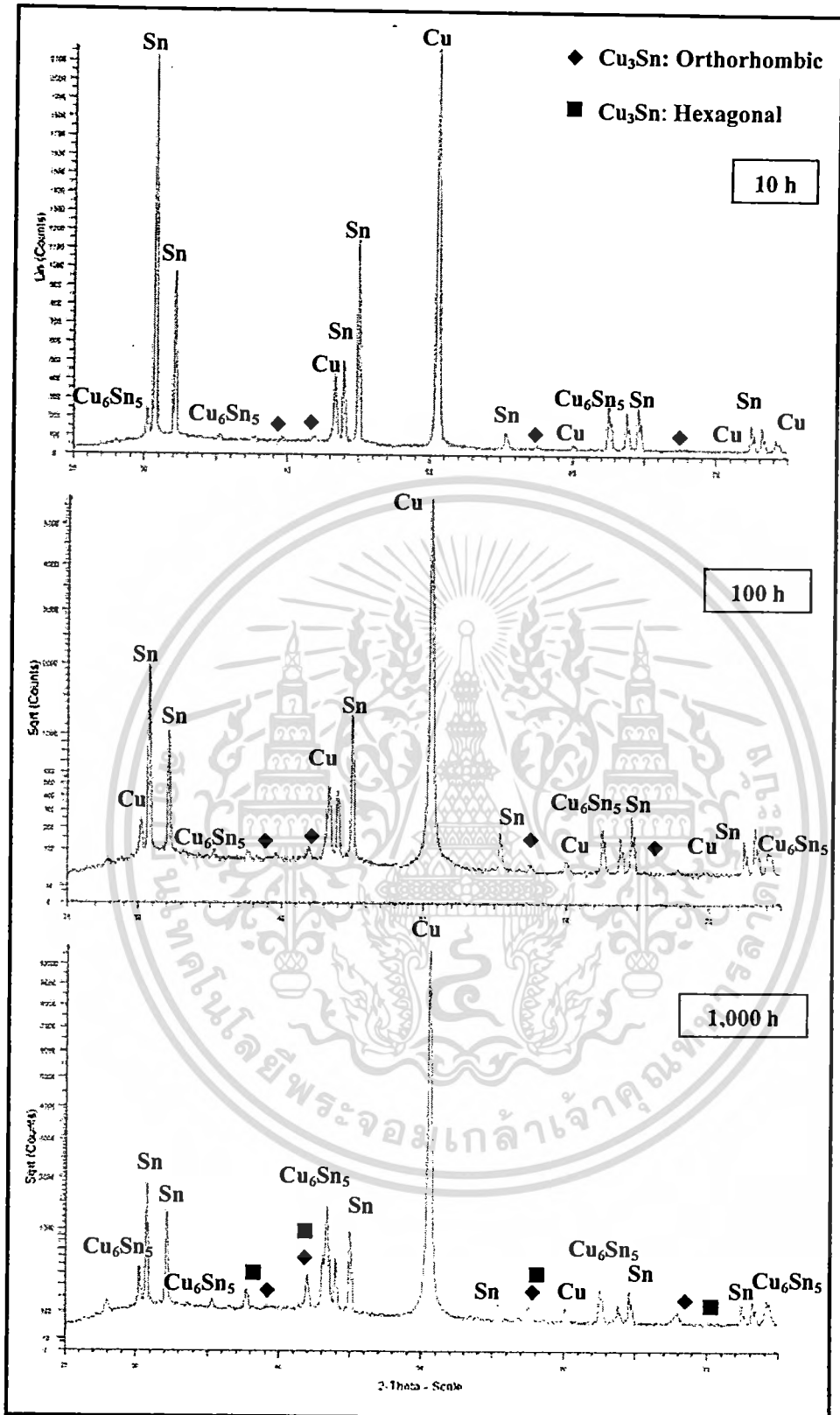
รูปที่ 4.16 ลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมใน ϵ -Cu₃Sn (ออร์โธโรมบิก)



รูปที่ 4.17 ลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมใน ϵ -Cu₃Sn (เฮกซาโกนอล)

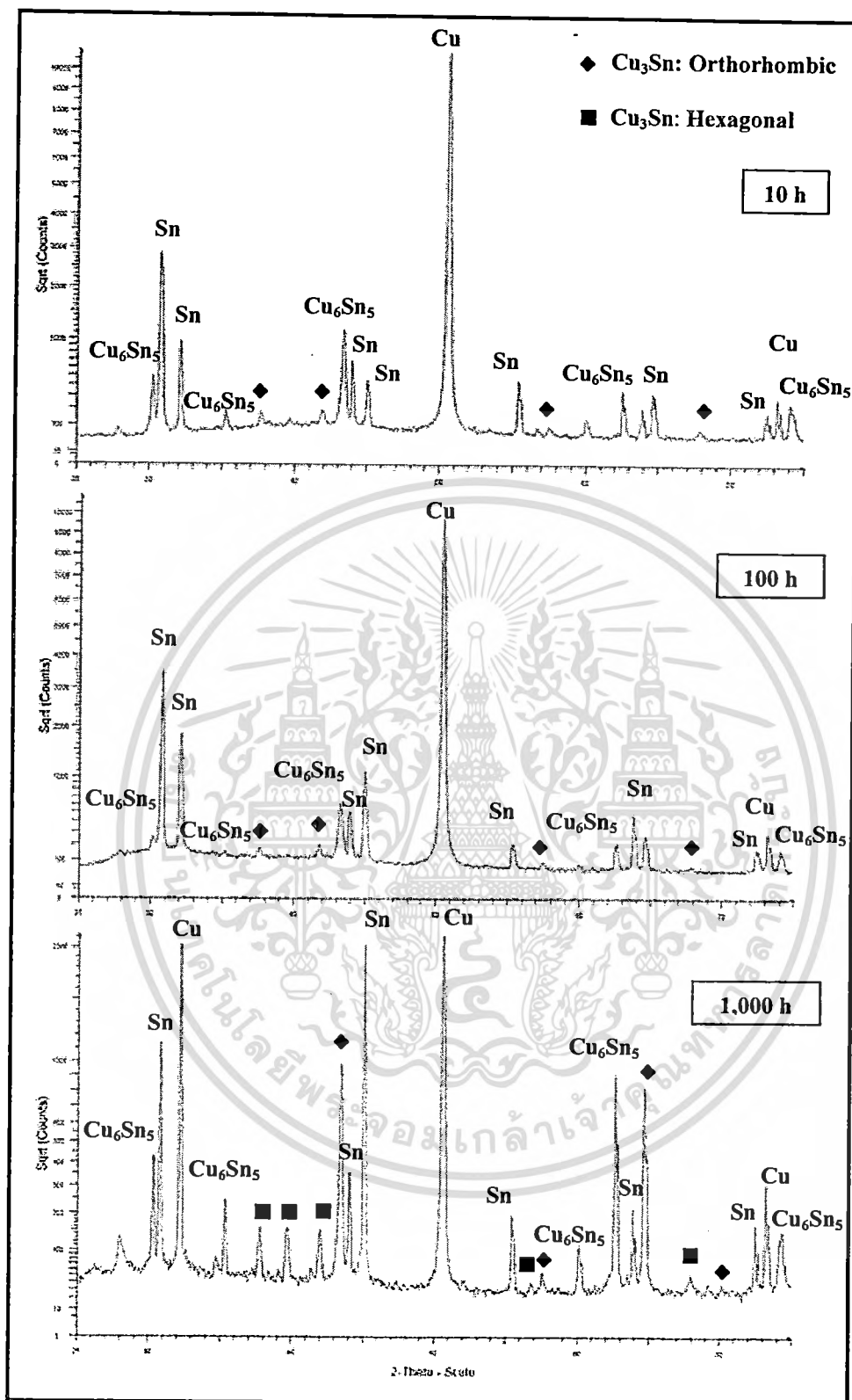
$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (4.4)$$

รูปที่ 4.18 และ 4.19 แสดงรูปแบบ XRD เมื่อตรวจสอบกับตัวอย่างที่ผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 135 และ 170 °C เวลา 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง ระหว่างรอยต่อบัคกรีปรากฏ η -Cu₆Sn₅ และ ϵ -Cu₃Sn เฟสทั้งสองมีปริมาณความหนาแน่นเพิ่มขึ้นกับการเพิ่มเวลาการบ่ม เนื่องจากขนาดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น สำหรับการบ่มที่เวลา 10 และ 100 ชั่วโมง จะปรากฏเฟส η -Cu₆Sn₅ (เฮกซาโกนอล) และ ϵ -Cu₃Sn (ออร์โธโรมบิก) แต่เมื่อเพิ่มเวลาการบ่มถึง 1,000 ชั่วโมง เฟส ϵ -Cu₃Sn (ออร์โธโรมบิก) ที่มีโครงสร้างผลึกที่ไม่สมบูรณ์ (Disorder structure) จะเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกเป็นแบบเฮกซาโกนอลที่สมบูรณ์ (Order structure) โดยมีอัตราส่วน $c/a = 1.572$ โดยพื้นฐานโครงสร้างผลึก HCP จะถูกล้อมรอบโดยหน่วยเซลล์รูปสี่เหลี่ยมผืนผ้า และโครงสร้างผลึกออร์โธโรมบิกในทิศทาง [100] มีขนาดความยาวขอบเป็นสองเท่าของเฮกซาโกนอล ($a_{\text{Orthorhombic}} = 2a_{\text{HCP}}$) ดังนั้นความยาวด้าน $b_{\text{Orthorhombic}}$ ในทิศทาง [120] จะเท่ากับ $a_{\text{HCP}} + 2a_{\text{HCP}}$



รูปที่ 4.18 รูปแบบการตรวจสอบ XRD หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 135 °C เวลา 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง

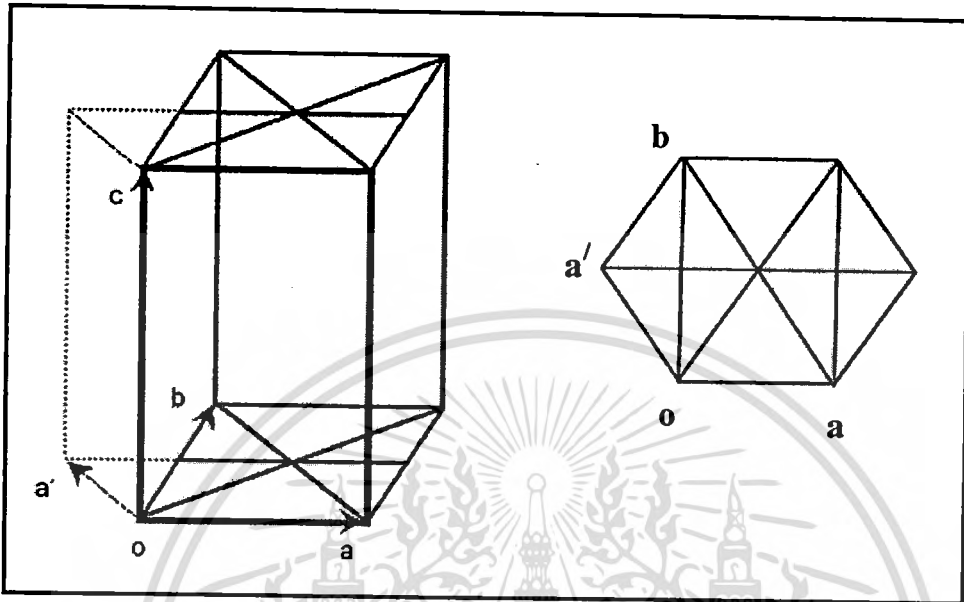
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.19 รูปแบบการตรวจสอบ XRD หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 170°C เวลา 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โดยที่ a' จะเกิดขึ้นจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างซึ่งสามารถแสดงได้ดังรูปที่ 4.20 ขณะที่ความสูงของหน่วยเซลล์ (C) ในทิศทาง [001] จะแตกต่างกันเล็กน้อย [38-40] สำหรับโครงสร้างผลึกที่กล่าวมาข้างต้นสามารถแสดงรายละเอียดเพิ่มเติมได้ดังตารางที่ 4.1



รูปที่ 4.20 ความสัมพันธ์ระหว่างออร์โธโรมบิกและ HCP

จากตารางที่ 4.1 พิจารณาสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น ความแตกต่างของชนิดและโครงสร้างของสารประกอบเชิงโลหะสามารถทำนายคุณสมบัติทางกลได้โดยเฉพาะกับการแปรรูปแบบถาวร (Deformation) ซึ่งปกติความแข็งของวัสดุจะกำหนดถึงความต้านทานการแปรรูปถาวร โดยทั่วไปคุณสมบัติความแข็งจะขึ้นอยู่กับตัวแปรที่แตกต่างกันเช่น อุณหภูมิ ความดัน รูพรุน (Porosity) สิ่งเจือปน (Impurity) คิสโลเคชัน (Dislocation) และตำหนิอื่นๆ ดังนั้นความแข็งจึงสามารถอธิบายได้จากตำหนิแบบเส้นในผลึก หรือคิสโลเคชันที่สามารถเคลื่อนที่ได้เฉพาะในระนาบที่มีการเรียงตัวของอะตอมหนาแน่นเรียกว่าระนาบเลื่อน (Slip plane) และจะมีทิศทางการเลื่อน (Slip direction) ในระนาบที่มีการเรียงตัวของอะตอมใกล้ชิดกันมากที่สุด เมื่อรวมระนาบและทิศทางเข้าด้วยกันจะเกิดระบบการเลื่อน (Slip system) สำหรับโครงสร้างผลึกแต่ละแบบจะมีระบบการเลื่อนที่แตกต่างกัน ตัวอย่างเช่น โครงสร้างผลึกแบบ BCC จะมีอะตอมอัดแน่นในกลุ่มระนาบ $\{110\}$ และมีทิศทางการเลื่อน $\langle 111 \rangle$ จึงมีระบบการเลื่อน 12 ระบบ เช่นเดียวกับ FCC ($\{111\} \langle 110 \rangle$, 4 ระนาบ \times 3 ทิศทาง) แต่สำหรับ HCP จะมีระนาบที่อะตอมอัดตัวแน่น 2 ระนาบ 3 ทิศทางการเลื่อน จึงมี 6 ระบบการเลื่อน ออร์โธโรมบิกมี 2 ระบบการเลื่อน ($\{100\} \langle 110 \rangle$ และ $\{001\} \langle 110 \rangle$) และ โมโนคลินิกมีระบบการเลื่อนเพียง 1 ระบบ ($\{001\} \langle 110 \rangle$) [41] ดังนั้นโลหะที่มีระบบการเลื่อนจำนวนมากการแปรรูปถาวรจะเกิดขึ้นได้ง่าย แต่ในทางตรงข้ามกับโลหะหรือชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีระบบการเลื่อนน้อยจะมีคุณสมบัติที่ค่อนข้างเปราะ

