

สำนักหอสมุดกลาง พระจอมเกล้าลาดกระบัง

รายงานการวิจัย

การศึกษาปฏิกิริยารอยต่อระหว่าง SAC อัลลอยที่มีธาตุเงินต่ำกับแผ่นทองแดง

A study on interfacial reaction between low-Ag SAC alloy and copper substrate



เลขหมู่.....
เลขทะเบียน.....
วัน,เดือน,ปี.....

114487

20 อ.ค. 2554

ได้รับทุนสนับสนุนงานวิจัยจากเงินรายได้ประจำปีงบประมาณ 2553

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

สำนักหอสมุดกลาง พระจอมเกล้าลาดกระบัง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

๑๒๒๓๐๕๑๑
b.....
i.....

กิตติกรรมประกาศ

ผู้วิจัยขอขอบคุณคณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง
สำหรับเงินทุนสนับสนุนงานวิจัยนี้



งานลิขสิทธิ์ของสถาบันวิจัยฯ ๒๕๖๓-๒๕๖๔.สงวนลิขสิทธิ์โดยสถาบันวิจัยฯ ๒๕๖๓-๒๕๖๔

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ชื่อโครงการ (ภาษาไทย) การศึกษาปฏิกิริยาระหว่าง SAC อัลลอยที่มีธาตุเงินต่ำกับแผ่นทองแดง
(ภาษาอังกฤษ) A study on interfacial reaction between low-Ag SAC alloy and copper substrate

ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจาก คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้า
คุณทหารลาดกระบัง

ประจำปี 2553 จำนวนเงิน 59,000 บาท

ระยะเวลาทำการวิจัย 1 ปี ตั้งแต่ 1 ตุลาคม 2552 ถึง 30 กันยายน 2553

หน่วยงานและผู้ดำเนินการวิจัยพร้อมหน่วยงานที่สังกัดและเลขหมายโทรศัพท์

ชื่อ-สกุล (ภาษาไทย) กรรณชัย กัลยาศิริ

ชื่อ-สกุล (ภาษาอังกฤษ) Kannachai Kanlayasiri

ภาควิชา วิศวกรรมอุตสาหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์

โทรศัพท์ 02 329 8339

โทรสาร 02 329 8340

บทคัดย่อ

ในงานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาปฏิกิริยาระหว่าง วิวัฒนาการ การเติบโต และการเปลี่ยนแปลง โครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds) ระหว่าง SAC อัลลอยที่มีธาตุเงินต่ำ คือ โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.3Ag-0.7Cu กับแผ่นรองทองแดง โดยใช้การบัดกรีด้วยวิธีการจุ่มที่อุณหภูมิ 270 °C เป็นเวลา 5 วินาที และป้อนด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 100, 135 และ 170 °C แต่ละอุณหภูมิใช้เวลาในการป้อน 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 ที่มีโครงสร้างผลึกแบบเฮกซาโกนัลที่ระหว่างแผ่นทองแดงและโลหะบัดกรี ในสถานะของแข็งหลังการป้อนที่อุณหภูมิ 100 °C เวลา 1,000 ชั่วโมง ปรากฏเฟส ϵ -Cu₃Sn ระหว่าง Cu₆Sn₅ และทองแดง เช่นเดียวกับการป้อนที่อุณหภูมิ 135 และ 170 °C เมื่อใช้เวลากการป้อนตั้งแต่ 10 ชั่วโมงขึ้นไปเฟส Cu₃Sn ที่ปรากฏจะมีโครงสร้างผลึกแบบออร์โธโรมบิกและเปลี่ยนเป็นเฮกซาโกนัลที่เวลาการป้อน 1,000 ชั่วโมง โดยกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับค่ารากที่สองของเวลาในการป้อน ($t^{1/2}$) ซึ่งเป็นกระบวนการที่ถูกลควบคุมด้วยการแพร่ และเมื่อคำนวณสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบรวม (Cu₆Sn₅ และ Cu₃Sn) สำหรับอุณหภูมิการป้อนที่ 100, 135 และ 170 °C มีค่าเท่ากับ 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.

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทนำ

เนื่องจากปัญหาเกี่ยวกับสิ่งแวดล้อมและความปลอดภัยในสุขภาพของมนุษย์ จึงได้มีการออกข้อบังคับเกี่ยวกับการใช้สารอันตรายในสินค้าอิเล็กทรอนิกส์ หรือ Restriction on Hazardous Substances (RoHS) ที่กำหนดโดยคณะกรรมการยุโรป (European Commission) ทำให้มีการนำโลหะเติมหรืออัลลอยชนิดไร้สารตะกั่ว (Lead-free filler metals / alloys) มาใช้แทนอัลลอยชนิดดั้งเดิมที่มีส่วนผสมของดีบุกและตะกั่วในการเชื่อมประสานอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ [1] โดยทั่วไปแล้วอัลลอยไร้สารตะกั่วที่นำมาทดแทนมีส่วนผสมของดีบุกเป็นส่วนประกอบพื้นฐาน (Sn-based solder) เนื่องจากดีบุกเป็นโลหะที่สามารถทำได้ง่ายและมีจุดหลอมเหลวต่ำ อีกทั้งสามารถนำไฟฟ้าและความร้อนได้ดี [2] เมื่อนำอัลลอยไร้สารตะกั่วมาเชื่อมประสานกับทองแดงจะเกิดปฏิกิริยาเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds) [3-5] ระหว่างธาตุต่างๆในอัลลอยกับทองแดงขึ้น โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจะส่งผลต่อความน่าเชื่อถือของรอยต่อที่ได้ [6] เนื่องจากส่งผลกระทบต่ออายุความล้า (Fatigue life) ของรอยต่อ โดยพบว่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นมีผลต่ออายุความล้าของรอยต่อ [7] สำหรับอัลลอยไร้สารตะกั่วที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ในปัจจุบัน คือ อัลลอยในกลุ่ม Sn-Ag-Cu (SAC) เนื่องจากมีคุณสมบัติทางกลที่ดีกว่าอัลลอยในกลุ่มอื่น SAC อัลลอยกลุ่มหนึ่งที่มีการใช้งานกันมาก คือ SAC อัลลอยที่มีธาตุเงินต่ำ (Low-Ag SAC) โดยปริมาณของ Ag ที่มีน้อยในอัลลอยจะลดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn ที่เกิดระหว่างการเชื่อมประสาน เนื่องจากความหนาของชั้น Ag_3Sn ที่เพิ่มขึ้นจะขึ้นอยู่กับปริมาณ Ag และส่งผลกระทบต่อความแข็งแรงของรอยต่อที่มีการแตกแบบเปราะ และทำให้ความสามารถในการต้านทานแรงเฉือน (Shear strength) และแรงดึง (Tensile strength) ของรอยต่อลดลง [8, 9] นอกจากนี้อัลลอยในกลุ่มนี้ยังมีราคาที่สูงขึ้นเนื่องจากมี Ag ผสมอยู่ในปริมาณน้อย ในโครงการวิจัยนี้จะทำการศึกษาวิวัฒนาการและกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่าง SAC อัลลอยที่มีธาตุเงินต่ำกับแผ่นทองแดงในการเชื่อมประสานด้วยวิธีการจุ่ม (Dipping method) และศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงขนาดและโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น

วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

1. เพื่อศึกษาวิวัฒนาการและกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่าง SAC อัลลอยที่มีธาตุเงินต่ำกับแผ่นทองแดง
2. เพื่อศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงขนาดและโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น

มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี, กรุงเทพมหานคร, ประเทศไทย

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

ผลการวิจัยจะเป็นความรู้พื้นฐานทางโลหะวิทยาเกี่ยวกับปฏิกิริยารอยต่อระหว่าง SAC อัลลอยที่มีธาตุเงินต่ำกับแผ่นทองแดง โดยสามารถนำไปใช้เป็นแนวทางในการพัฒนาและการใช้งาน SAC อัลลอยที่มีธาตุเงินต่ำสำหรับอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์

หลักการและทฤษฎี

เมื่อนำโลหะบัดกรีมาบัดกรีกับโลหะพื้นทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค และเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้น สำหรับชั้นสารประกอบที่เกิดขึ้นโดยทั่วไปมีคุณสมบัติเปราะ จึงส่งผลกระทบต่อความน่าเชื่อถือของรอยต่อบัดกรี การเปลี่ยนแปลงโลหะบัดกรีเป็นแบบไร้สารตะกั่วจะทำให้เกิดความแตกต่างด้านพื้นฐานการผลิตในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ เนื่องจากจะต้องเลือกใช้วัสดุทดแทนอย่างเหมาะสม ในขณะที่เดียวกันก็ต้องพยายามแก้ปัญหาด้านเทคนิคต่างๆ ในการปรับกระบวนการผลิตเพื่อให้แน่ใจว่าผลิตภัณฑ์มีประสิทธิภาพและความน่าเชื่อถือมากที่สุด ดังนั้นจึงจำเป็นต้องยิ่งในการศึกษาการวิวัฒนาการและกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรีและการบ่มที่สภาวะอุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกัน เพื่อเป็นแนวทางในการเลือกสภาวะที่เหมาะสมกับกระบวนการบัดกรีและการบ่ม ที่สามารถนำไปสู่การป้องกันความเสียหายของผลิตภัณฑ์จากการใช้งานและเพิ่มความน่าเชื่อถือให้กับผลิตภัณฑ์ จากการศึกษาค้นคว้าข้อมูลในอดีตและในงานวิจัยต่างๆ สามารถตั้งสมมติฐานของการศึกษาได้ดังนี้

1. โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วเมื่อนำมาบัดกรีกับทองแดงที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกันจะเกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่แตกต่างกัน
2. โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วเมื่อผ่านการบ่มด้วยความร้อนในสภาวะของแข็ง (Solid state) จะมีการเปลี่ยนแปลงขนาดและโครงสร้างของสารประกอบเชิงโลหะเนื่องจากอุณหภูมิและเวลาในการบ่ม

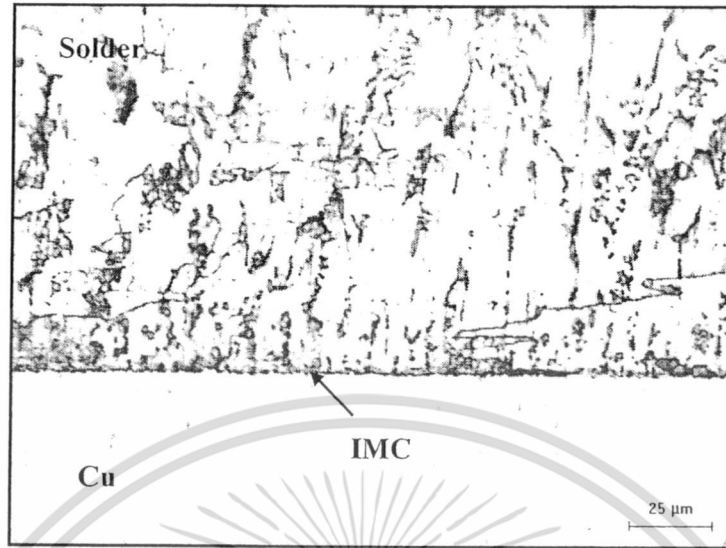
ผลการดำเนินงาน

โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

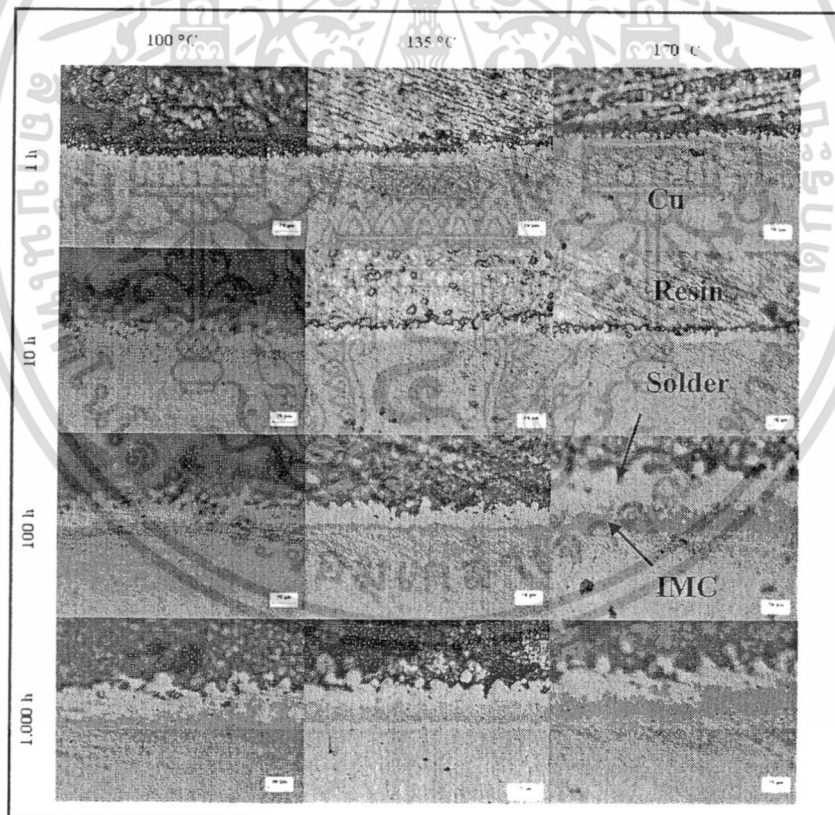
จากการตรวจสอบลักษณะ โครงสร้างจุลภาคของการต่อโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu กับโลหะพื้นทองแดงโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสงแสดงได้ดังรูปที่ 1 และ 2 จากรูปที่ 1 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 500 เท่า ของการบัดกรีที่อุณหภูมิ 270 °C เป็นเวลา 5 วินาที หลังการบัดกรีปรากฏชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างทองแดงและโลหะบัดกรี โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ปรากฏจากการบัดกรีมีขนาดบางจึงมองเห็นไม่ชัดเจน โดยเฉพาะกับรอยต่อบัดกรีที่มีขนาดในระดับไมโครเมตร เมื่อนำตัวอย่างที่ผ่านการบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ไปบ่มที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกันผลที่ได้แสดงในรูปที่ 2 อธิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ระหว่างพื้นผิวปรากฏชัดเจนขึ้น



รูปที่ 1 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรีที่อุณหภูมิ 270 °C เวลา 5 วินาที



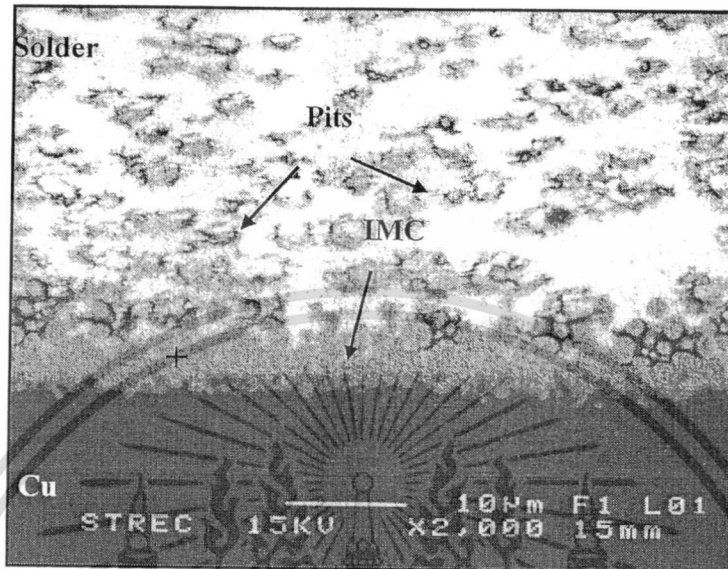
รูปที่ 2 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 500 เท่า หลังการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกัน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

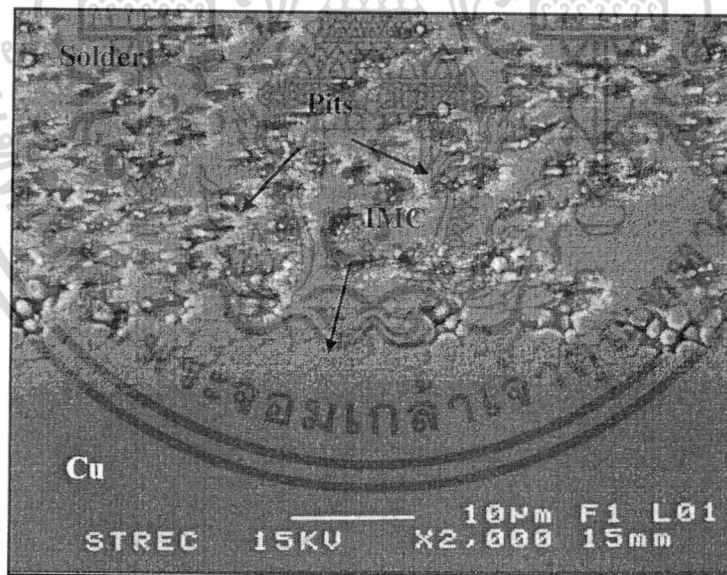
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด

จากการตรวจสอบลักษณะของรอยต่อบัดกรีและโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดของตัวอย่างหลังการบัดกรีและการบ่มที่อุณหภูมิและเวลาที่แตกต่างกันได้ผลดังนี้



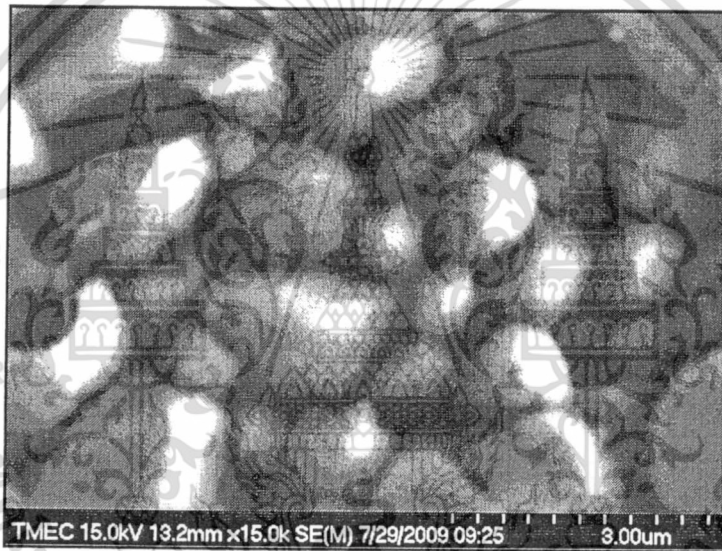
รูปที่ 3 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรีวิเคราะห์โดยใช้รูปแบบ Backscatter



รูปที่ 4 โครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรีวิเคราะห์โดยใช้รูปแบบ Secondary