ตารางที่ 4.1 ข้อมูลโครงสร้างผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

Phase	Structure	Pearson symbol	Space group (No.)	Lattice parameters (Å)
α Cu	FCC	cF4	Fm-3m (225)	a = 3.607
β Sn	BCT	tI4	I41/amd (141)	a = 5.819, c = 3.1753
	NiAs			a = 4.20
η -Cu ₆ Sn ₅	(Hexagonal)	hP4	P63 (194)	c = 5.09
	Cu ₆ Sn ₅			a = 11.0225,
η' - Cu ₆ Sn ₅	(Monoclinic)	mc44	C2/c (15)	b = 7.2824, c = 9.8272
	CuTi			a = 5.490,
ϵ - Cu ₃ Sn	(Orthohombic)	oP8	Pmmn (59)	b = 4.320, c = 4.740
ϵ - Cu ₃ Sn	(Hexagonal)	-	-	a = 2.749, c = 4.322

หมายเหตุ สำหรับข้อมูลเฟส η' - Cu₆Sn₅ มาจากงานวิจัยของ Hwang และคณะ [37]

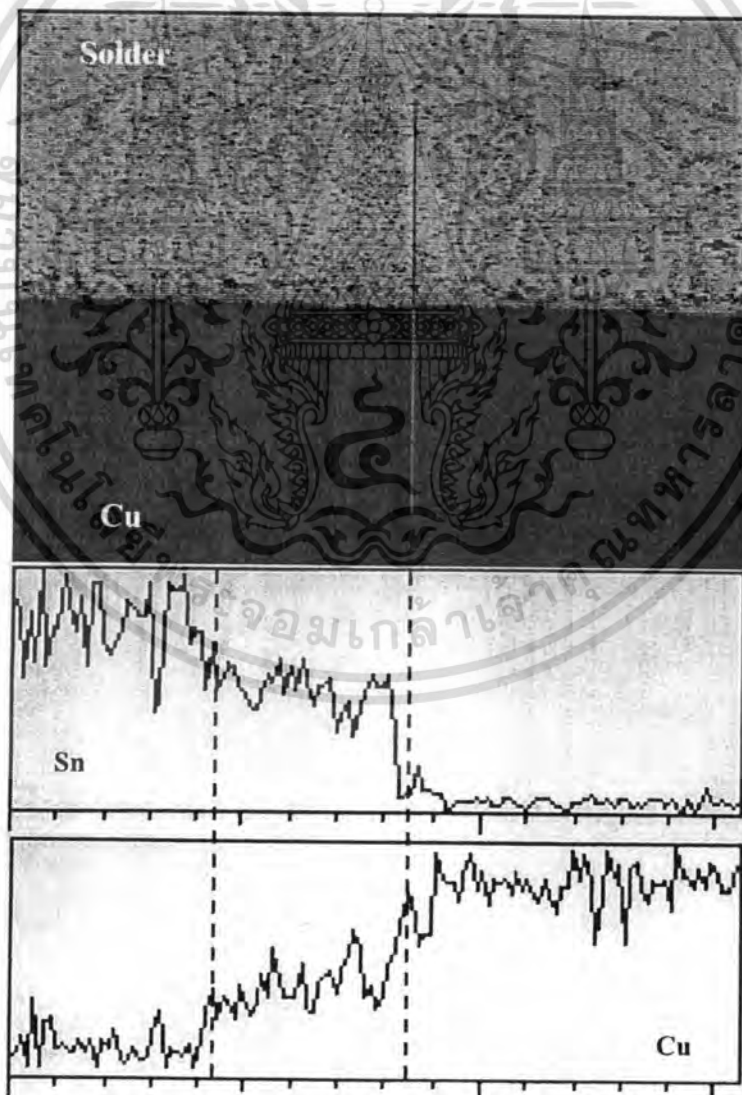
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.3 ตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุ

สำหรับการวิเคราะห์พฤติกรรมการแพร่ของดีบุก เงิน และทองแดงหรือโลหะผสมของโลหะบัดกรีในกลุ่ม SAC ระหว่างการบัดกรีและการบ่ม นอกจากการวิเคราะห์แบบจุด (Point analysis) แล้วยังมีเทคนิคจากการวิเคราะห์แบบ Line scanning และการทำ Mapping ของแต่ละธาตุ เพื่อความถูกต้องในการวิเคราะห์ปรากฏการณ์การขนถ่ายมวลด้วยการเคลื่อนที่ของอะตอมหรือคู่ควบการแพร่ของทองแดงและดีบุก

4.3.1 เทคนิคการวิเคราะห์แบบ Line scanning

จากผล Line scanning ความเข้มข้นของทองแดงและดีบุกเป็นฟังก์ชันของตำแหน่งตลอดความยาวคู่ควบการแพร่แสดงได้ดังรูปที่ 4.21 โดยสแกนจากโลหะบัดกรีไปยังโลหะพื้น

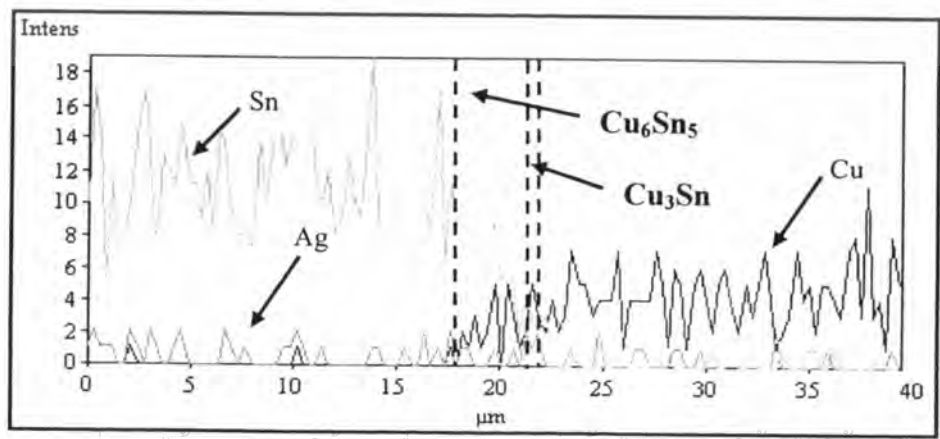
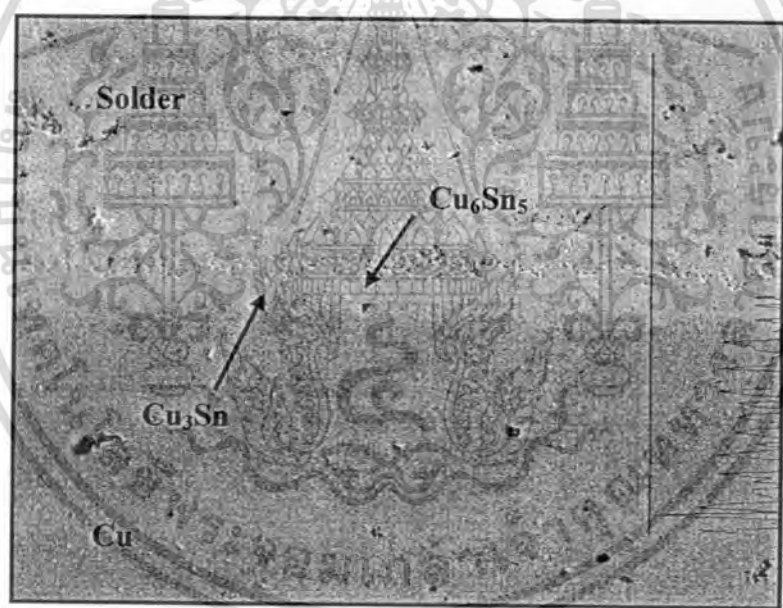


เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้เฉพาะเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
รูปที่ 4.21 โครงสร้างจุลภาคที่กล้องขยาย 500 เท่า และผล Line scanning หลังการบัดกรี

ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

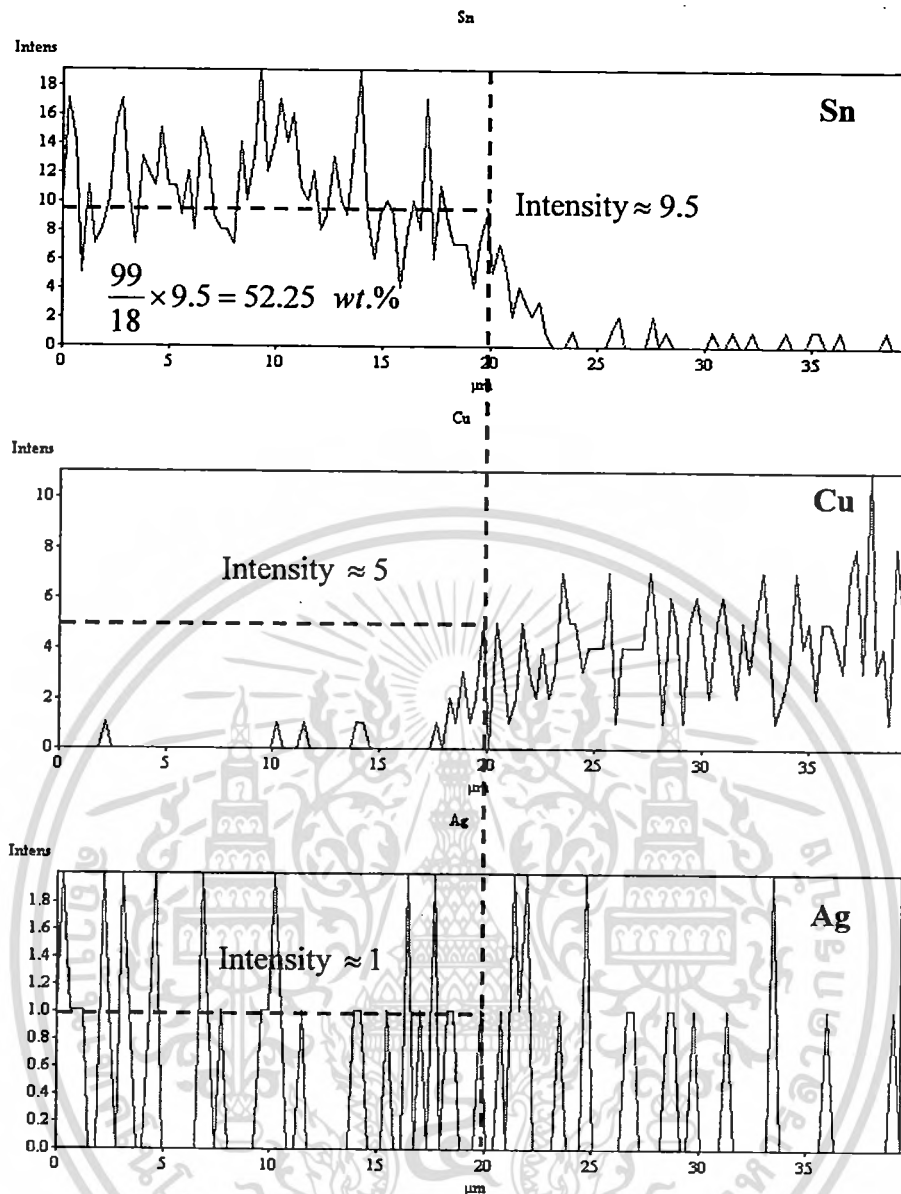
ผลการสแกนจากโครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 500 เท่า หลังการบัดกรีปริมาณความเข้มข้นของดีบุกมีแนวโน้มลดลงเมื่อสแกนจากโลหะบัดกรีไปยังโลหะพื้นทองแดง และปริมาณของทองแดงมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นซึ่งเป็นไปตามคู่ควบการแพร่ เมื่อพิจารณาผลจากการวิเคราะห์ด้วย EDX ภายในชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่แสดงขอบเขตโดยใช้เส้นประในการแบ่งขอบเขตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง

หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C เป็นเวลา 1,000 ชั่วโมง Line scanning สามารถแสดงได้ดังรูปที่ 4.22 ปกติภายในชั้น Cu_6Sn_5 จะมีปริมาณอะตอมทองแดงมากกว่าดีบุกหนึ่งอะตอมแต่ผลจากกราฟระหว่างตำแหน่งการสแกน (μm) กับความเข้มข้นของธาตุ (wt.%) สาเหตุที่ดีบุกมีปริมาณความเข้มข้นมากกว่าทองแดงเพราะปริมาณน้ำหนักอะตอม (Atomic weight) ของธาตุแตกต่างกัน โดยดีบุกเท่ากับ 118.710 g/mol เงินเท่ากับ 107.870 g/mol และทองแดงเท่ากับ 63.546 g/mol ดังนั้นการวิเคราะห์ผลจาก Line scanning จึงต้องเปลี่ยนหน่วยความเข้มข้นของธาตุในหน่วยเปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักเป็นเปอร์เซ็นต์อะตอมซึ่งแสดงความเข้มข้นของแต่ละธาตุได้ดังรูปที่ 4.23