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 3 และ 4 แสดงโครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดที่กำลังขยาย 2,000 เท่า ของรอยต่อบัดกรีระหว่างโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu กับ โลหะพื้นทองแดงหลังการบัดกรีที่อุณหภูมิ 270 °C เป็นเวลา 5 วินาที ในการบัดกรีด้วยวิธีการจุ่มทองแดงลงในโลหะบัดกรีเหลวที่มีจุดหลอมเหลวประมาณ 217 °C เมื่อทองแดงสัมผัสกับโลหะบัดกรีเหลวทำให้เกิดการแพร่ของอะตอมอย่างรวดเร็ว และเกิดการรวมตัวเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 1.33 μm โดยพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นจะปรากฏเป็นสองส่วนคือ ส่วนที่ตรวจสอบจากด้านหน้า (Front view) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะแสดงได้ดังรูปที่ 3 และ 4 ซึ่งได้จากการตรวจสอบโดยใช้รูปแบบ Backscatter และ Secondary ตามลำดับ จากรูปแสดงให้เห็นความแตกต่างของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีขนาดบางในแต่ละรูปแบบการตรวจสอบ และส่วนที่สองตรวจสอบจากด้านบน (Top view) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะแสดงได้ดังรูปที่ 5 จากการวิเคราะห์โดยใช้รูปแบบ Secondary ที่กำลังขยาย 15,000 เท่า ปรากฏอนุภาคที่มีขนาดเล็กของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ



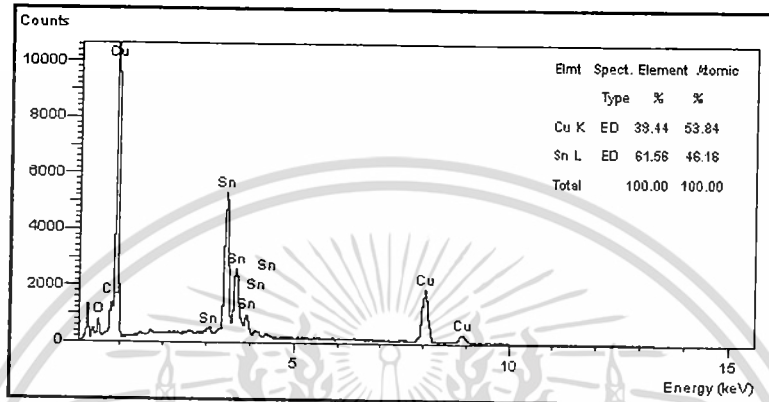
รูปที่ 5 อนุภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่กำลังขยาย 15,000 เท่า หลังการบัดกรี

ผลการวิเคราะห์เชิงปริมาณโดยใช้ EDX เพื่อระบุองค์ประกอบทางเคมีสำหรับชั้นสารประกอบเชิงโลหะในรูปที่ 3 และ 4 (ตำแหน่ง +) มีปริมาณ 53.84 at.% Cu และ 46.16 at.% Sn ดังแสดงในรูปที่ 6 สเปกตรัมของ Sn-Cu ที่ไม่ปรากฏ Ag เนื่องจากในโลหะผสมมีปริมาณเงินอยู่เพียง 0.3 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก จึงทำให้ไม่สามารถตรวจสอบปริมาณของธาตุเงินได้เนื่องจากการวิเคราะห์โดยใช้ EDX ยี่ห้อ JEOL รุ่น Link ISIS Series 300 จะต้องมีความหนาที่วิเคราะห์อย่างน้อย 1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก สำหรับผลการวิเคราะห์ทั้งบริเวณด้านหน้าและด้านบนของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเกิดเฟสชนิดเดียวกัน คือ Cu_6Sn_5 หรือที่เรียกว่า η - phase (Eta phase) จะเกิดที่ระหว่างพื้นผิวโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง (Solder/ Cu_6Sn_5 /Cu)

หากสนใจเอกสาร กรุณาติดต่อ: นายวิชาญ คุ้มภัย (Vichai Khamkha) Faculty Office of Research & Innovation

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ในสถานะของแข็งเมื่อนำตัวอย่างที่ผ่านการบัดกรีมาบ่มที่อุณหภูมิ 100, 135 และ 170 °C ตามลำดับ เป็นเวลาถึง 1,000 ชั่วโมง ดังแสดงได้ในรูปที่ 7, 9 และ 10 รูปที่ 7 แสดงโครงสร้างจุลภาคของรอยต่อบัดกรีเมื่อผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C โดยใช้เวลาดังแต่ 1 ถึง 1,000 ชั่วโมง ที่เวลาการบ่มตั้งแต่ 1, 10 และ 100 ชั่วโมง ปรากฏ Cu_3Sn ระหว่างโลหะพื้นและโลหะบัดกรีเช่นเดียวกับหลังการบัดกรี โดยกลไกการเติบโตของอนุภาคและชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเพิ่มขึ้นกับการเพิ่มเวลาการบ่มและมีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 2.76, 3.71 และ 4.17 μm ตามลำดับ



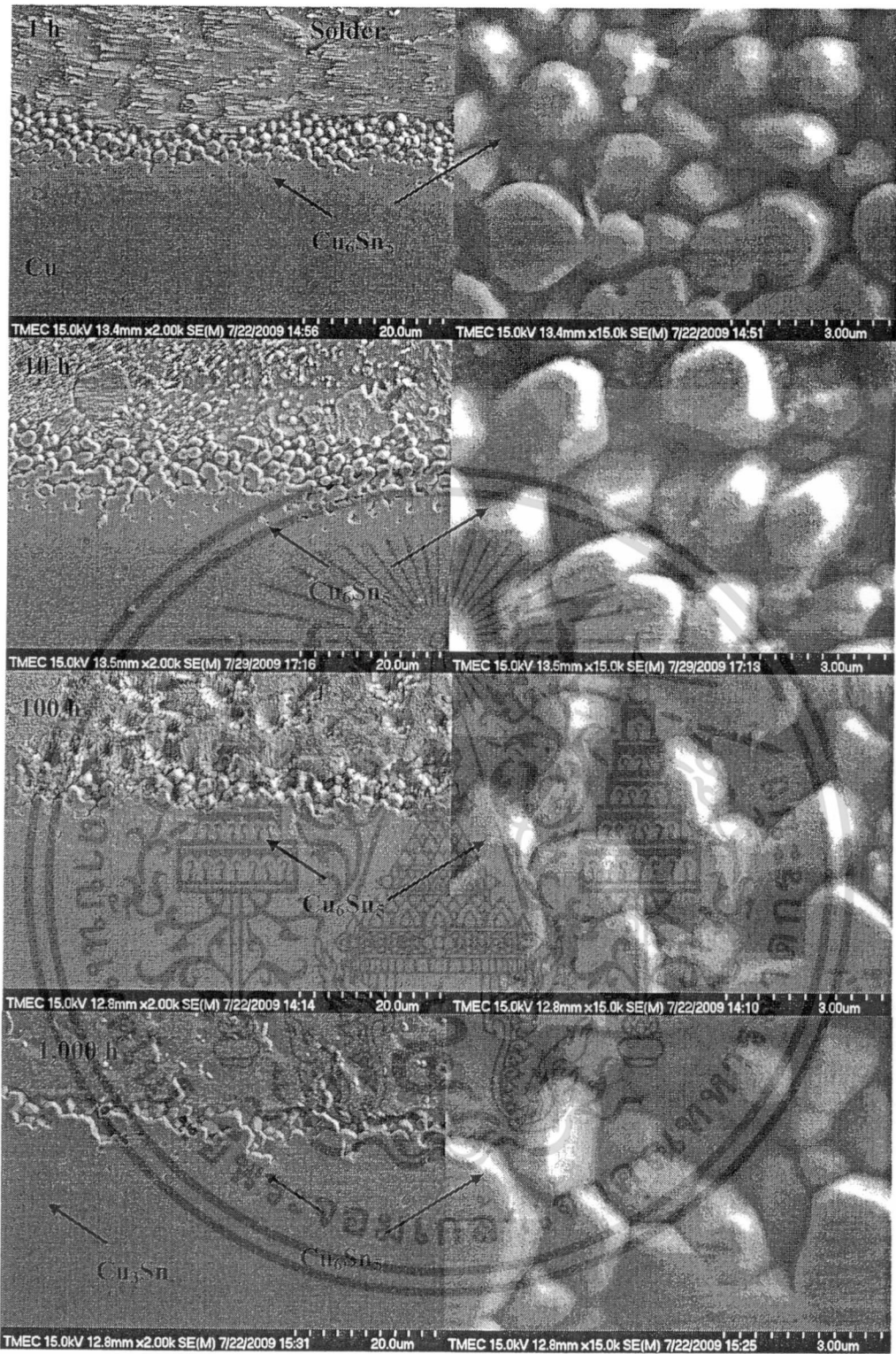
รูปที่ 6 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของชั้น Cu_3Sn

การเพิ่มขึ้นของเวลาการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C ยังช่วยลดจำนวนอนุภาคที่ปรากฏระหว่างโลหะบัดกรีและชั้นสารประกอบเชิงโลหะให้น้อยลง โดยมีสาเหตุมาจากอิทธิพลของเวลาในการบ่มโดยเฉพาะเมื่อบ่มถึง 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 8

เมื่อเพิ่มอุณหภูมิการบ่มเป็น 135 °C โครงสร้างจุลภาคของรอยต่อบัดกรีสามารถแสดงได้ดังรูปที่ 9 ในสถานะการบ่มที่เวลา 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 สำหรับช่องว่างที่เกิดขึ้นโดยทั่วไปช่องว่างหรือโพรงอากาศในรอยต่อบัดกรีมีสองชนิด ชนิดแรกเป็นการกำหนดถึงความแตกต่างของอัตราการแพร่ของสองธาตุ และโดยปกติจะเกิดใกล้กับพื้นผิวของธาตุทั้งสองและเกิดช่องว่างที่มีขนาดเล็กมากเรียกว่า Kirkendall voids

ภาพแสดงโดย: ศาสตราจารย์ ดร. ชัยวัฒน์ ชาติศรี, KKKK-KMUTP Office, 10/10/2019

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

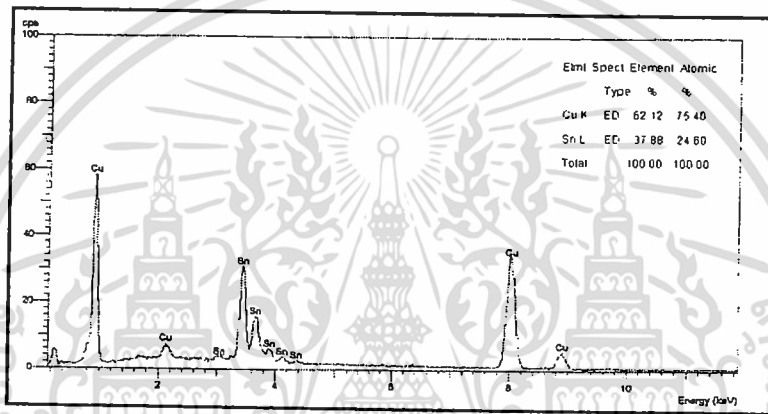


รูปที่ 7 โครงสร้างจุลภาคจากการบ่มที่อุณหภูมิ 100 °C และเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน

ภาพเหล่านี้จัดทำขึ้นโดยนางสาวณิชากรใจดี (Nicha Kerdjai) - Chulalongkorn Research Assistant 2011

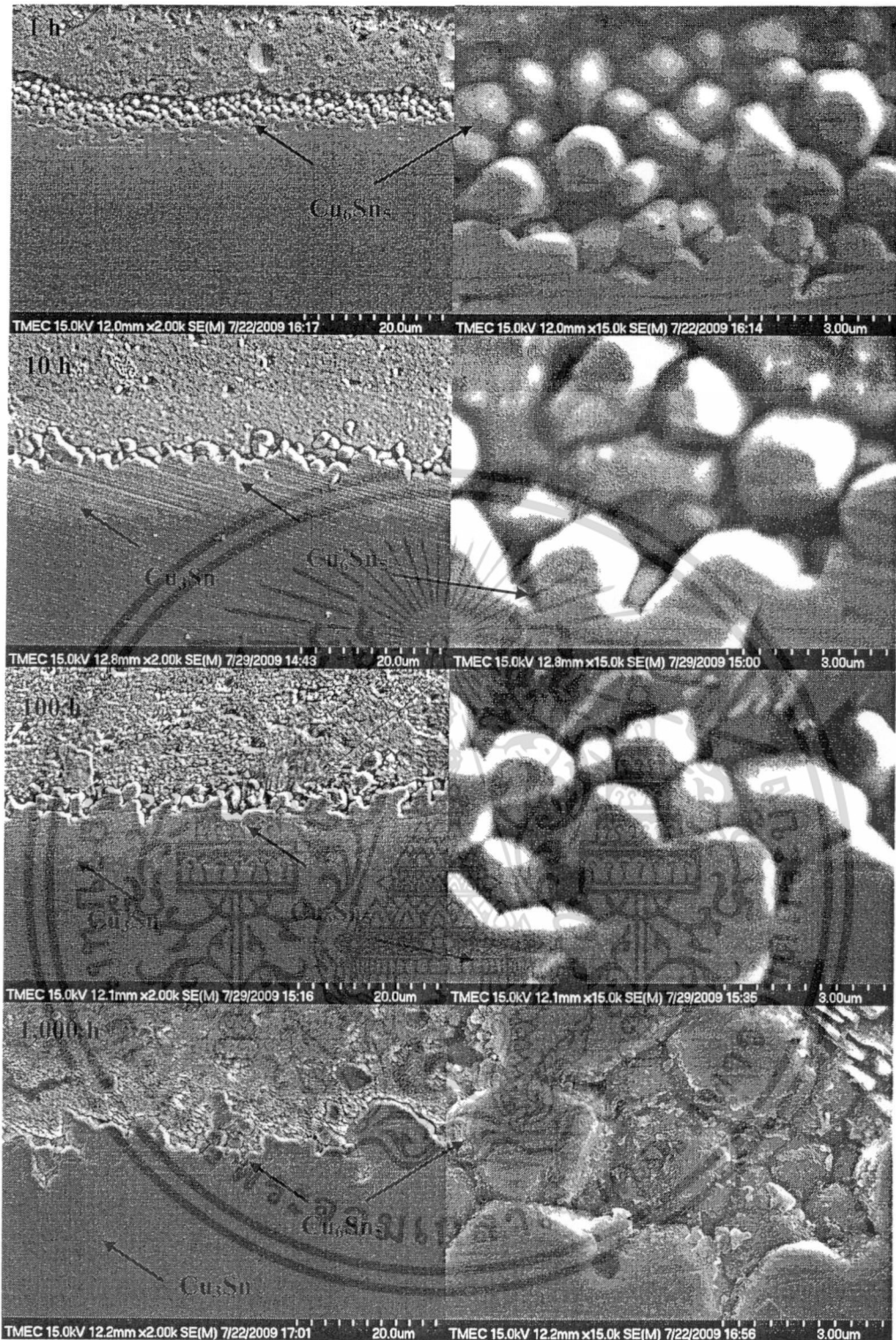
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ชนิดที่สองช่องว่างที่มีขนาดใหญ่เกิดมาจาก (1) การหดตัวของโลหะบัดกรีระหว่างสภาวะของแข็ง (เช่น 2% สำหรับดีบุก และ 3% สำหรับตะกั่ว) (2) การทำปฏิกิริยาของฟลักซ์ระหว่างกระบวนการบัดกรี โดยเฉพาะกับโลหะบัดกรีชนิดครีม (Solder paste) (3) การทำปฏิกิริยาของอากาศหรือออกซิเดชันระหว่างรอยต่อบัดกรี และ (4) การทำปฏิกิริยาของก๊าซในชั้น PCB ที่ออกมาระหว่างการบัดกรี [23, 36] ดังนั้นในงานวิจัยนี้ทั้งการเติบโตของ Cu_3Sn ที่สามารถยับยั้งการเติบโตของ Cu_6Sn_5 และการหดตัวของโลหะบัดกรีในสภาวะของแข็งจึงส่งผลให้เกิดโพรงอากาศที่ระหว่างพื้นผิวชั้น Cu_6Sn_5 และโลหะบัดกรีที่อุณหภูมิ 135 °C เวลา 10 และ 100 ชั่วโมง โดยชั้นสารประกอบรวมมีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 3.87 และ 4.23 μm ตามลำดับ อย่างไรก็ตามกับการเพิ่มเวลาการบ่มถึง 1,000 ชั่วโมง กลไกการเติบโตและการขยายตัวของชั้น Cu_3Sn ไม่สามารถยับยั้งการเติบโตของชั้น Cu_6Sn_5 ได้ เนื่องจากอิทธิพลของเวลาในการบ่มที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้ชั้น Cu_6Sn_5 มีขนาดเพิ่มขึ้นและชั้นสารประกอบรวมมีความหนาเฉลี่ยเพิ่มขึ้นเป็น 5.53 μm



รูปที่ 8 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ EDX ของชั้น Cu_3Sn

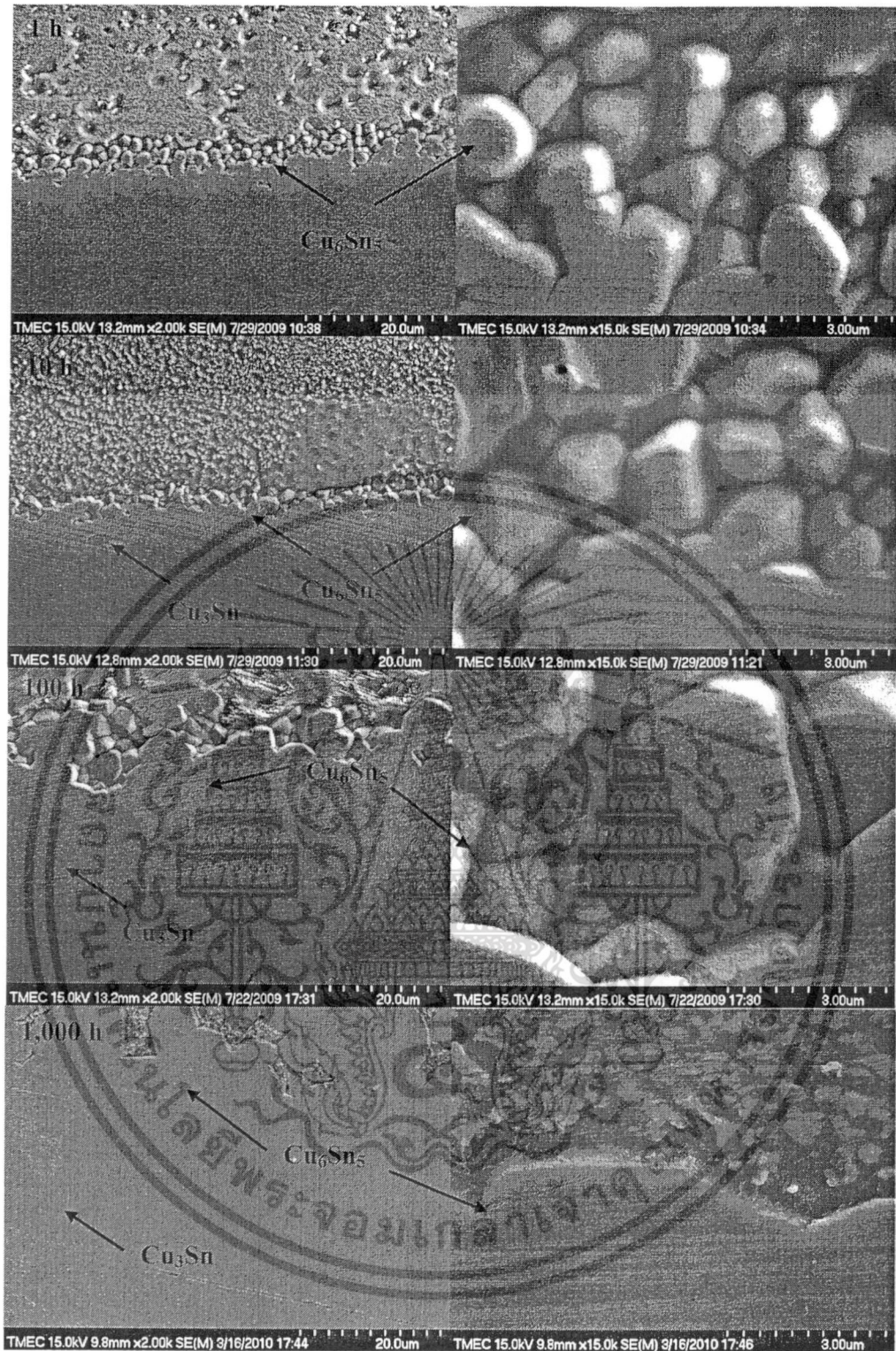
รูปที่ 10 แสดงโครงสร้างจุลภาคจากการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C สำหรับรอยต่อบัดกรีที่ผ่านการบ่มที่เวลา 1 และ 10 ชั่วโมง ขนาดของชั้นสารประกอบรวมมีความหนาเฉลี่ย 2.87 และ 3.48 μm ตามลำดับ และระหว่างทองแดงกับโลหะบัดกรีมีอนุภาคของชั้น Cu_6Sn_5 ที่เหลือน้อยกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับการบ่มที่อุณหภูมิ 100 และ 135 °C โดยชั้น Cu_3Sn จะปรากฏเมื่อใช้เวลานานในการบ่มที่ 10 ชั่วโมง เช่นเดียวกับที่อุณหภูมิ 135 °C อย่างไรก็ตามเมื่อเพิ่มเวลาการบ่มถึง 100 ชั่วโมง ชั้นสารประกอบรวมมีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 10.38 μm และการบ่มที่เวลา 1,000 ชั่วโมง ชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีความหนาเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว เนื่องจากการขยายตัวของอนุภาค ดังนั้นระหว่างรอยต่อจึงไม่ปรากฏอนุภาคหลังการบ่ม โดยเฟส Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 มีกลไกการเติบโตที่ไม่แตกต่างกันซึ่งมีความหนาเฉลี่ยเท่ากับ 8.17 และ 9.23 μm ตามลำดับ ดังแสดงในรูปที่ 11 ที่กำลังขยาย 1,000 เท่า