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งยังเป็นทรัพย์สินของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าพระนครเหนือ และต้องอ้างถึงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

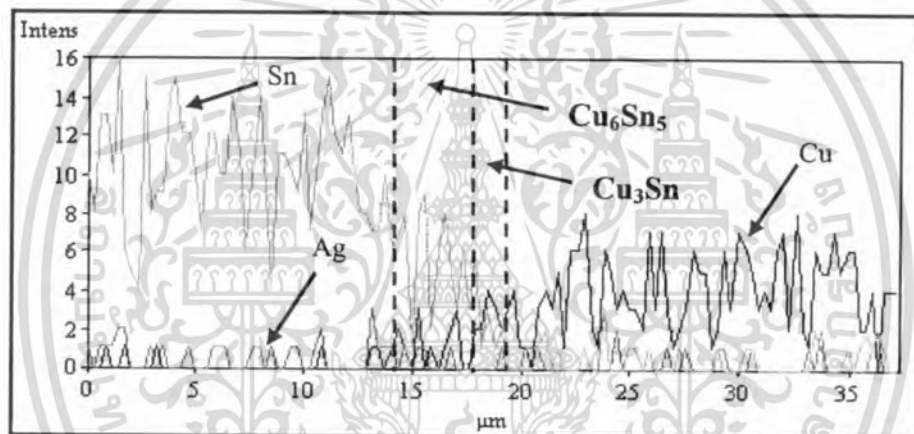
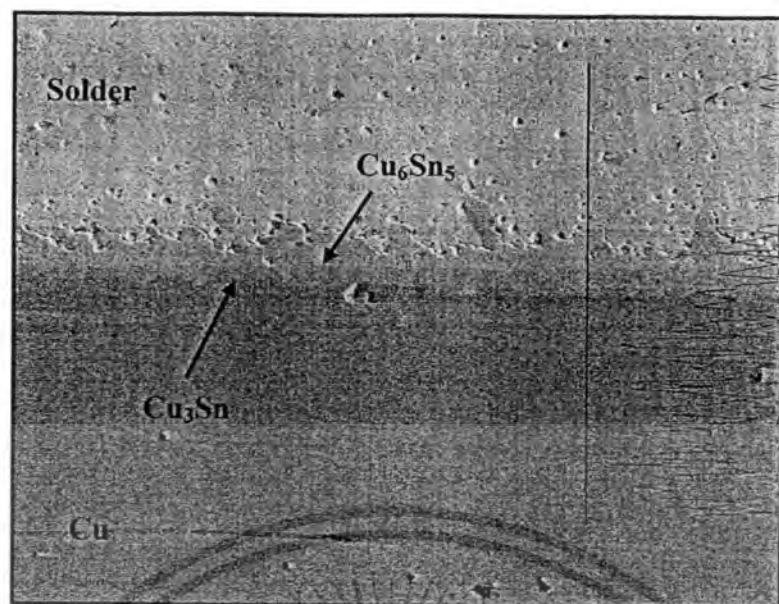
รูปที่ 4.22 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 500 เท่า และผล Line scanning ที่ 100 °C, 1,000 ชั่วโมง



รูปที่ 4.23 กราฟตำแหน่งการสแกนกับความเข้มข้นของแต่ละธาตุที่ 100°C , เวลา 1,000 ชั่วโมง

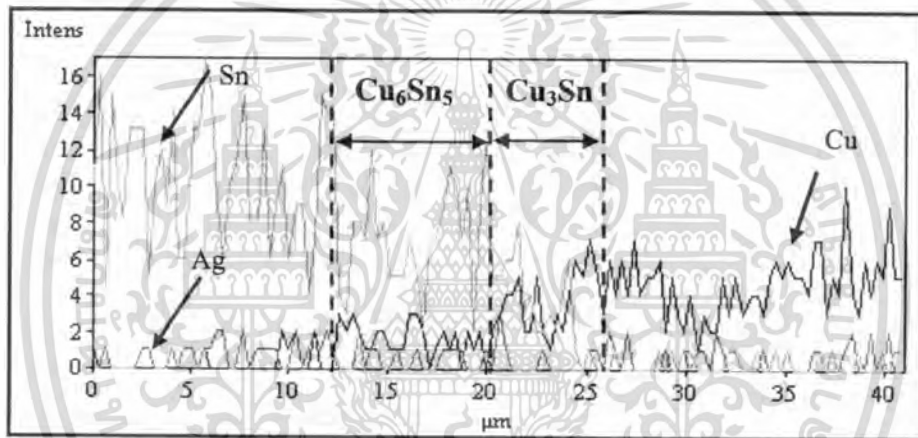
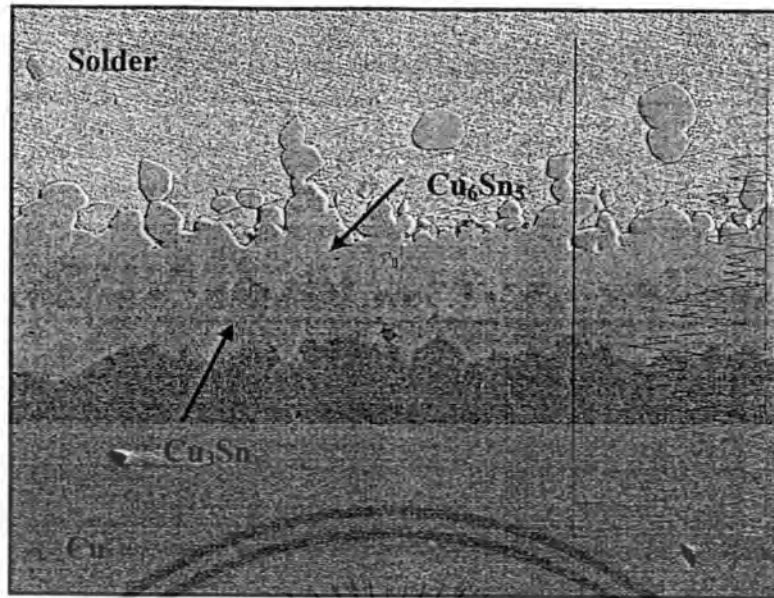
จากรูปที่ 4.23 ตัวอย่างภายในชั้นสารประกอบเชิงโลหะตำแหน่งที่ $20\ \mu\text{m}$ สแกนจากโลหะบัดกรีที่มีความเข้มข้นของดีบุก 99 wt.% ไปยังโลหะพื้นทองแดง จากกราฟจึงมีความเข้มข้นของดีบุกโดยประมาณ 52.25 wt.% ดังนั้นชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีส่วนประกอบของ Sn-Ag-Cu เท่ากับ 52.25-0.17-49.50 เมื่อเปลี่ยนเป็นเปอร์เซ็นต์อะตอมเท่ากับ 36.10-0.10-63.80 สำหรับการบ่มที่อุณหภูมิ 135 และ 170°C เมื่อบ่มถึง 1,000 ชั่วโมง Line scanning แสดงได้ดังรูปที่ 4.24 และ 4.25 ตามลำดับ คู่ควมการแพร่ของทองแดงและดีบุกที่เกิดขึ้นระหว่างพื้นผิวมีบริเวณกว้างขึ้นเนื่องจากอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาจากการบ่ม โดยเฉพาะคู่ควมการแพร่ของชั้น Cu_3Sn ที่ปรากฏระหว่าง Cu_6Sn_5 และทองแดงที่มีความหนาเพิ่มขึ้นกับการเพิ่มอุณหภูมิถึง 170°C ดังแสดงในรูปที่ 4.25 เมื่อสแกนจากโลหะบัดกรีไปยังโลหะพื้นทองแดง

เอกสารนี้เป็นลิขสิทธิ์ของกรมการศึกษานอกโรงเรียน กระทรวงศึกษาธิการ
 ไม่ว่ากรรมใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.24 โครงสร้างจุลภาคที่กำเนิดขยาช 500 เท่า และผล Line scanning ที่ 135 °C, 1,000 ชั่วโมง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

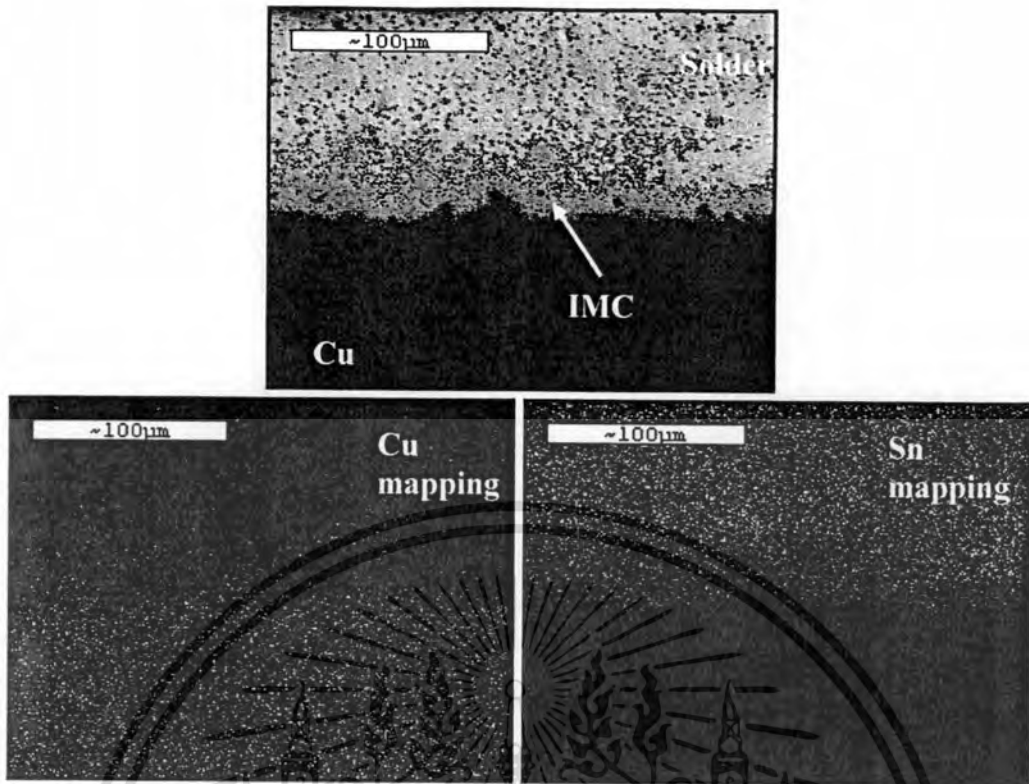


รูปที่ 4.25 โครงสร้างจุลภาคที่กำเนิดขยา 500 เท่า และผล Line scanning ที่ 170 °C, 1,000 ชั่วโมง

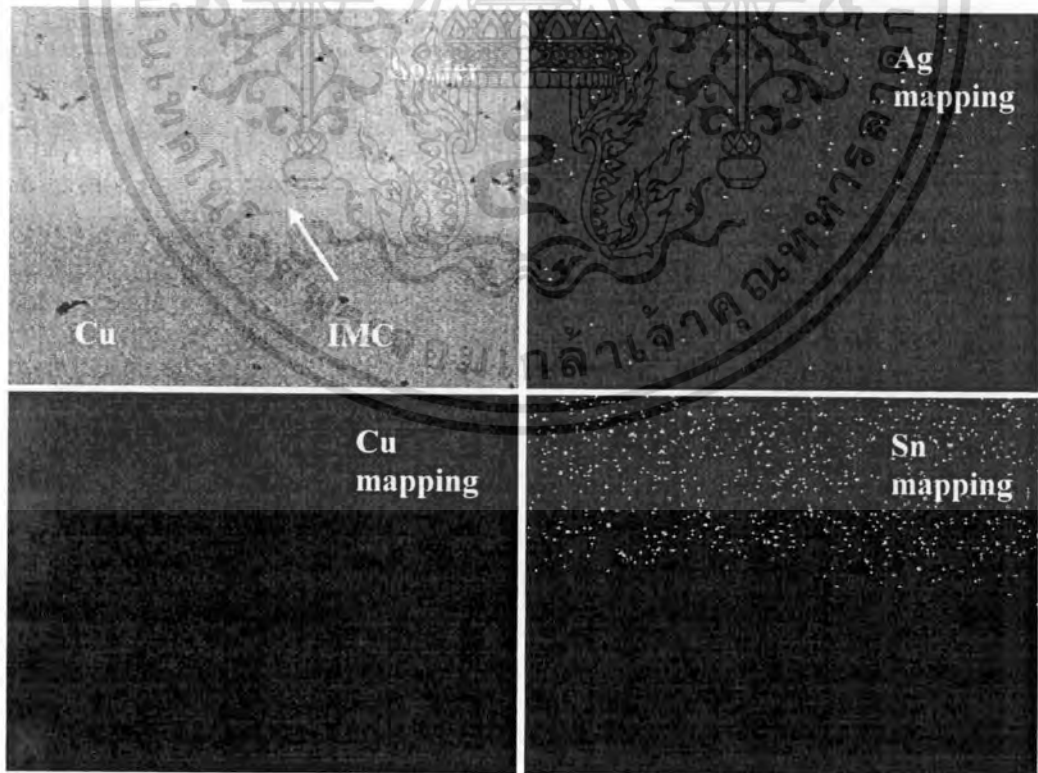
4.3.2 เทคนิคการวิเคราะห์แบบ Mapping

เทคนิคการทำ Mapping นอกจากจะช่วยวิเคราะห์ปรากฏการณ์การแพร่แล้วยังช่วยในการวิเคราะห์การกระจายตัวของทองแดงและดีบุกระหว่างการบัดกรีและการบ่มในสถานะของแข็ง ซึ่งสามารถแสดงได้ดังรูปที่ 4.26-4.29 รูปที่ 4.26 แสดงขอบเขตความเข้มข้นของทองแดงและดีบุกจากการทำ Mapping ของแต่ละธาตุหลังการบัดกรีที่อุณหภูมิ 270 °C เวลา 5 วินาที การกระจายตัวของทองแดงและดีบุกที่มีขอบเขตความเข้มข้นของทองแดงจะสิ้นสุดที่ระหว่างชั้นระหว่างรอยต่อเช่นเดียวกับดีบุก สำหรับรูปที่ 4.27-4.29 เมื่อตรวจสอบกับตัวอย่างที่ผ่านการบ่มที่เวลา 1,000 ชั่วโมง ธาตุเงินในโลหะบัดกรีที่มีปริมาณน้อยจะแสดงให้เห็นอย่างกระจุกกระจาย