รูปที่ 9 โครงสร้างจุลภาคจากการบ่มที่อุณหภูมิ 135 °C และเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน

นางสาวเสนาะเกตุ กวีพิชญ์เกษม, นางสาวเกตุ KORA (KMITL Online and Research Administration)

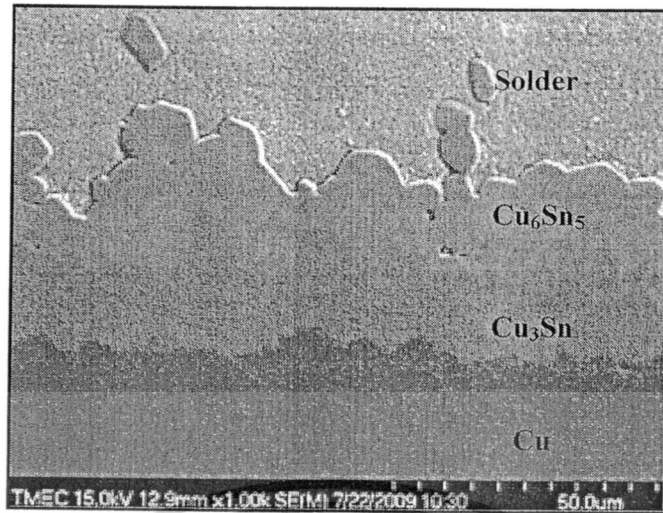
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 10 โครงสร้างจุลภาคจากการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C และเวลาการบ่มที่แตกต่างกัน

แผนกเทคโนโลยีทางวิทยาศาสตร์และวิศวกรรมศาสตร์ KORA (KMITL Office of Research Administration),

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

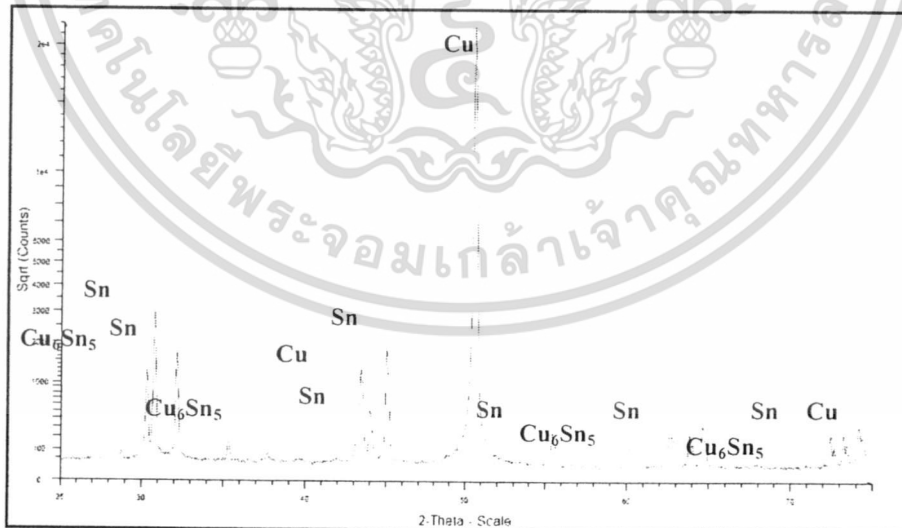


รูปที่ 11 โครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยาย 1,000 เท่า บ่มที่อุณหภูมิ 170 °C เวลา 1,000 ชั่วโมง

4.1 โครงสร้างผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

2.1 โครงสร้างผลึกหลังการบัดกรี

โครงสร้างผลึกหลังการบัดกรีระหว่างแผ่นรองทองแดงและโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว เมื่อตรวจสอบโดยใช้ XRD สามารถแสดงได้ดังรูปที่ 12 ปรากฏ α Cu และ β Sn มีโครงสร้างผลึกแบบเฟสเซ็นเตอร์คิวบิก (Face-centered cubic, FCC) และบอดีเซ็นเตอร์เทตตราโกนอล (Body-centered tetragonal, BCT) ตามลำดับ ซึ่งสามารถแสดงลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมได้ดังรูปที่ 13

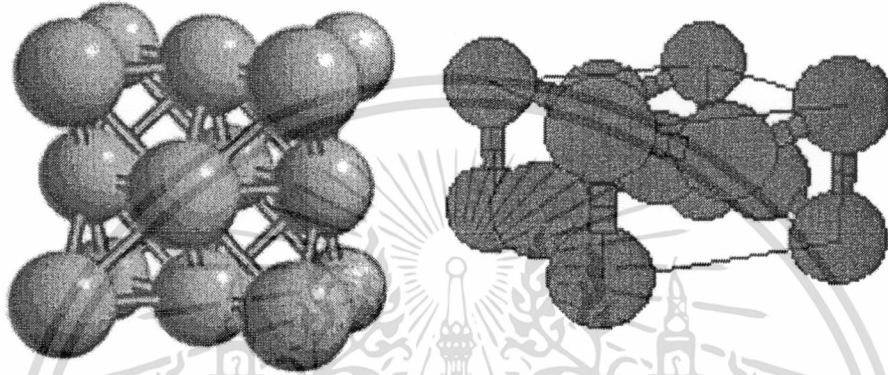


รูปที่ 12 รูปแบบการตรวจสอบ XRD หลังการบัดกรี

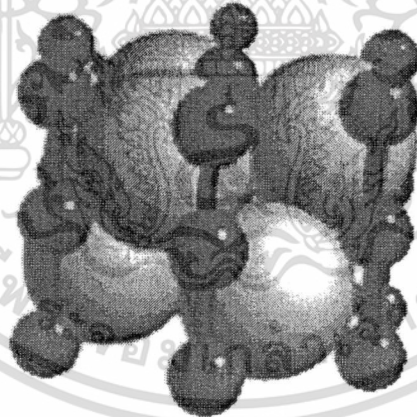
ภาพแสดงโครงการวิจัยจากโครงการ เบนจันเนท ได้ KORA (KMITL Office of Research Administration).