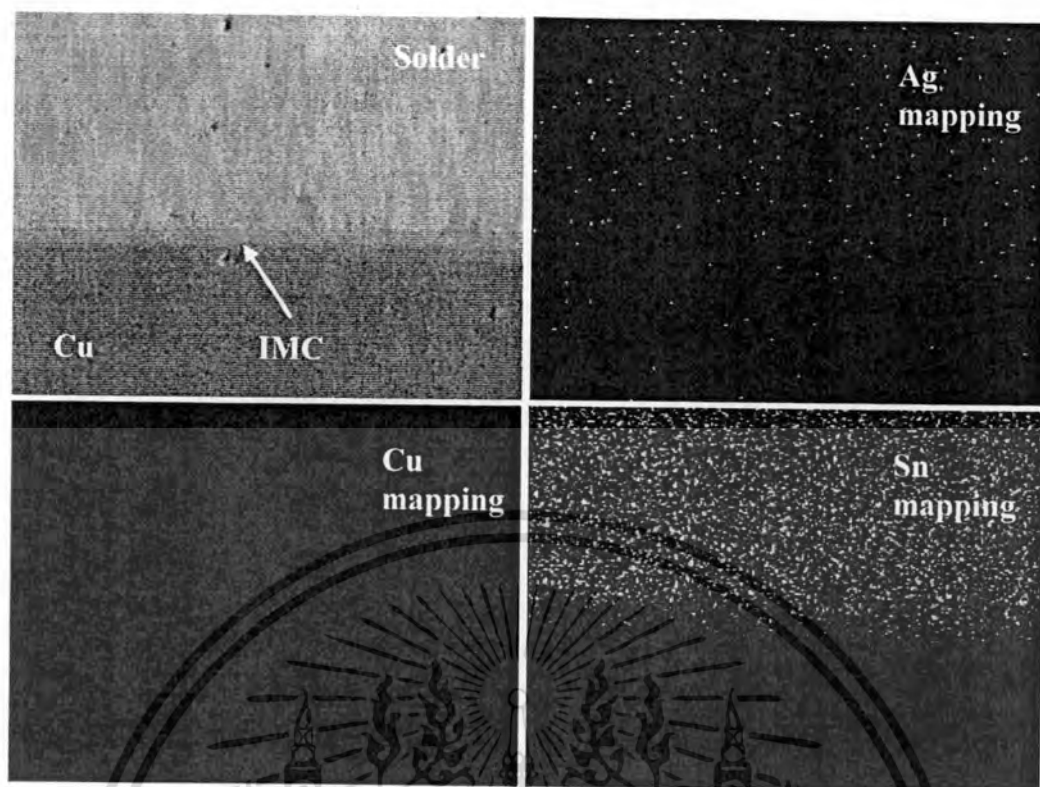
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



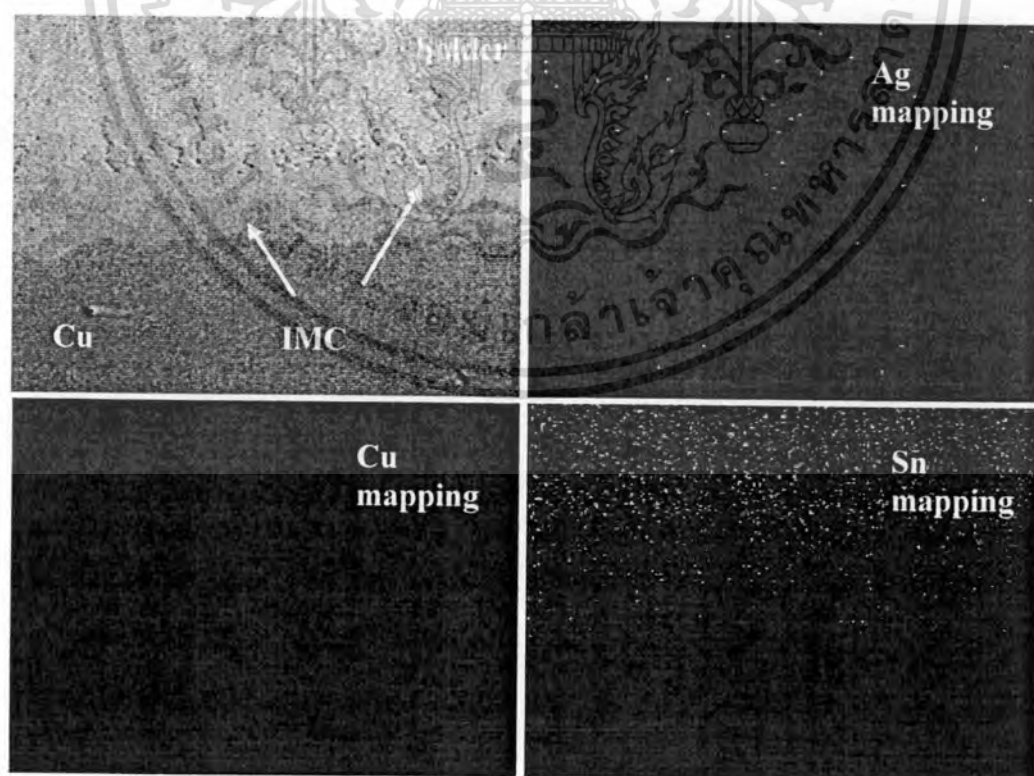
รูปที่ 4.26 โครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มที่ กำลังขยาย 2,000 เท่า, Cu mapping และ Sn mapping



รูปที่ 4.27 โครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มที่ 100 °C, 1,000 ชั่วโมง กำลังขยาย 500 เท่า, Ag mapping, Cu mapping และ Sn mapping
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.28 โครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มที่ 135°C , 1,000 ชั่วโมง กำลังขยาย 500 เท่า, Ag mapping, Cu mapping และ Sn mapping



เอกสารนี้รูปที่ 4.29 โครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มที่ 170°C , 1,000 ชั่วโมง กำลังขยาย 500 เท่า, Ag mapping, Cu mapping และ Sn mapping

ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อี mapping, Cu mapping และ Sn mapping

เมื่อพิจารณาชั้น Cu_6Sn_5 ที่เกิดขึ้นจากปฏิกิริยาทางเคมีระหว่างทองแดงและดีบุกจากผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีโดยใช้ EDX มีปริมาณ 54-56 at.% Cu และ 44-47 at.% Sn ดังนั้นปฏิกิริยาแรกที่เกิดขึ้นระหว่างพื้นผิวจากการรวมตัวของ 6 อะตอมทองแดงและ 5 อะตอมดีบุกคือ



อิทธิพลของการบ่มในสถานะของแข็งทำให้ชั้นสารประกอบมีความหนาเพิ่มขึ้น เนื่องจากการแพร่ของอะตอมทองแดงและดีบุกทำให้ Cu_6Sn_5 สามารถเปลี่ยนเฟส (Phase transformation) เป็น Cu_3Sn โดยการทำปฏิกิริยากับทองแดงซึ่งสามารถแสดงได้ดังสมการที่ (4.6)



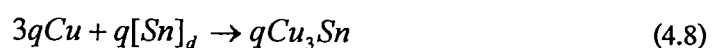
การเติบโตของชั้น Cu_3Sn จะถูกกำหนดโดยการสลายตัวของ Cu_6Sn_5 ทำให้เกิด 2 โมเลกุลของ Cu_3Sn และ 3 อะตอมดีบุก [42, 43] ดังสมการที่ (4.7)



สำหรับองค์ประกอบทางเคมีของชั้น Cu_3Sn ที่เกิดขึ้นจากการทดลองมีปริมาณ 74-77% at.% Cu และ 24-26 at.% Sn

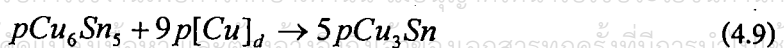
ในงานวิจัยนี้การบัดกรีโลหะพื้นทองแดงกับโลหะผสม (Alloy) มีความเข้มข้นของดีบุกถึง 99 % (99Sn-0.3Ag-0.7Cu) ขณะที่อีก 1% มาจากเงินและทองแดง ดังนั้นปฏิกิริยาจากการบัดกรีที่เกิดขึ้นจึงมีลักษณะที่ใกล้เคียงกับการบัดกรีทองแดงและดีบุกบริสุทธิ์โดยเฟสที่เกิดขึ้นจากการบัดกรีจะมีการเปลี่ยนเฟสและการเติบโตโดยการสูญเสียหรือได้รับอะตอมดีบุกหรือทองแดงที่ชั้นเฟสนั้น และในทอมของสมการปฏิกิริยาทางเคมีแสดงได้ดังสมการที่ (4.8) - (4.13)

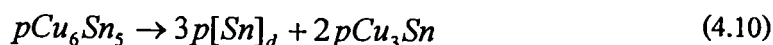
ระหว่างพื้นผิว I (Cu/Cu₃Sn บนขอบ Cu₃Sn):



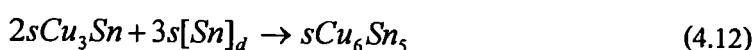
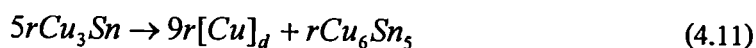
ระหว่างพื้นผิว II (Cu₃Sn/Cu₆Sn₅ บนขอบ Cu₃Sn):

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงชื่อของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำใช้

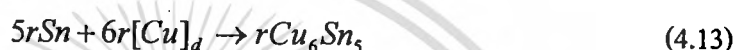




ระหว่างพื้นผิว II (Cu_3Sn/Cu_6Sn_5 บนขอบ Cu_6Sn_5):



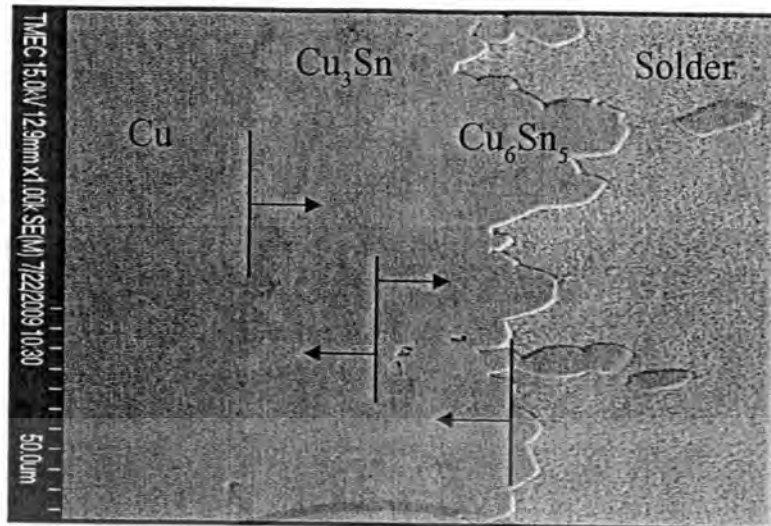
ระหว่างพื้นผิว III (Cu_6Sn_5/Sn บนขอบ Cu_6Sn_5):



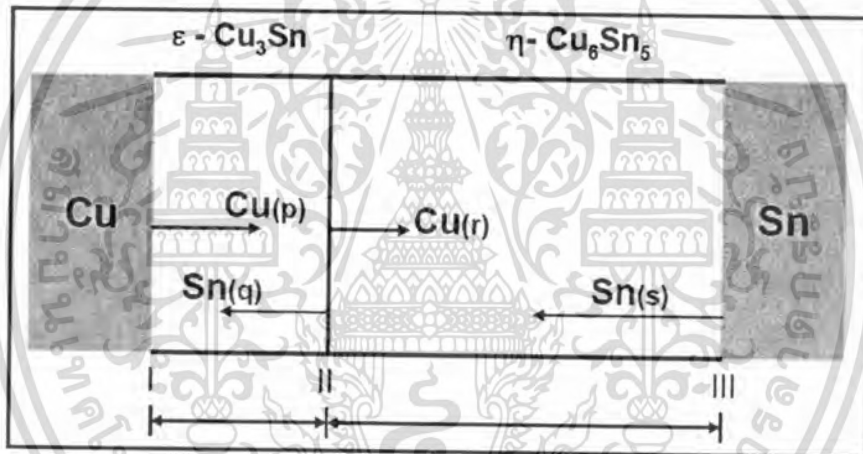
การสูญเสียหรือได้รับอะตอมทองแดงหรือดีบุกที่ชั้นเฟสสามารถแสดงให้เห็นได้ดังรูปที่ 4.30 ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C ที่เวลา 1,000 ชั่วโมง ในงานวิจัยนี้เปรียบเทียบกับรูปที่ 4.31 ในงานวิจัยของ Paul [44] ที่แสดงรายละเอียดการเติบโตของชั้น Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 ในคู่ควบของทองแดงและดีบุก โดยสัญลักษณ์ $[Cu]_d$ และ $[Sn]_d$ เป็นเครื่องหมายแสดงการแพร่ของอะตอมในชั้นสารประกอบเชิงโลหะแต่ไม่ได้ใช้แทนเฟสทองแดงและดีบุก ตัวแปร p และ q คือ จำนวนโมล (Moles) รวมของอะตอมทองแดงและดีบุกตามลำดับ ที่มีการเปลี่ยนแปลงต่อหน่วยพื้นที่ไปยังชั้น Cu_3Sn ระหว่างเวลาการแพร่รวม เช่นเดียวกับ r และ s ที่เป็นจำนวนโมลรวมของอะตอมทองแดงและดีบุก ที่ถูกส่งผ่านระหว่างปฏิกิริยาต่อหน่วยพื้นที่ไปยังเฟส Cu_6Sn_5