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สำหรับเฟส Cu_6Sn_5 ที่ปรากฏสามารถเกิดได้สองเฟสที่แตกต่างกัน เฟสแรกจะเสถียรที่อุณหภูมิสูง คือ เฟส η - Cu_6Sn_5 จะเกิดหลังการบดกรีและมีโครงสร้างผลึกแบบเฮกซาโกนอล (Hexagonal) โดยลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมแสดงได้ดังรูปที่ 14 และเฟสที่สองคือ η' - Cu_6Sn_5 มีโครงสร้างผลึกแบบโมโนคลินิก (Monoclinic) ซึ่งจะเสถียรที่อุณหภูมิต่ำกับการลดลงของอุณหภูมิ [37] ดังนั้น η - Cu_6Sn_5 จึงสามารถเปลี่ยนแปลงเฟสเป็น η' - Cu_6Sn_5 ได้จากชั้นสารประกอบของทองแดงและดีบุกที่มีปริมาณอะตอม 45 at.% Sn เมื่อตรวจสอบกับสมดุลเฟสของทองแดงและดีบุก แต่อย่างไรก็ตามสำหรับเฟส η' - Cu_6Sn_5 ไม่ปรากฏในการศึกษานี้



รูปที่ 13 ลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมใน α -Cu และ β -Sn



รูปที่ 14 ลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมใน η - Cu_6Sn_5

ช่องว่างระหว่างระนาบของผลึกสามารถกำหนดได้จากกฎของเบรกก์ และความสัมพันธ์ระหว่างระนาบและตัวแปร โครงผลึกสำหรับ โครงสร้างผลึกแบบเฮกซาโกนอลและ โมโนคลินิกจึงเขียนได้ดังสมการที่ (2)

ภาพแผนผังโครงข่ายวิจัยกรมส่งเสริมการค้าระหว่างประเทศได้ KORA (KMITL Office and Research Administration)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สำนักหอสมุดกลาง พระจอมเกล้าลาดกระบัง

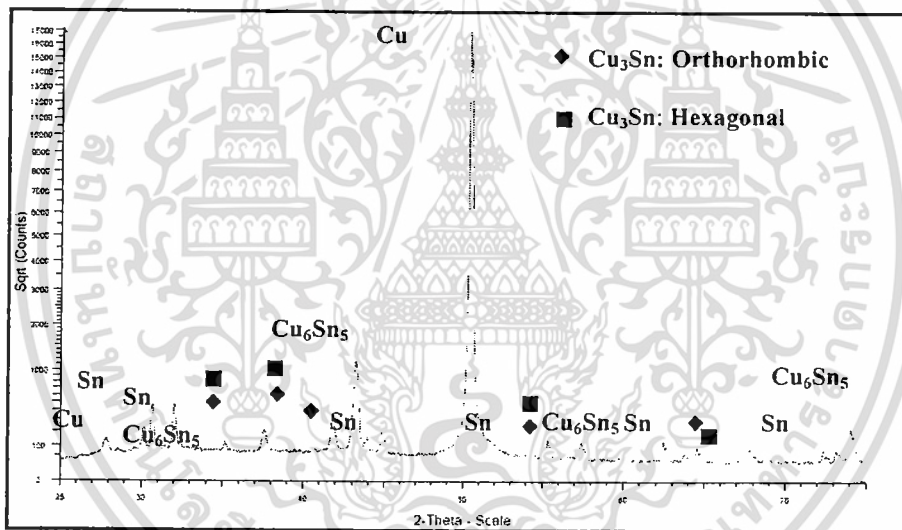
และ (3) ตามลำดับ เมื่อ a, b และ c คือ ตัวแปร โครงผลึก h, k, l คือ ดัชนีมิลเลอร์ และ β คือ มุมระหว่าง b และ c

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

$$\frac{1}{d^2} = \frac{1}{\sin^2 \beta} \left(\frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2 \sin^2 \beta}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} - \frac{2hl \cos \beta}{ac} \right) \quad (3)$$

โครงสร้างผลึกหลังการบ่ม

โครงสร้างผลึกหลังการบ่มจะเลือกตัวอย่างที่ปรากฏชั้น Cu_3Sn มาตรวจสอบ จากการบ่มที่อุณหภูมิ 100°C จะปรากฏชั้น Cu_3Sn เฉพาะที่เวลา 1,000 ชั่วโมง ผลการตรวจสอบด้วย XRD สามารถแสดงได้ดังรูปที่ 15

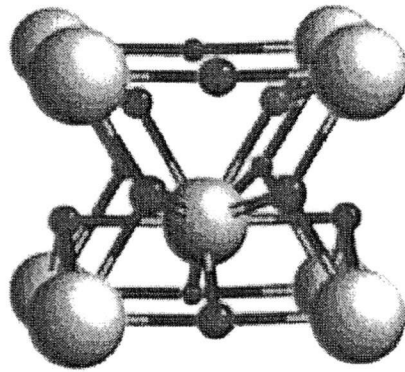


รูปที่ 15 รูปแบบการตรวจสอบ XRD หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 100°C เวลา 1,000 ชั่วโมง

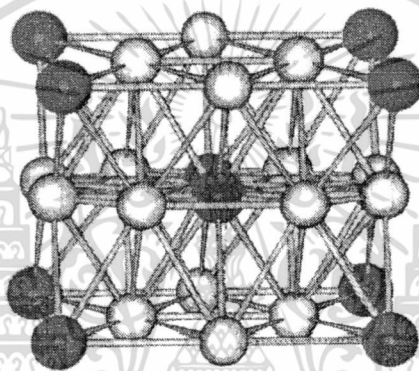
นอกจาก η - Cu_6Sn_5 (เฮกซาโกนอล) ยังปรากฏเฟส ϵ - Cu_3Sn ที่มีโครงสร้างผลึกแบบออร์โทโรมบิก (Orthorhombic) และเฮกซาโกนอลหลังการบ่ม โดยลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมในเฟส ϵ - Cu_3Sn (ออร์โทโรมบิก) และ Cu_3Sn (เฮกซาโกนอล) สามารถแสดงได้ดังรูปที่ 16 และ 17 ตามลำดับ และความสัมพันธ์ระหว่างช่องว่างระหว่างระนาบและตัวแปร โครงผลึกแบบออร์โทโรมบิกสามารถเขียนได้ดังสมการที่ (4)

ถนนนครไชยศรี แขวงปทุมวัน เขตปทุมวัน กรุงเทพฯ 10600 KORA (KMITL) Office of Research Administration

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหาหรือข้อมูลอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 16 ลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมใน ϵ -Cu₃Sn (ออร์โทโรมบิก)



รูปที่ 17 ลักษณะทางเรขาคณิตและการจัดเรียงตัวของอะตอมใน ϵ -Cu₃Sn (เฮกซาโกนอล)

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (4)$$

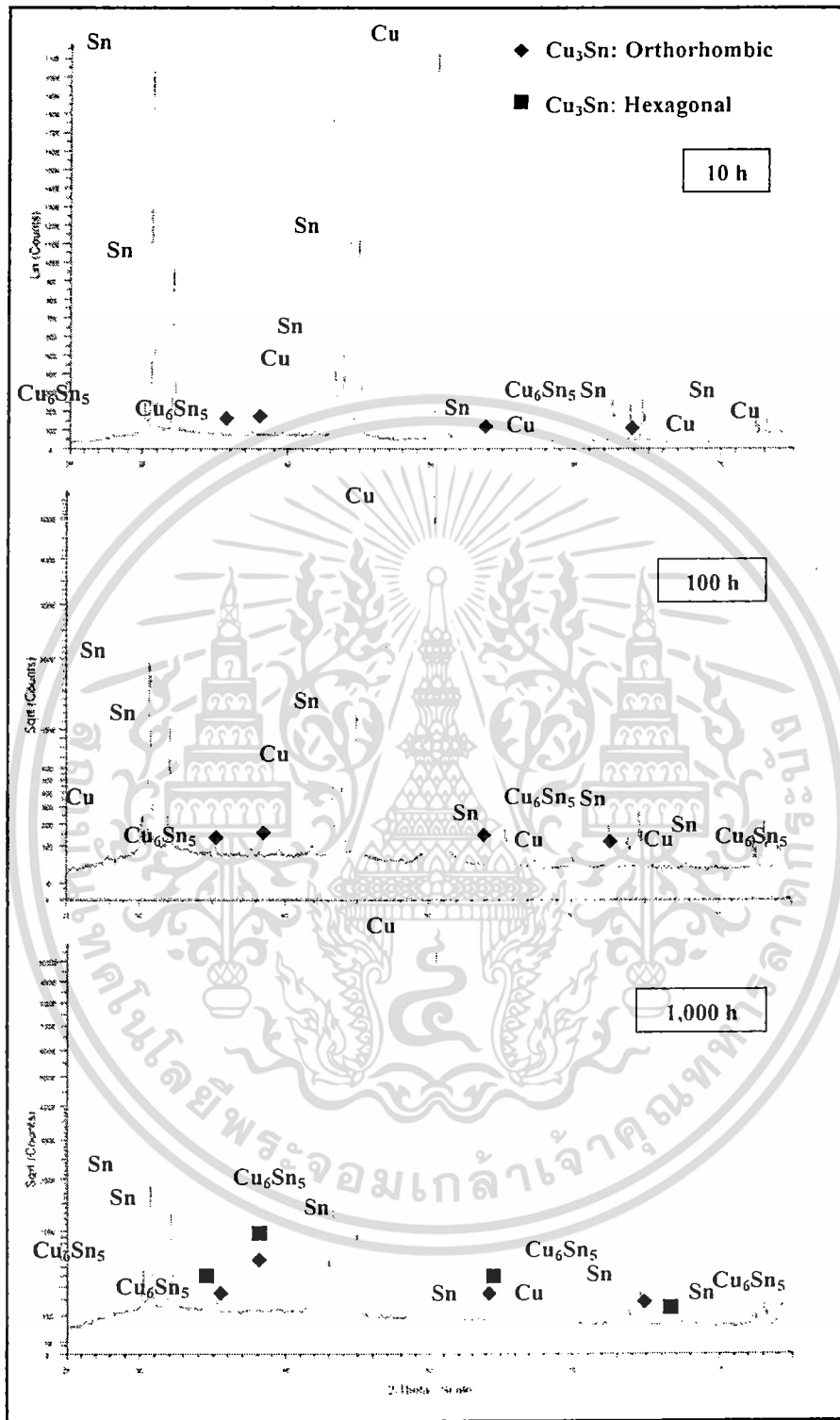
รูปที่ 18 และ 19 แสดงรูปแบบ XRD เมื่อตรวจสอบกับตัวอย่างที่ผ่านการบ่มที่อุณหภูมิ 135 และ 170 °C เวลา 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง ระหว่างรอยต้อบัตกรีปรากฏ η -Cu₆Sn₅ และ ϵ -Cu₃Sn เฟสทั้งสองมีปริมาณความหนาแน่นเพิ่มขึ้นกับการเพิ่มเวลาการบ่ม เนื่องจากขนาดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น สำหรับการบ่มที่เวลา 10 และ 100 ชั่วโมง จะปรากฏเฟส η -Cu₆Sn₅ (เฮกซาโกนอล) และ ϵ -Cu₃Sn (ออร์โทโรมบิก) แต่เมื่อเพิ่มเวลาการบ่มถึง 1,000 ชั่วโมง เฟส ϵ -Cu₃Sn (ออร์โทโรมบิก) ที่มีโครงสร้างผลึกที่ไม่สมบูรณ์ (Disorder structure) จะเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกเป็นแบบเฮกซาโกนอลที่สมบูรณ์ (Order structure) โดยมีอัตราส่วน $c/a = 1.572$ โดยพื้นฐานโครงสร้างผลึก HCP จะถูกล้อมรอบโดยหน่วยเซลล์รูปสี่เหลี่ยมผืนผ้า และโครงสร้างผลึกออร์โทโรมบิกในทิศทาง [100] มีขนาดความยาวขอบ

ภาพแสดงโครงข่ายเชิงพื้นที่ของอะตอมในวัสดุ KONA, JCMILL, Office of Research & Administration

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เป็นสองเท่าของเฮกซาโกนอล ($a_{\text{Orthorhombic}} = 2a_{\text{hcp}}$) ดังนั้นความยาวด้าน $b_{\text{Orthorhombic}}$ ในทิศทาง [120] จะเท่ากับ

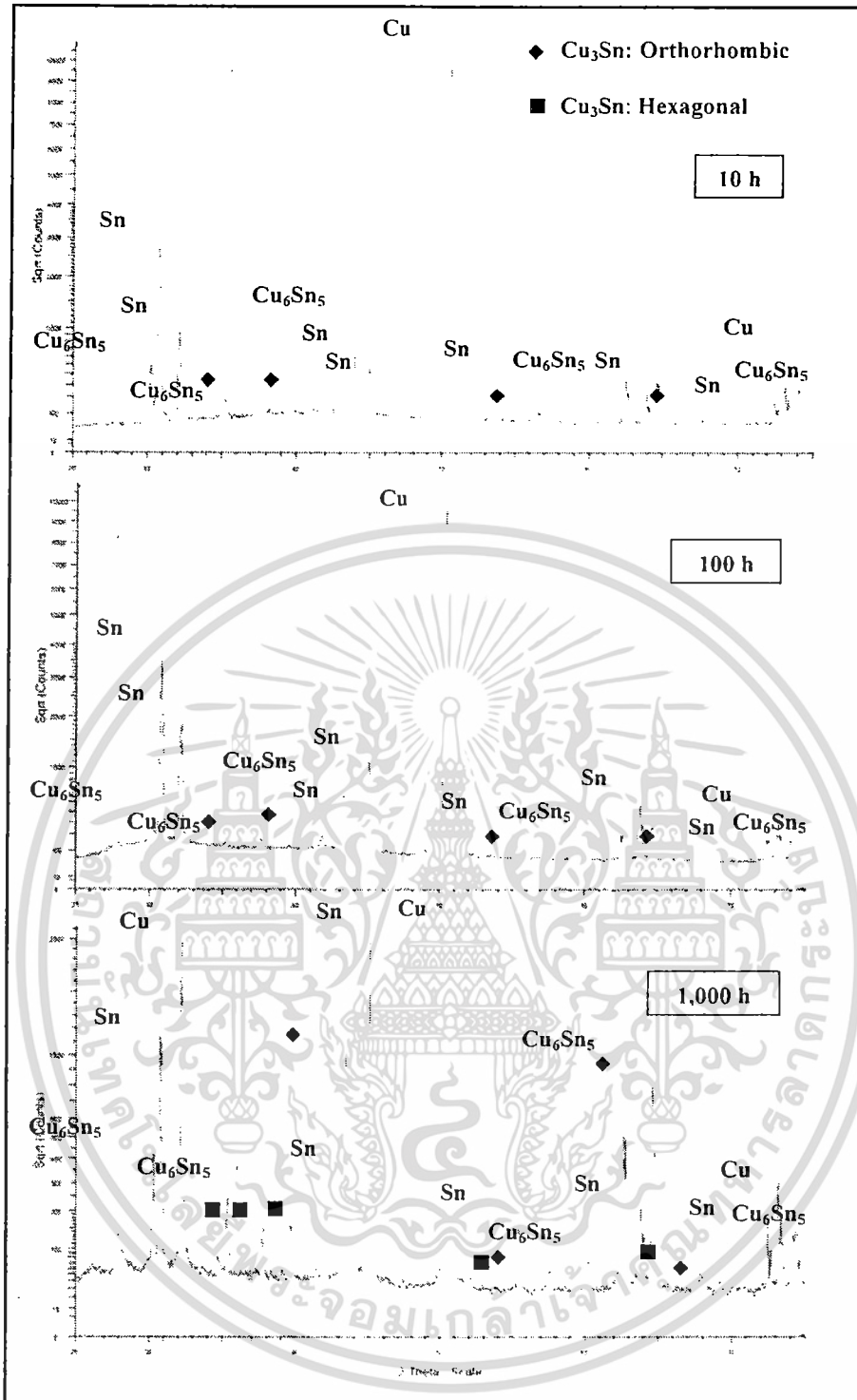
$$a_{\text{hcp}} + 2a'$$



รูปที่ 18 รูปแบบการตรวจสอบ XRD หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 135 °C เวลา 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง

หากสนใจข้อมูลเพิ่มเติม กรุณาติดต่อ: ผศ.ดร.ศุภมาส วัฒนกุล โทร. 0-2562-10000 ต่อ 3111 หรือ 3112

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

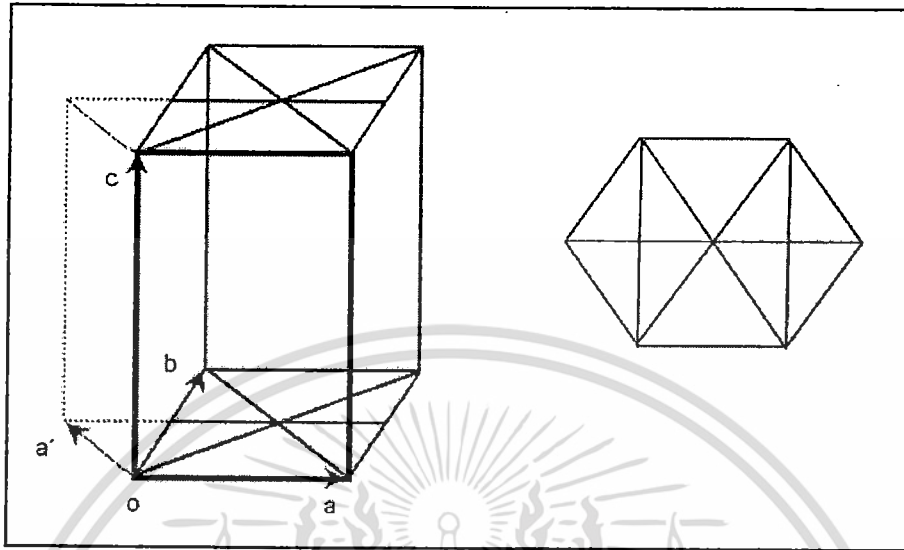


รูปที่ 19 รูปแบบการตรวจสอบ XRD หลังการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C เวลา 10, 100 และ 1,000 ชั่วโมง

แผนแสดงโครงการวิจัยที่งบประมาณเงินอุดหนุนได้ KORA (NMIT) Office of Research & Administration

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โดยที่ a' จะเกิดขึ้นจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างซึ่งสามารถแสดงได้ดังรูปที่ 20 ขณะที่ความสูงของหน่วยเซลล์ (C) ในทิศทาง [001] จะแตกต่างกันเล็กน้อย [38-40] สำหรับโครงสร้างผลึกที่กล่าวมาข้างต้นสามารถแสดงรายละเอียดเพิ่มเติมได้ดังตารางที่ 1



รูปที่ 20 ความสัมพันธ์ระหว่างออร์โทโรมบิกและ HCP

จากตารางที่ 1 พิจารณาสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น ความแตกต่างของชนิดและโครงสร้างของสารประกอบเชิงโลหะสามารถทำนายคุณสมบัติทางกลได้โดยเฉพาะกับการแปรรูปแบบถาวร (Deformation) ซึ่งปกติความแข็งของวัสดุจะกำหนดถึงความต้านทานการแปรรูปถาวร โดยทั่วไปคุณสมบัติความแข็งจะขึ้นอยู่กับตัวแปรที่แตกต่างกันเช่น อุณหภูมิ ความดัน รูพรุน (Porosity) สิ่งเจือปน (Impurity) ดิสโลเคชัน (Dislocation) และตำหนิอื่นๆ ดังนั้นความแข็งจึงสามารถอธิบายได้จากตำหนิแบบเส้นในผลึกหรือดิสโลเคชันที่สามารถเคลื่อนที่ได้เฉพาะในระนาบที่มีการเรียงตัวของอะตอมหนาแน่นเรียกว่าระนาบเลื่อน (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 ออร์โทโรมบิกมี 2 ระบบการเลื่อน ($\{100\} \langle 110 \rangle$ และ $\{001\} \langle 110 \rangle$) และ โมโนคลินิกมีระบบการเลื่อนเพียง 1 ระบบ ($\{001\} \langle 110 \rangle$) [41] ดังนั้นโลหะที่มีระบบการเลื่อนจำนวนมากการแปรรูปถาวรจะเกิดขึ้นได้ง่าย แต่ในทางตรงข้ามกับโลหะหรือชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีระบบการเลื่อนน้อยจะมีคุณสมบัติที่ค่อนข้างเปราะ

ภาพแสดงโครงสร้างผลึกของโลหะและโลหะผสม: สอนด้วย KONGKUMPHI, Office of Education Administration.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 1 ข้อมูลโครงสร้างผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