สำหรับชั้นสารประกอบที่เกิดขึ้นทั้ง Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn นอกจากมีองค์ประกอบทางเคมีที่แตกต่างกันแล้วยังส่งผลกระทบต่อคุณสมบัติทางกลและทางกายภาพที่แตกต่างกัน เมื่อพิจารณาคุณสมบัติทางกลและทางกายภาพของชั้น Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 ที่เกิดจากคู่ควบการแพร่ของการบดกรีทองแดงและดีบุกจากงานวิจัยของ Fields และ Low [45] แสดงได้ดังตารางที่ 4.2 โดยทั่วไปมอดูลัสความยืดหยุ่น (Modulus of elasticity) ของวัสดุไม่สามารถกำหนดจากการรวมตัวของธาตุได้ เนื่องจากชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นสารประกอบที่มาจากโลหะผสมของวัสดุหนึ่งกับวัสดุอื่นๆ มอดูลัสความยืดหยุ่นหรือมอดูลัสของยัง (Young's modulus) สำหรับ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn มีค่า 85.56 และ 108.3 GPA ตามลำดับ และชั้นสารประกอบเชิงโลหะทั้งสองชนิดมีค่าความแข็งที่ใกล้เคียงกัน อีกทั้งไม่มีคุณสมบัติการแปรรูปแบบถาวร (Plastic deformation) จึงมีความเหนียว (Ductility) ต่ำมากและมีเพียง 2-3 เท่าของแก้ว

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.30 แสดงตัวอย่าง โครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C ที่เวลา 1,000 ชั่วโมง



รูปที่ 4.31 แสดงรายละเอียดการเติบโตของชั้น Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 ในคู่ควบของทองแดงและดีบุก

สำหรับคุณสมบัติความต้านทานแรงดึง (Tensile strength) และความแข็ง (Hardness) ของโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu มีค่าเท่ากับ 31.86 MPa และ 10.23 HV ตามลำดับ [46] โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิดนี้มีความแข็งน้อยกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu ที่มีความแข็งเท่ากับ 13.5 HV เนื่องจากความต้านทานแรงดึงและความแข็งที่แปรผันตรงซึ่งกันและกันจะเป็นดัชนีชี้วัดถึงความต้านทานการแปรรูปแบบถาวรของวัสดุ สำหรับการบัดกรี SAC 305 กับทองแดงบริสุทธิ์ที่มีความแข็งประมาณ 116.90 HV จะทำให้ชั้นสารประกอบที่เกิดขึ้นมีความแข็ง 157.85 HV เมื่อพิจารณาค่าความแข็งจากการบัดกรีที่มีสามส่วนประกอบคือ โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว, ชั้นสารประกอบเชิงโลหะและโลหะพื้นทองแดงค่าความแข็งโดยรวมเป็นไปตาม $\text{IMC} > \text{Copper} >$

Lead-free solder ความแข็งของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีความแข็งมากกว่าโลหะบัดกรีและทองแดง ในขณะที่โลหะบัดกรีที่มีความแข็งแรงน้อยกว่าทองแดงจึงมีโอกาสเกิดความเสียหายที่ระหว่างไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งยังมีให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

พื้นผิวชั้นสารประกอบเชิงโลหะและโลหะบัดกรี (IMC/solder) มากกว่าที่ระหว่างพื้นผิวชั้นสารประกอบเชิงโลหะและโลหะพื้น (IMC/Substrate) เนื่องจากการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีลักษณะรูปร่างไม่ราบเรียบจึงเกิดความเค้นตัก้างที่ระหว่างพื้นผิว โดยมีผลมาจากสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน (Thermal expansion) ระหว่างโลหะบัดกรีและทองแดง จึงเกิดความเค้นเนื่องจากความร้อน (Thermal stress) ระหว่างการเย็นตัวที่บริเวณระหว่างพื้นผิวชั้นสารประกอบเชิงโลหะและโลหะบัดกรี อีกทั้งค่ามอดูลัสความยืดหยุ่นของทองแดงและชั้นสารประกอบเชิงโลหะมากกว่าโลหะบัดกรีจึงเกิดการยับยั้งความเข้มข้นของความเค้นเมื่อมีแรงมากระทำ [47, 48]

ตารางที่ 4.2 คุณสมบัติทางกลและทางกายภาพของ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn

Properties	Cu_6Sn_5	Cu_3Sn
Vickers hardness kg/mm^2	378 ± 55	343 ± 47
Toughness $\text{MPa}\sqrt{m}$	1.4 ± 0.3	1.7 ± 0.3
Young's modulus GPa	85.56 ± 1.65	108.3 ± 4.4
Poisson's ratio	0.309 ± 0.012	0.299 ± 0.018
Thermal expansion $\text{ppm}/^\circ\text{C}$	16.3 ± 0.3	19.0 ± 0.3
Thermal diffusivity cm^2/sec	0.145 ± 0.015	0.240 ± 0.024
Heat capacity $\text{J/g}^\circ\text{C}$	0.286 ± 0.012	0.326 ± 0.012
Electrical resistivity $\mu\Omega\text{-cm}$	17.5 ± 0.1	8.93 ± 0.10
Density g/cc	8.28 ± 0.02	8.90 ± 0.02
Thermal conductivity $\text{w/Cm}^\circ\text{C}$	0.341 ± 0.051	0.704 ± 0.098

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

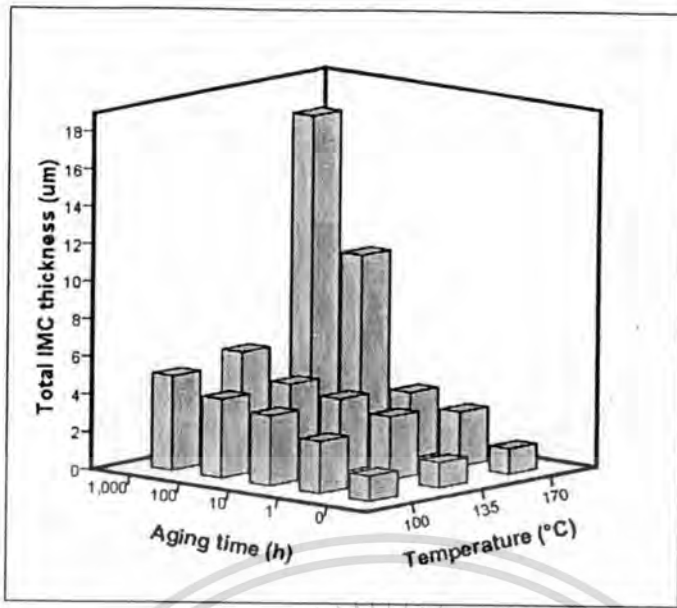
4.4 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5), Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 วัดโดยใช้โปรแกรม Image-Pro Express สามารถแสดงข้อมูลได้ดังตารางที่ 4.3 และความสัมพันธ์ระหว่างความหนารวมของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับอุณหภูมิและเวลาในการบ่ม แสดงในรูปที่ 4.32

ตารางที่ 4.3 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

อุณหภูมิ (°C)	เวลา (h)	ความหนาของชั้นสารประกอบ (μm)		
		Cu_3Sn	Cu_6Sn_5	รวม
100	0	-	1.33	1.33
	1	-	2.76	2.76
	10	-	3.71	3.71
	100	-	4.17	4.17
	1,000	0.73	4.26	4.99
135	0	-	1.33	1.33
	1	-	3.34	3.34
	10	1.24	2.63	3.87
	100	1.31	2.92	4.23
	1,000	2.09	3.44	5.53
170	0	-	1.33	1.33
	1	-	2.87	2.87
	10	1.10	2.38	3.48
	100	4.34	6.04	10.38
	1,000	8.17	9.23	17.40

จากรูปที่ 4.32 กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวมที่มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มเวลาการบ่ม โดยการเพิ่มขึ้นสำหรับการบ่มที่อุณหภูมิ 100 และ 135 °C จะมีวิวัฒนาการการเติบโตที่ใกล้เคียงกันมาก ซึ่งจะแตกต่างกับการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C ที่มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วโดยเฉพาะกับการบ่มที่เวลา 100 และ 1,000 ชั่วโมง จากการทดลองจึงสามารถแบ่งกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะออกเป็นสองช่วงอุณหภูมิ นั่นคือ กลไกการเติบโตในช่วงอุณหภูมิต่ำและกลไกการเติบโตที่อุณหภูมิสูง และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.32 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาและอุณหภูมิการบ่ม

รูปแบบความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบ่มในสภาวะของแข็งสามารถแสดงโดยสมการ Simple parabolic

$$Y = kt^n \quad (4.14)$$

เมื่อ Y คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เวลา t , k คือ ค่าคงที่อัตราการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะและ n คือ เลขยกกำลังของเวลา โดยทั่วไปแล้วกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะเป็นไปตามสมการเส้นตรง (Linear) หรือ เส้นโค้ง (Parabolic) ระหว่างปฏิกิริยาในสภาวะของแข็ง สำหรับกลไกแบบเส้นตรงเป็นการควบคุมโดยปฏิกิริยาระหว่างพื้นผิวเมื่อควบคุมปริมาณการแพร่ และกลไกแบบเส้นโค้งเมื่อการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างการบ่มในสภาวะของแข็งเป็นไปตามกลไกควบคุมการแพร่ ปริมาณเลขยกกำลังของเวลาเท่ากับ 0.5 [5, 18] ดังนั้นสมการที่ (4.14) สามารถเขียนใหม่ได้เป็น

$$Y = kt^{1/2} \quad (4.15)$$

กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจึงเกี่ยวกับสองขั้นตอน ขั้นตอนแรก คือ การแพร่ของทองแดงและดีบุกไปยังชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ระหว่างพื้นผิวขณะเกิด

การสัมผัสและยึดติด และขั้นตอนที่สอง คือ ปฏิกิริยาทางเคมีระหว่างทองแดงและดีบุกภายในชั้นสารประกอบเชิงโลหะซึ่งเป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยปฏิกิริยาในระบะการเติบโตที่ช้า

ไม่วากรณ์ใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้คัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.5 ค่าคงที่และสัมประสิทธิ์การแพร่

ผลกระทบของกระบวนการบ่มด้วยความร้อนที่ส่งผลต่อการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะโดยทั่วไปกำหนดจากขั้นตอนแรกหรือกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยการแพร่ในสถานะของแข็ง โดยความหนาของชั้นคู่ควบคุมการแพร่ที่เป็นฟังก์ชันของเวลาสามารถกำหนดโดยสมการ

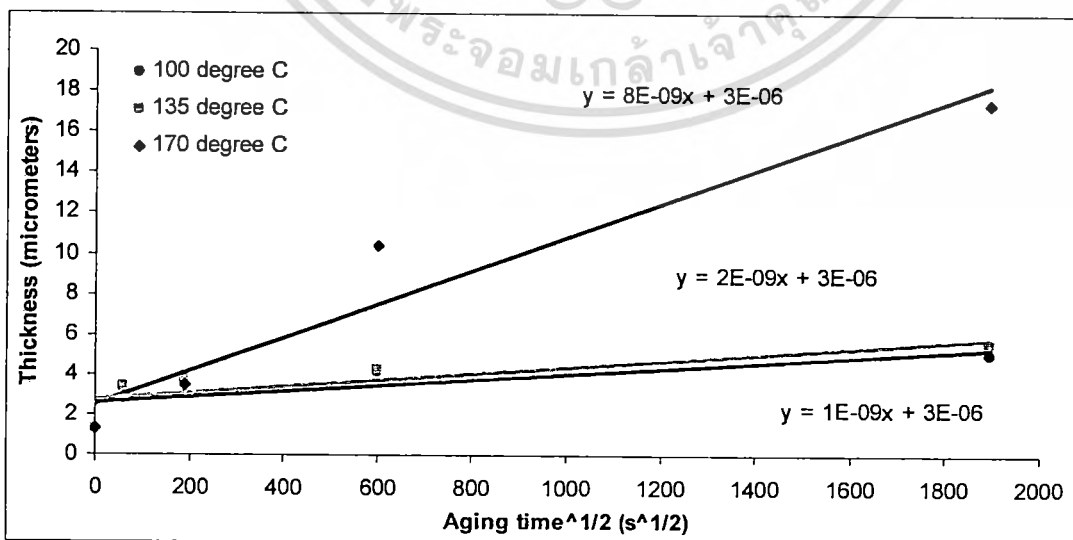
$$Y = Y_0 + \sqrt{Dt} \quad (4.16)$$

เมื่อ Y คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เวลา t , Y_0 คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรี และ D คือ สัมประสิทธิ์การแพร่ (m^2s^{-1})

กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสามารถกำหนดโดยการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิการบ่ม 100, 135 และ 170 °C แสดงในตารางที่ 4.4-4.6 มาพล็อตกับรากที่สองของเวลาในการบ่ม, $t^{1/2}$ ซึ่งสามารถแสดงได้ในรูปที่ 4.33-4.35 โดยรวมความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับ $t^{1/2}$ ของเวลาการบ่มและมีอัตราการเติบโตที่เร็วสำหรับการบ่มที่อุณหภูมิสูง (อุณหภูมิ 170 °C) ดังแสดงในรูปที่ 4.33 นอกจากนี้ $t^{1/2}$ ยังให้เห็นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยการแพร่ และสำหรับสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบรวม ($\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$), Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn สามารถคำนวณจากการวิเคราะห์การถดถอยแบบเส้นตรง $y = a + bx$ เมื่อความชัน (Slope) = b จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับ $t^{1/2}$ จึงสามารถคำนวณสัมประสิทธิ์การแพร่จากความชันได้ดังตารางที่ 4.7 แสดงปริมาณสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิแตกต่างกัน ในสถานะการบ่มที่อุณหภูมิต่ำ (อุณหภูมิ 100 และ 135 °C) โดยค่าคงที่หรือสัมประสิทธิ์การแพร่สำหรับชั้นสารประกอบรวมมีค่าเท่ากับ 1.0×10^{-18} และ $4.0 \times 10^{-18} \text{ m}^2/\text{s}$ ตามลำดับ ซึ่งมีความแตกต่างกันเล็กน้อยเนื่องจากผลของอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้น แต่สำหรับสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้น Cu_3Sn ที่อุณหภูมิ 100 °C ไม่สามารถคำนวณได้เนื่องจากชั้น Cu_3Sn จะเกิดขึ้นเฉพาะที่การบ่ม 1,000 ชั่วโมง ซึ่งแตกต่างกับที่อุณหภูมิ 135 °C จะเกิดขึ้น Cu_3Sn ตั้งแต่เวลาการบ่ม 10 ชั่วโมง และมีสัมประสิทธิ์การแพร่เท่ากับ $1.0 \times 10^{-18} \text{ m}^2/\text{s}$ ในสถานะการบ่มที่อุณหภูมิสูง สัมประสิทธิ์การแพร่ของของทุกชั้นสารประกอบมีมากกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับที่อุณหภูมิต่ำ โดยเฉพาะกับชั้นสารประกอบรวมที่มีค่าถึง $6.4 \times 10^{-17} \text{ m}^2/\text{s}$

ตารางที่ 4.4 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาเฉลี่ยของชั้นรวมกับ $t^{1/2}$ ที่อุณหภูมิและเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน

Temperature		Aging time		$t^{1/2}$		Total	
°C	K	h	s	h	s	μm	m
100	373	0	0	0.00	0.00	1.33	1.33×10^{-6}
		1	3,600	1.00	60.00	2.76	2.76×10^{-6}
		10	36,000	3.16	189.74	3.71	3.71×10^{-6}
		100	360,000	10.00	600.00	4.17	4.17×10^{-6}
		1,000	3,600,000	31.62	1,897.37	4.99	4.99×10^{-6}
135	408	0	0	0.00	0.00	1.33	1.33×10^{-6}
		1	3,600	1.00	60.00	3.34	3.34×10^{-6}
		10	36,000	3.16	189.74	3.87	3.87×10^{-6}
		100	360,000	10.00	600.00	4.23	4.23×10^{-6}
		1,000	3,600,000	31.62	1,897.37	5.53	5.53×10^{-6}
170	443	0	0	0.00	0.00	1.33	1.33×10^{-6}
		1	3,600	1.00	60.00	2.87	2.87×10^{-6}
		10	36,000	3.16	189.74	3.48	3.48×10^{-6}
		100	360,000	10.00	600.00	10.38	10.38×10^{-6}
		1,000	3,600,000	31.62	1,897.37	17.40	17.40×10^{-6}

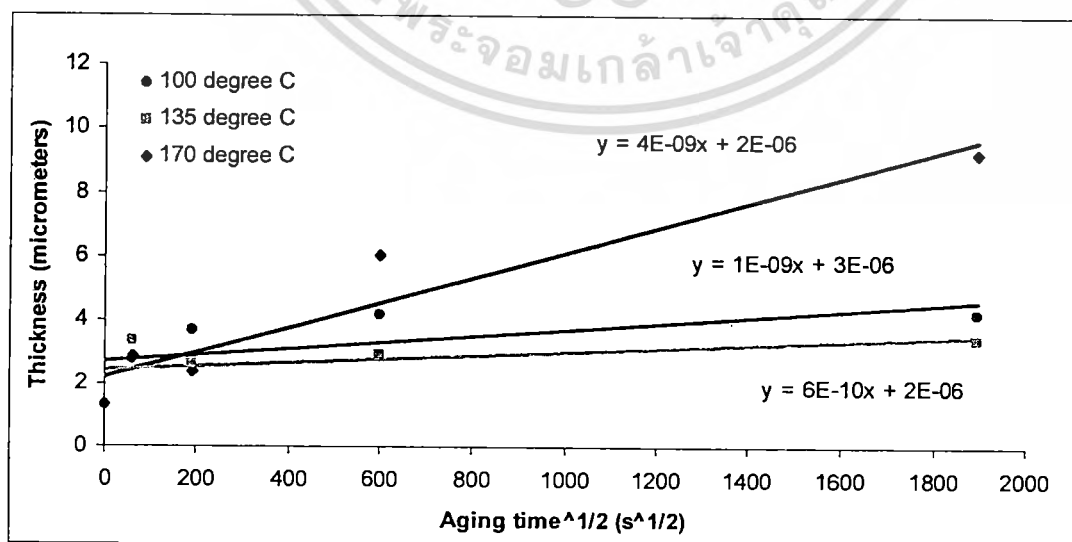


รูปที่ 4.33 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบรวมกับอุณหภูมิการบ่ม

ไม่วารณิใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.5 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาเฉลี่ยของชั้น Cu_6Sn_5 กับ $t^{1/2}$ ที่อุณหภูมิและเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน

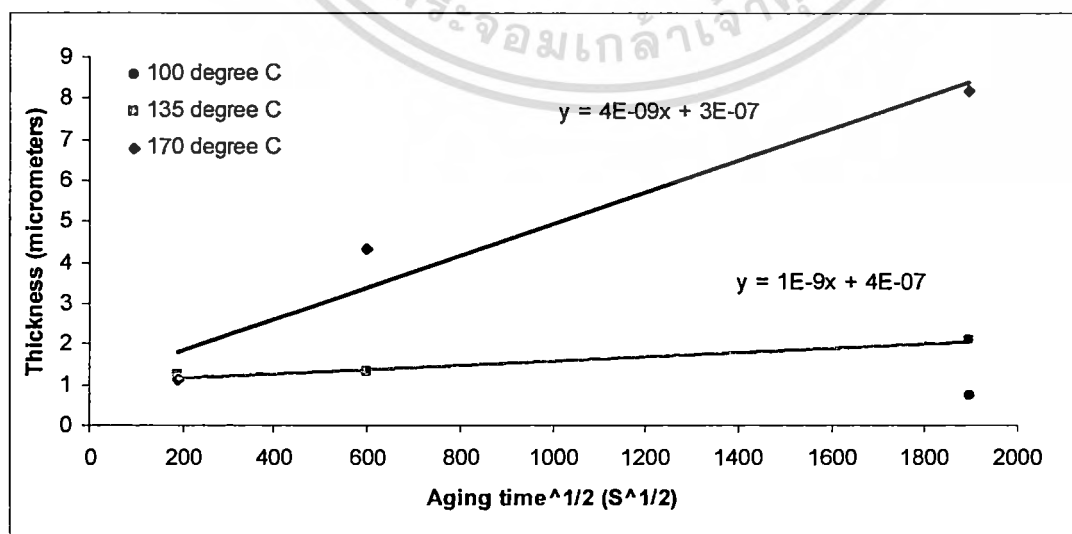
Temperature		Aging time		$t^{1/2}$		Cu_6Sn_5	
$^{\circ}\text{C}$	K	h	s	h	s	μm	M
100	373	0	0	0.00	0.00	1.33	1.33×10^{-6}
		1	3,600	1.00	60.00	2.76	2.76×10^{-6}
		10	36,000	3.16	189.74	3.71	3.71×10^{-6}
		100	360,000	10.00	600.00	4.17	4.17×10^{-6}
		1,000	3,600,000	31.62	1,897.37	4.26	4.26×10^{-6}
135	408	0	0	0.00	0.00	1.33	1.33×10^{-6}
		1	3,600	1.00	60.00	3.34	3.34×10^{-6}
		10	36,000	3.16	189.74	2.63	2.63×10^{-6}
		100	360,000	10.00	600.00	2.92	2.92×10^{-6}
		1,000	3,600,000	31.62	1,897.37	3.44	3.44×10^{-6}
170	443	0	0	0.00	0.00	1.33	1.33×10^{-6}
		1	3,600	1.00	60.00	2.87	2.87×10^{-6}
		10	36,000	3.16	189.74	2.38	2.38×10^{-6}
		100	360,000	10.00	600.00	6.04	6.04×10^{-6}
		1,000	3,600,000	31.62	1,897.37	9.23	9.23×10^{-6}



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่เผยแพร่ในนามของมหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง โดยไม่ได้รับอนุญาตจากทางมหาวิทยาลัยฯ เพื่อใช้ในการค้า
 ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.6 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาเฉลี่ยของชั้น Cu_3Sn กับ $t^{1/2}$ ที่อุณหภูมิและเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน

Temperature		Aging time		$t^{1/2}$		Cu_3Sn	
$^{\circ}\text{C}$	K	h	s	h	s	μm	M
100	373	0	0	0.00	0.00	-	-
		1	3,600	1.00	60.00	-	-
		10	36,000	3.16	189.74	-	-
		100	360,000	10.00	600.00	-	-
		1,000	3,600,000	31.62	1,897.37	0.73	0.73×10^{-6}
135	408	0	0	0.00	0.00	-	-
		1	3,600	1.00	60.00	-	-
		10	36,000	3.16	189.74	1.24	1.24×10^{-6}
		100	360,000	10.00	600.00	1.31	1.31×10^{-6}
		1,000	3,600,000	31.62	1,897.37	2.09	2.09×10^{-6}
170	443	0	0	0.00	0.00	-	-
		1	3,600	1.00	60.00	-	-
		10	36,000	3.16	189.74	1.10	1.10×10^{-6}
		100	360,000	10.00	600.00	4.34	4.34×10^{-6}
		1,000	3,600,000	31.62	1,897.37	8.17	8.17×10^{-6}



รูปที่ 4.35 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้น Cu_3Sn กับอุณหภูมิการบ่ม

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.7 สัมประสิทธิ์การแพร่ (D) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

Temperature (°C)/(K)	Intermetallic phase	Slope	D (m ² /s)
100/373	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	1.0x10 ⁻⁹	1.0x10 ⁻¹⁸
	Cu ₆ Sn ₅	1.0x10 ⁻⁹	1.0x10 ⁻¹⁸
	Cu ₃ Sn	-	-
135/408	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	2.0x10 ⁻⁹	4.0x10 ⁻¹⁸
	Cu ₆ Sn ₅	6.0x10 ⁻¹⁰	3.6x10 ⁻¹⁹
	Cu ₃ Sn	1.0x10 ⁻⁹	1.0x10 ⁻¹⁸
170/443	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	8.0 x10 ⁻⁹	6.4x10 ⁻¹⁷
	Cu ₆ Sn ₅	4.0x10 ⁻⁹	1.6x10 ⁻¹⁷
	Cu ₃ Sn	4.0x10 ⁻⁹	1.6x10 ⁻¹⁷

ตารางที่ 4.8 สัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้น Cu₆Sn₅ + Cu₃Sn ในโลหะบัดกรีตระกูล SAC

Alloy	Liquidus temp (°C)	Solidus temp (°C)	D (m ² /s)	Refs
Sn-0.3Ag-0.7Cu	226	217	6.4x10 ⁻¹⁷	This work
Sn-1.0Ag-0.5Cu	227	215	5.5 x10 ⁻¹⁵	[49]
Sn-3.0Ag-0.5Cu	220	217	5.9 x10 ⁻¹⁵	[49]
Sn-4.0Ag-0.5Cu	225	217	6.3 x10 ⁻¹⁵	[49]

ตารางที่ 4.8 เปรียบเทียบสัมประสิทธิ์การแพร่ของโลหะบัดกรีในตระกูล SAC ที่มีปริมาณเงินแตกต่างกัน หลังการบัดกรีกับแผ่นรองทองแดงและบ่มด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 170 °C สำหรับ Sn-0.3Ag-0.7Cu เมื่อผ่านการบ่มถึง 1,000 ชั่วโมง มีสัมประสิทธิ์การแพร่ประมาณ 6.4x10⁻¹⁷ m²/s ขณะที่ Sn-xAg-0.5Cu (x = 1, 3 และ 4 wt. % Ag) ผ่านการบ่มถึง 600 ชั่วโมง มีสัมประสิทธิ์การแพร่เท่ากับ 5.5 x10⁻¹⁵ m²/s สำหรับ SAC 105 และ 5.9 x10⁻¹⁵, 6.3 x10⁻¹⁵ m²/s สำหรับ SAC 305 และ SAC 405 ตามลำดับ โดยสัมประสิทธิ์การแพร่ที่แตกต่างกันมีสาเหตุมาจากความแตกต่างของปริมาณเงินที่ผสมอยู่ในโลหะบัดกรี โดยโลหะบัดกรีที่มีปริมาณเงินมากจะมีสัมประสิทธิ์การแพร่เพิ่มขึ้นและจะเร่งการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ แต่สำหรับโลหะบัดกรีที่มีปริมาณเงินต่ำ (Sn-0.3Ag-0.7Cu และ Sn-1.0Ag-0.5Cu) จะไม่เกิดชั้น Ag₃Sn ซึ่งแตกต่างกับ Sn-3.0Ag-0.5Cu และ Sn-4.0Ag-0.5Cu นอกจากจะปรากฏชั้น Cu₆Sn₅ และ Cu₃Sn ที่ระหว่างพื้นผิวทองแดงและโลหะบัดกรียังเกิดเฟส Ag₃Sn บนพื้นผิวโลหะบัดกรีหลังการบ่ม [49]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาค้นคว้า ไม่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาต
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.6 พลังงานกระตุ้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

ขณะที่กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิจะกำหนดโดยใช้สมการอาร์เรเนียส

$$D = D_0 e^{-Q/RT} \quad (4.17)$$

โดยที่ D_0 คือ ค่าคงที่ไม่ขึ้นกับอุณหภูมิ (m^2s^{-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) เมื่อใส่ลอการิทึมธรรมชาติกับสมการ (4.17) จะได้

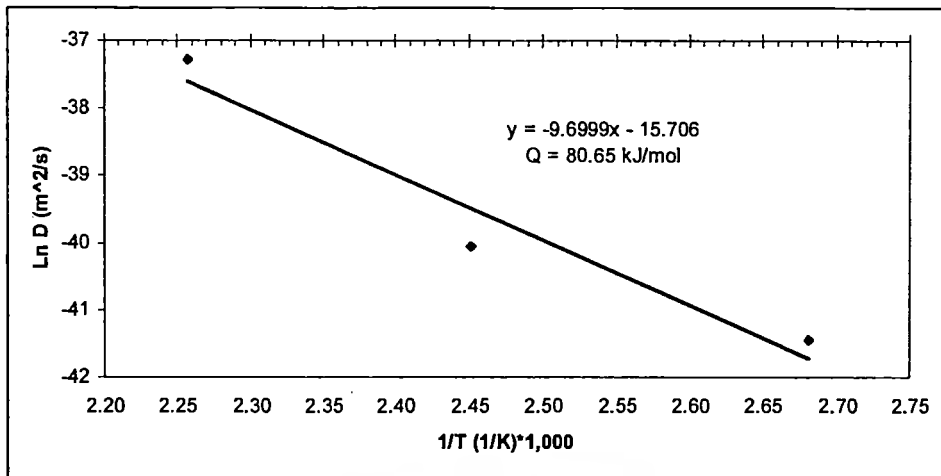
$$\ln D = \ln D_0 - \frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T} \right) \quad (4.18)$$

จากความสัมพันธ์ระหว่างค่าลอการิทึมของสัมประสิทธิ์การแพร่ $\ln D$ กับส่วนกลับของอุณหภูมิสัมบูรณ์ $1/T$ จากสมการที่ (4.18) และข้อมูลในตารางที่ 4.9 พลังงานกระตุ้นสามารถกำหนดจากความชันของเส้นตรงสามารถแสดงได้ดังรูปที่ 4.36-4.38 ที่แสดงให้เห็นปริมาณพลังงานกระตุ้นสำหรับชั้นสารประกอบรวม ($\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$), Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn ตามลำดับ

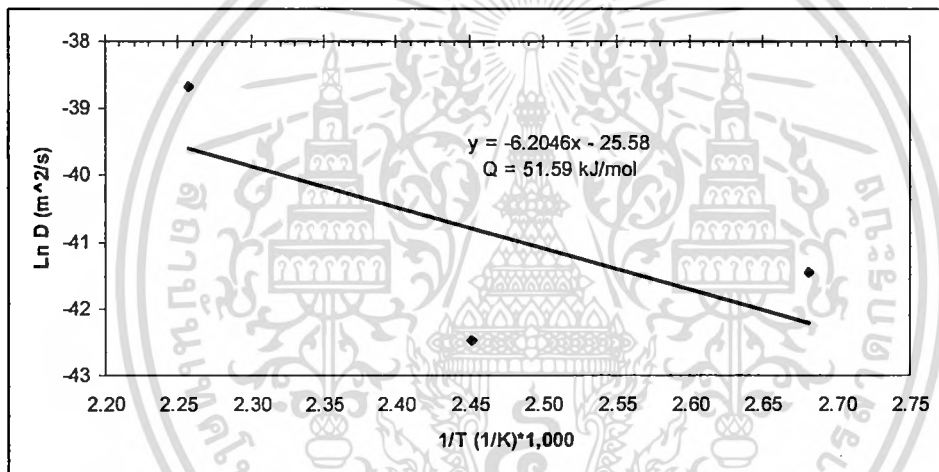
ตารางที่ 4.9 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln D$ กับ $1/T$

Temperature ($^{\circ}\text{C}$)/(K)	Intermetallic phase	$\ln D$	$1/T$ ($1/\text{K}$)*1,000
100/373	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$	-41.45	2.68
	Cu_6Sn_5	-41.45	2.68
	Cu_3Sn	-	2.68
135/408	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$	-40.06	2.45
	Cu_6Sn_5	-42.47	2.45
	Cu_3Sn	-41.45	2.45
170/443	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$	-37.29	2.26
	Cu_6Sn_5	-38.67	2.26
	Cu_3Sn	-38.67	2.26

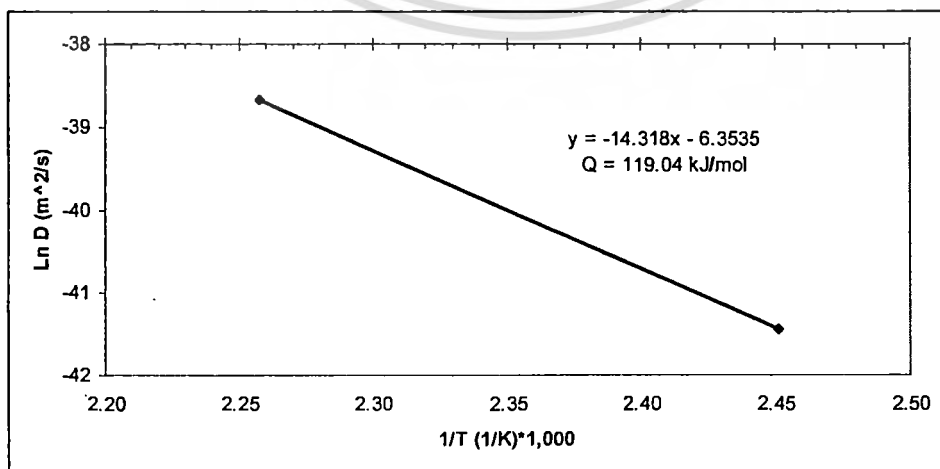
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.36 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ($\text{Cu}_3\text{Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5$)



รูปที่ 4.37 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
รูปที่ 4.38 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามเผยแพร่ต่อสาธารณะ และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.10 สัมประสิทธิ์การแพร่ พลังงานกระตุ้น และค่าคงที่การแพร่

IMC	Temp(°C)/(K)	D (m ² /s)	Do (m ² /s)	Q (kJ/mol)
Total	100/373	1.0x10 ⁻¹⁸	1.50x10 ⁻⁷	80.65
	135/408	4.0x10 ⁻¹⁸		
	170/443	6.4 x10 ⁻¹⁷		
Cu ₆ Sn ₅	100/373	1.0x10 ⁻¹⁸	7.78x10 ⁻¹²	51.59
	135/408	3.6x10 ⁻¹⁹		
	170/443	1.6x10 ⁻¹⁷		
Cu ₃ Sn	100/373	-	1.74x10 ⁻¹³	119.04
	135/408	1.0x10 ⁻¹⁸		
	170/443	1.6x10 ⁻¹⁷		

ตารางที่ 4.10 แสดงสัมประสิทธิ์การแพร่ พลังงานกระตุ้น และค่าคงที่การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะแต่ละชนิดที่อุณหภูมิการบ่มแตกต่างกัน สัมประสิทธิ์การแพร่ที่แตกต่างกันจะเป็นดัชนีชี้วัดถึงอัตราเร็วของการเคลื่อนที่ของอะตอม ซึ่งค่าสัมประสิทธิ์การแพร่จะแปรผันตามอุณหภูมิ ทั้งการแพร่ในตัวเอง การแพร่โดยอาศัยช่องว่าง และการแพร่แบบแทรกที่ล้วนมีผลต่อสัมประสิทธิ์การแพร่ เมื่อเปรียบเทียบค่าคงที่การแพร่ของธาตุต่างๆ โดยค่าคงที่การแพร่ในตัวเองของทองแดง ($D_{0(\text{Cu-Cu})} = 3.4 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$) จากงานวิจัยของ Fouassier และคณะ [50] และงานวิจัยของ Li และ Basaran สำหรับโลหะบัดกรีชนิด SAC 405 ค่าคงที่การแพร่แบบแทรกที่ของทองแดงในดีบุก ($D_{0(\text{Cu-Sn})} = 2.4 \times 10^{-7} \text{ m}^2/\text{s}$) และค่าคงที่การแพร่แบบแทรกที่ของเงินในดีบุก ($D_{0(\text{Ag-Sn})} = 7.1 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$) ความแตกต่างของคู่ควมการแพร่แสดงให้เห็นการแพร่แบบแทรกที่ของทองแดงในดีบุกเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วเนื่องจากรัศมีอะตอมทองแดง = 1350 Å และดีบุก = 1450 Å อีกทั้งเปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักของทองแดงและเงินน้อยกว่าดีบุก (99.5Sn-4.0Ag-0.5Cu) อย่างไรก็ตาม อุณหภูมิจะไม่มีผลกระทบต่อค่าคงที่การแพร่ สำหรับการเคลื่อนที่ของอะตอมจากตำแหน่งแลตทิซหนึ่งไปยังอีกตำแหน่งหนึ่งจึงต้องอาศัยพลังงานกระตุ้น และโดยทั่วไปโลหะบัดกรีที่มีพลังงานกระตุ้นสูงจะมีกลไกการเติบโตช้าที่อุณหภูมิต่ำและมีการเติบโตที่เร็วที่อุณหภูมิสูง [51 - 53] พลังงานกระตุ้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม (Cu₃Sn + Cu₆Sn₅), Cu₆Sn₅ และ Cu₃Sn เท่ากับ 80.65, 51.59 และ 119.04 kJ/mol ตามลำดับ และเมื่อเปรียบเทียบกับงานวิจัยอื่นๆ ได้ผลดังตารางที่ 4.11 สำหรับความแตกต่างมีสาเหตุมาจากตัวแปรต่างๆ ในกระบวนการทดลอง หรือแม้แต่ตัวผู้ทดลองเอง เช่น จากกระบวนการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นต้น โดยรวมแนวโน้มพลังงานกระตุ้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีค่าใกล้เคียงกันเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีในกลุ่มเดียวกันนี้ (SAC) และสถานะการทดลองที่เหมือนกัน โดย

พลังงานกระตุ้นรวมจะอยู่ในช่วง 75-90 kJ/mol และจะลดลงสำหรับชั้น Cu_6Sn_5 ที่อยู่ในช่วง 50-60 kJ/mol เนื่องจากชั้น Cu_3Sn ที่เกิดขึ้นและมีพลังงานกระตุ้นสูงอยู่ในช่วง 90-120 kJ/mol

ตารางที่ 4.11 เปรียบเทียบพลังงานกระตุ้นกับงานวิจัยอื่นๆ

Solder	Cu type	Method	T Range	Reaction	IMC	Q	Refs
			(°C)	time		(kJ/mol)	
Sn-0.3Ag-0.7Cu	Cu Sheet	Dipping	100-170	0-1000 h	$\text{Cu}_3\text{Sn}+\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	80.56	This work
					Cu_6Sn_5	51.59	
					Cu_3Sn	119.04	
Sn-3.8Ag-0.7Cu	CSP/OSP	Reflow	100-150	0-1000 h	Cu_3Sn	119.80	[11]
Sn-3.5Ag	Cu Sheet	Dipping	70-170	0-1000 h	$\text{Cu}_3\text{Sn}+\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	75.16	[12]
					Cu_6Sn_5	58.59	
Sn-5Bi	Cu Sheet	Reflow	70-200	0-30 day	$\text{Cu}_3\text{Sn}+\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	107.10	[18]
					Cu_6Sn_5	98.35	
					Cu_3Sn	90.50	
Sn-3.0Ag-0.5Cu	CSP/OSP	Reflow	100-170	0-60 day	$\text{Cu}_3\text{Sn}+\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	79.90	[23]
					Cu_6Sn_5	41.30	

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 5

สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการทดลอง

จากการศึกษาพฤติกรรม กลไกการเติบโตและเปลี่ยนแปลงของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu กับแผ่นรองทองแดงหลังการบัดกรีและผ่านการบ่มด้วยความร้อนสามารถสรุปได้ดังนี้

ในสถานะของเหลวหลังการบัดกรีด้วยวิธีการจุ่มทองแดงไปสู่โลหะบัดกรีเหลวที่อุณหภูมิ 270 °C เป็นเวลา 5 วินาที โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรีปรากฏ Cu_6Sn_5 ระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง โดย Cu_6Sn_5 ที่ปรากฏมีโครงสร้างผลึกแบบเฮกซาโกนอล

ในสถานะของแข็งเมื่อนำตัวอย่างที่ผ่านการบัดกรีมาบ่มที่อุณหภูมิ 100, 135 และ 170 °C โดยใช้เวลารวมถึง 1,000 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 100 °C เมื่อบ่มเป็นเวลา 1, 10 และ 100 ชั่วโมง ปรากฏ Cu_6Sn_5 ระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง เมื่อเพิ่มเวลาการบ่มถึง 1,000 ชั่วโมง ปรากฏชั้น Cu_3Sn ที่มีลักษณะบางระหว่างชั้น Cu_6Sn_5 และทองแดง สำหรับการบ่มที่อุณหภูมิ 135 °C ชั้น Cu_3Sn จะปรากฏหลังจากการบ่มเป็นเวลา 10 ชั่วโมง เช่นเดียวกับการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C และความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วกับการเพิ่มเวลาการบ่ม โดยผลจากการตรวจสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์นอกจาก $\eta-Cu_6Sn_5$ ยังปรากฏ $\epsilon-Cu_3Sn$ ที่มีโครงสร้างผลึกแบบออร์โธโรมบิกและเฮกซาโกนอลระหว่างโลหะบัดกรีและทองแดงเมื่อผ่านการบ่มเป็นเวลา 1,000 ชั่วโมง กับทุกอุณหภูมิการบ่ม

สำหรับวิวัฒนาการและกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับการเพิ่มเวลาการบ่ม โดยความสัมพันธ์ของเส้นตรงบ่งบอกถึงกระบวนการควบคุมการแพร่ สำหรับสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบรวมจะเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการบ่มซึ่งมีค่าเท่ากับ 1.0×10^{-18} , 4.0×10^{-18} และ 6.4×10^{-17} m^2/s และสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้น Cu_6Sn_5 เท่ากับ 1.0×10^{-18} , 3.6×10^{-19} และ 1.6×10^{-17} m^2/s เมื่อบ่มที่อุณหภูมิ 100, 135 และ 170 °C ตามลำดับที่อุณหภูมิ 135 °C ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ที่ลดลงส่งผลให้ความหนาของชั้น Cu_6Sn_5 ลดลงเนื่องจากความหนาของชั้น Cu_3Sn เพิ่มขึ้นโดยมีสัมประสิทธิ์การแพร่เท่ากับ 1.0×10^{-18} และ 1.6×10^{-17} m^2/s ที่อุณหภูมิ 135 และ 170 °C เมื่อคำนวณค่าคงที่การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม (Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5), Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn , 1.50×10^{-7} , 7.78×10^{-12} และ 1.74×10^{-13} m^2/s และและพลังงานกระตุ้นสำหรับการเติบโตของแต่ละชั้นเท่ากับ 80.65, 51.59 และ 119.04 kJ/mole ตามลำดับ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

5.2 ข้อเสนอแนะและแนวทางการศึกษาในอนาคต

ควรมีการศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับคุณสมบัติทางกล ทางกายภาพ และความน่าเชื่อถือทางกลของรอยต่อบัดกรีของโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu เนื่องจากโลหะบัดกรีชนิดนี้ยังมีผู้วิจัยค่อนข้างน้อยเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีในกลุ่ม SAC ชนิดอื่นๆ



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บรรณานุกรม

- [1] สารต้องห้ามตามระเบียบ RoHS 4 มีนาคม 2549 ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ. 25 มีนาคม 2553. <http://www.thairohs.org/index.php?option=com_contentcontent&task=view&id=65&Itemid=138/>.
- [2] วีระพันธ์ สิทธิพงศ์. โลหะวิทยาทางกายภาพสำหรับวิศวกร ภาค 2. กรุงเทพฯ: สำนักพิมพ์ นิยมวิทยา, 2553.
- [3] Tu, K-N. Solder Joint Technology. Springer Series in Materials Science. 2007.
- [4] Ma, X. Wang, F. Qian, Y. and Yoshida, Fusahito. "Developmant of Cu-Sn intermetallic compound at Pb-free solder/Cu joint interface." Journal of Material Letters 57 (2003) : 3361-3365.
- [5] Rizvi, M.J. Bailey, C. Chan, Y. Islam, M.N. and Lu, H. "Effect of adding 0.3 wt% Ni into Sn0.7wt% Cu solder Part II .Growth of intermetallic layer with Cu during wetting and aging." Journal of Alloys and Compounds 438 (2007) : 122-128.
- [6] Zbrzezny, A.R. Saugovsky, P. and Perovic, D.D. "Impact of board and component metallizations on microstructure and reliability of lead-free solder joints." Microelectronics Reliability 47 (2007) : 2205-2214.
- [7] Limaye, P. Vandavelde, B. Labie, R. Vandepitte, D. and Valinden, B. "Influence of Intermetallic Properties on Reliability of Lead-Free Flip-Chip Solder Joints." IEEE Transactions 31 (2008) : 51-57.
- [8] Kim, K.S. Huh, S.H. and Sukanuma, K. "Effects of intermetallic compounds on properties of Sn-Ag-Cu lead free soldered joint." Journal of Alloys and Compounds 532 (2003) : 226-236.
- [9] San F. Hochstenbach, P. Vandriel, W.D. and Zhang, G.Q. "Fracture morphology and mechanism of IMC in Low-Ag SAC Solder/UBM (Ni(P)-Au) for WLCSP." Microelectronics Reliability 48 (2008): 1167-1170.
- [10] Rizvi, M.J. Lu, H. and Bailey, C. "Modeling the diffusion of solid copper into liquid solder alloys." Thin Solid Films 517 (2009) : 1686-1689.
- [11] Peng, W. Monlevade, E. and Marques, M.E. "Effect of thermal aging on the interfacial structure of SnAgCu solderjoints on Cu." Microelectronics Reliability 47 (2007) : 2161-2168.
- [12] Yu, D.Q. Wu, C.M.L. Law, C.M.T. Wang, L. and Lai, J.K.L. "Intermetallic compounds

- growth between Sn-3.5 Ag lead-free solder and Cu substrate by dipping method.” Journal of Alloys and Compounds 392 (2005) : 192-199.
- [13] Zou, H. Zhu, Q. and Zhang, Z. “Growth kinetics of intermetallic compounds and tensile properties of Sn–Ag–Cu/Ag single crystal joint.” Journal of Alloys and Compounds 461 (2008) : 410-417.
- [14] Wang, F.J. Yu, Z.S. and Qi, K. “Intermetallic compound formation at Sn-3.0 Ag-0.5Cu-1.0Zn lead-free solder alloy/Cu interface during as-soldered and as-aged condition.” Journal of Alloys and Compounds 438 (2007) : 110-115.
- [15] Lu, H.Y. Balkan, H. and Simon Ng, K.Y. “Microstructure evolution of the Sn- Ag-y% Cu interconnect.” Microelectronics Reliability 46 (2006) : 1058-1070.
- [16] Zhao, J. Cheng, C.q. Qi, L. and Chi, C-Y. “Kinetic of Intermetallic compound layers and shear strength in Bi-bearing SnAgCu/Cu soldering couple.” Journal of Alloys and Compounds 473 (2009) : 382-388.
- [17] Duan, L.L. Yu, D.Q. Han, S.Q. Ma, H.T. and Wang L. “Microstructural evolution of Sn-9Zn-3Bi solder/Cu joint during long-term aging at 170 °C.” Journal of Alloys and Compounds 381 (2004) : 202-207.
- [18] Yoon, J-W. and Jung, S-B. “Investigation of interfacial reactions between Sn-5Bi solder and Cu substrate.” Journal of Alloys and Compounds 359 (2003) : 202-208.
- [19] Yoon, J-W. and Jung, S-B. “High temperature reliability and interfacial reaction of eutectic Sn–0.7Cu/Ni solder joints during isothermal aging.” Microelectronics Reliability 46 (2006) : 905–914.
- [20] Yoon, J-W. and Jung, S-B. “Effect of surface finish on interfacial reactions of Cu/Sn-Ag-Cu / Cu (ENIC) Sandwich solder joints.” Journal of Alloys and Compounds 448 (2008) : 177-184.
- [21] Weinberg, K. Bohome, T. and Muller W.H. “Kirkendall Voids in the Intermetallic Layers of Solder Joints in MEMS.” Computational Materials Science 45 (2009) : 827-831.
- [22] Gong-ge, M. Takemoto, T. and Nishikawa H. “Correlations between IMC Thickness and Factors in Sn-3.0Ag-0.5Cu Alloy System.” Transactions of Nonferrous Metals Society of China 17 (2007) : 686-690.
- [23] Yoon J-W. Noh, B-I. Lee, Y.H. Lee, H-S. and Jung, S-B. “Effects of Isothermal Aging and Temperature-Humidity Treatment of Substrate on Joint Reliability of Sn-3.0Ag-0.5Cu/OSP-Finished Cu CSP Solder Joint.” Microelectronics Reliability 48 (2008) : 1864-1874.

- [24] Yu, D.Q. and Wang, L. "The Growth and Roughness Evolution of Intermetallic Compounds of Sn-Ag-Cu/Cu Interface During Solder Reaction." Journal of Alloys and Compounds 458 (2008) : 542-547.
- [25] Li, X. Yang, X. and Li, F. "Effect of Isothermal Aging on Interfacial IMC Growth and Fracture Behavior of SnAgCu/Cu Solder Joints." IEEE ICEPT-HDP 978 (2008) : 4244-4274.
- [26] Arulvanan, P. Zhong, Z. and Shi, X. "Effects of process Conditions on Reliability, Microstructure Evolution and Failure Modes of SnAgCu Solder Joints." Microelectronics Reliability 46 (2006) : 432-439.
- [27] Li, G.Y. and Chen, B.L. "Formation and Growth Kinetics of Interfacial Intermetallics in Pb-Free Solder Joint." IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies 26 (2003) : 651-658.
- [28] Liu, P. Yao, P. and Liu, J. "Effects of multiple reflows on interfacial reaction and shear strength of SnAgCu and SnPb solder joints with different PCB surface finishes." Journal of Alloys and Compounds 470 (2009) : 188-194.
- [29] Siewert, T.A. and Handwerker, C.A. Test Procedures for Developing Solder Data. National Institute of Standards and Technology (NIST). 25 March. 2010. <http://www.boulder.nist.gov/div853/Publication%20files/NIST_Solder_Practice_Guide_960.pdf>.
- [30] Massalski, T.B. Binary Alloy Phase Diagram. 2nd ed. ASM International, vol.3. United State of America, 2001.
- [31] Garratt-Reed, A.J. and Bell, D.C. Energy-Dispersive X-Ray Analysis in the Electron Microscope. Bios Scientific Publishers: Ltd., Oxford, U.K., 2003.
- [32] กรรณชัย กัลยาศิริ. กรรมวิธีการผลิต. พิมพ์ครั้งที่ 1. กรุงเทพฯ: สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง, 2551.
- [33] พรศักดิ์ อรรถวานิช. วัสดุศาสตร์. พิมพ์ครั้งที่ 1. กรุงเทพฯ: สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง, 2536.
- [34] วิลเลียมส์ ดี, คาลิสเตอร์. เจ อาร์. วัสดุศาสตร์และวิศวกรรมวัสดุพื้นฐาน. แปลและเรียบเรียงโดย สุวันชัย พงษ์สุกิจวัฒน์ และคณะ. กรุงเทพฯ: บริษัทสำนักพิมพ์ท็อป จำกัด, 2005.
- [35] ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ. "การศึกษาอิทธิพลของอินเดียมต่อคุณสมบัติ และ โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu." วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง, 2550.

- [36] Lau, J. Erasmus, S. and Pan S. "Effects of voids on bump chip carrier (BCC++) solder joint reliability." Proceedings of the 52th Electronic Components and Technology Conference (ECTC2002) (2002) : 992-1000.
- [37] Hwang, C-H. Lee, J-G. Suganuma, K. and Mori, H. "Interfacial Microstructure between Sn-3Ag-xBi Alloy and Cu Substrate with or without Electrolytic Ni Plating." Journal of Electronic Materials 131(2003) : 52-62.
- [38] Dabritz, S. Hauffe, W. and Kurt, R. "Investigation of the Three-Dimensional Microstructure of Cu-Sn(Pb) Diffusion Zones by Means of Ion Beam Sputtering, Scanning Electron Microscopy and Lattice Source Interferences." Mikrochim. Acta 125 (1997) : 3-12.
- [39] Sluiter, M.H.F. "Some observed bcc, fcc and hcp superstructures." Phase Transition 80 (2007) : 299-309.
- [40] Sang, X. Du, K. and Ye, H. "An ordered structure of Cu_3Sn in Cu-Sn alloy investigated by transmission electron microscope." Journal of Alloys and Compounds 469 (2009) : 129-136.
- [41] Hebbache, M. "Shear modulus and hardness of crystals: density function calculations." Solid State Communications 133 (2000) : 427-432.
- [42] Abdulhamid, M.F. and Basaran, C. "Influence of Thermomigration on Lead-Free Solder Joint Mechanical Properties." Journal of Electronic Packaging 131 (2009) : 1-12.
- [43] Lim, G-T. Kim, B-J. Lee, K., Kim, J. Joo, Y-C. และ Park, Y-B. "Temperature Effect on Intermetallic Compound Growth Kinetics of Cu Pillar/Sn Bumps." Journal of Electronic Materials 38 (2009) : 2229-2233.
- [44] Paul, A. "The Kirkendall Effect in Solid State Diffusion." PhD Thesis, Eindhoven University of Technology, The Netherlands, 2004.
- [45] Fields, R. Jand Low, S. R. Physical and mechanical properties of intermetallic compounds found in solder joints. Metallurgy Division, NIST. 25 March. 2010. <http://www.metallurgy.nist.gov/mechanical_Properties/solder_paper.html>.
- [46] Kanlayasiri, K. Mongkolwongrojn, M. and Ariga, T. "Influence of indium addition on characteristics of Sn-0.3Ag-0.7Cu solder alloy." Journal of Alloys and Compounds 485 (2009) : 225-230.
- [47] Lee, H-T. and Chen, M-H. "Influence of intermetallic compounds on the adhesive strength of solder joints." Materials Science and Engineering A333 (2002) : 24-34.

- [48] Qi, L. Zhao, J. Wang, X-M. and Wang, L. "The effect of Bi on the IMC growth in Sn-3Ag-0.5Cu solder interface during aging process." International Conference on the Business of Electronic Product Reliability and Liability (2004) : 42-46.
- [49] Lee, J-H. Yu, A-M. Kim, J-H. Kim, M-S. and Kang, N. "Reaction Properties and Interfacial Intermetallic for Sn-xAg-Cu Solders as a Function of Ag Content." Metals and Materials International 14 (2008) : 649-654.
- [50] Fouassier, O. Chazelas, J. and Silvain, J-F. "Conception of a consumable copper reaction zone for a NiTi/SnAgCu composite material." Composites Part A. 33 (2002) : 1391-1395.
- [51] Li, S. and Basaran, C. "Effective diffusivity of lead free solder alloys." Computational Materials Science 47 (2009) : 71-78
- [52] Kim, D-G. and 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) : 151-156.
- [53] Magappan, R. and Ahmad, S.A. "Effect of Bi addition on the activation energy for the grow of Cu₃Zn₈ intermetallic in the Sn-Zn lead-free solder." Intermetallics 18 (2010) : 730-735.
- [54] Naval Research laboratory. Crystal lattice structure. 25 March. 2010. <<http://cst-www.nrl.navy.mil/lattice>>.