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

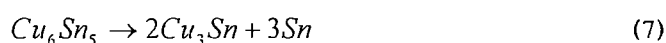
เมื่อพิจารณาชั้น Cu₆Sn₅ ที่เกิดขึ้นจากปฏิกิริยาทางเคมีระหว่างทองแดงและดีบุกจากผลการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีโดยใช้ EDX มีปริมาณ 54-56 at.% Cu และ 44-47 at.% Sn ดังนั้นปฏิกิริยาแรกที่เกิดขึ้นระหว่างพื้นผิวจากการรวมตัวของ 6 อะตอมทองแดงและ 5 อะตอมดีบุกคือ



อิทธิพลของการบ่มในสภาวะของแข็งทำให้ชั้นสารประกอบมีความหนาเพิ่มขึ้น เนื่องจากปริมาณการแพร่ของอะตอมทองแดงและดีบุกทำให้ Cu₆Sn₅ สามารถเปลี่ยนเฟส (Phase transformation) เป็น Cu₃Sn โดยการทำปฏิกิริยากับทองแดงซึ่งสามารถแสดงได้ดังสมการที่ (6)



การเติบโตของชั้น Cu₃Sn จะถูกกำหนดโดยการสลายตัวของ Cu₆Sn₅ ทำให้เกิด 2 โมเลกุลของ Cu₃Sn และ 3 อะตอมดีบุก ดังสมการที่ (7)



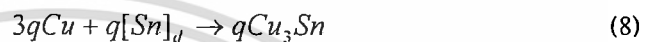
หากพบโครงสร้างผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้ (Cu₆Sn₅ และ Cu₃Sn) จะสามารถยืนยันการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

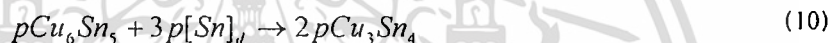
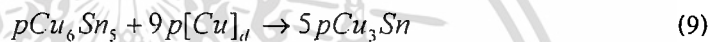
สำหรับองค์ประกอบทางเคมีของชั้น Cu_3Sn ที่เกิดขึ้นจากการทดลองมีปริมาณ 74-77% at.% Cu และ 24-26 at.% Sn

ในงานวิจัยนี้การบัดกรีโลหะพื้นทองแดงกับโลหะผสม (Alloy) มีความเข้มข้นของดีบุกถึง 99 % ($99Sn-0.3Ag-0.7Cu$) ขณะที่อีก 1% มาจากเงินและทองแดง ดังนั้นปฏิกิริยาจากการบัดกรีที่เกิดขึ้นจึงมีลักษณะที่ใกล้เคียงกับการบัดกรีทองแดงและดีบุกบริสุทธิ์โดยเฟสที่เกิดขึ้นจากการบัดกรีจะมีการเปลี่ยนเฟสและการเติบโตโดยการสูญเสียหรือได้รับอะตอมดีบุกหรือทองแดงที่ชั้นเฟสนั้น และในเทอมของสมการปฏิกิริยาทางเคมีแสดงได้ดังสมการที่ (8) - (13)

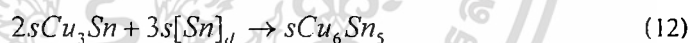
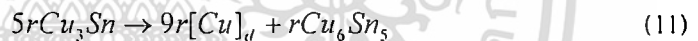
ระหว่างพื้นผิว I (Cu/Cu₃Sn บนขอบ Cu₃Sn):



ระหว่างพื้นผิว II (Cu₃Sn/Cu₆Sn₅ บนขอบ Cu₃Sn):



ระหว่างพื้นผิว II (Cu₃Sn/Cu₆Sn₅ บนขอบ Cu₆Sn₅):



ระหว่างพื้นผิว III (Cu₆Sn₅/Sn บนขอบ Cu₆Sn₅):



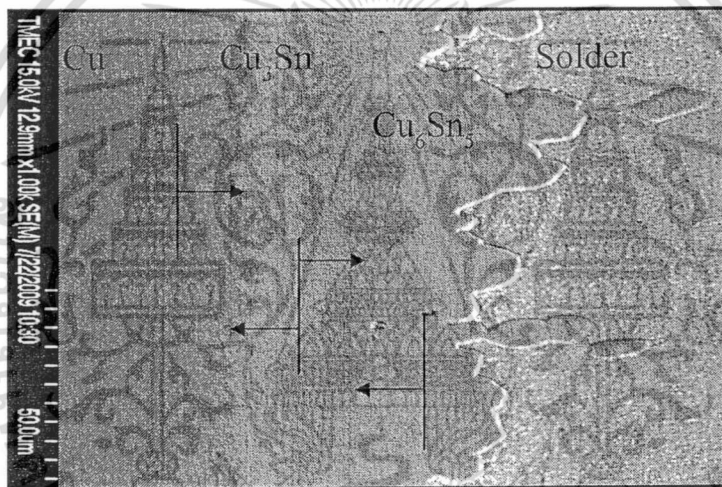
การสูญเสียหรือได้รับอะตอมทองแดงหรือดีบุกที่ชั้นเฟสสามารถแสดงให้เห็นได้ดังรูปที่ 30 ตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคหลังการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C ที่เวลา 1,000 ชั่วโมง ในงานวิจัยนี้เปรียบเทียบกับรูปที่ 31 ในงานวิจัยของ Paul [44] ที่แสดงรายละเอียดการเติบโตของชั้น Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 ในคู่ควบของทองแดงและดีบุก โดยสัญลักษณ์ $[Cu]_d$ และ $[Sn]_d$ เป็นเครื่องหมายแสดงการแพร่ของอะตอมในชั้นสารประกอบเชิงโลหะแต่ไม่ได้ใช้แทนเฟสทองแดงและดีบุก ตัวแปร p และ q คือ จำนวนโมล (Moles) รวมของอะตอม

แผนกเทคโนโลยีการวิจัยและพัฒนาพลังงานทดแทน KICOT-UMU Office of Research Administration

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ทองแดงและดีบุกตามลำดับ ที่มีการเปลี่ยนแปลงต่อหน่วยพื้นที่ไปยังชั้น Cu_3Sn ระหว่างเวลาการแพร่รวม เช่นเดียวกับ r และ s ที่เป็นจำนวน โมลรวมของอะตอมทองแดงและดีบุก ที่ถูกส่งผ่านระหว่างปฏิกิริยาต่อ หน่วยพื้นที่ไปยังเฟส Cu_6Sn_5

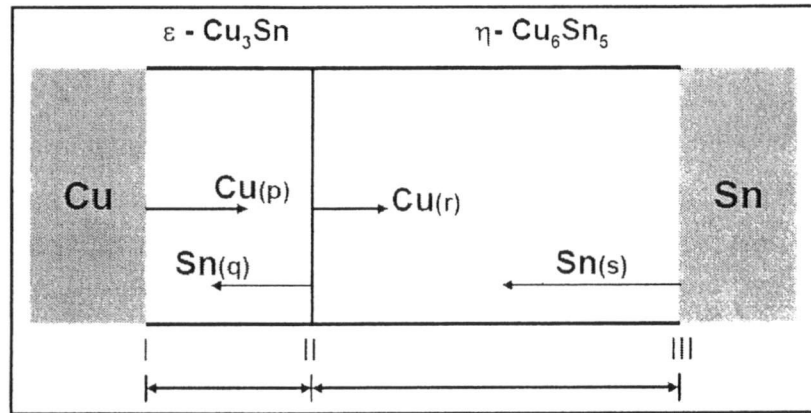
สำหรับชั้นสารประกอบที่เกิดขึ้นทั้ง Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn นอกจากมีองค์ประกอบทางเคมีที่แตกต่าง กันแล้วยังส่งผลกระทบต่อคุณสมบัติทางกลและทางฟิสิกส์ที่แตกต่างกัน เมื่อพิจารณาคุณสมบัติทางกลและ ทางฟิสิกส์ของชั้น Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 ที่เกิดจากคู่วัสดุของการบัดกรีทองแดงและดีบุกจากงานวิจัย ของ Fields และ Low [45] แสดงได้ดังตารางที่ 2 โดยทั่วไปมอดูลัสความยืดหยุ่น (Modulus of elasticity) ของวัสดุไม่สามารถกำหนดจากการรวมตัวของธาตุได้ เนื่องจากชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นสารประกอบ ที่มาจากโลหะผสมของวัสดุหนึ่งกับวัสดุอื่นๆ มอดูลัสความยืดหยุ่นหรือมอดูลัสของยัง (Young's modulus) สำหรับ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn มีค่า 85.56 และ 108.3 GPA ตามลำดับ และชั้นสารประกอบเชิงโลหะทั้งสอง ชนิดมีค่าความแข็งที่ใกล้เคียงกัน อีกทั้งไม่มีคุณสมบัติการแปรรูปแบบถาวร (Plastic deformation) จึงมี ความเหนียว (Toughness) ต่ำมากและมีเพียง 2-3 เท่าของแก้ว



รูปที่ 30 แสดงตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคหลังการบัดกรีที่อุณหภูมิ $170\text{ }^{\circ}\text{C}$ ที่เวลา 1,000 ชั่วโมง

แผนกเทคโนโลยีการวิจัยและพัฒนา กองงานเทคโนโลยี (TC) สำนักงานคณะกรรมการบริหารงาน,

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 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 $\text{IMC} > \text{Copper} > \text{Lead-free solder}$ ความแข็งของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีความแข็งมากกว่าโลหะบัดกรีและทองแดง ในขณะที่โลหะบัดกรีมีความแข็งแรงน้อยกว่าทองแดงจึงมีโอกาสเกิดความเสียหายที่ระหว่างพื้นผิวชั้นสารประกอบเชิงโลหะและโลหะบัดกรี (IMC/solder) มากกว่าที่ระหว่างพื้นผิวชั้นสารประกอบเชิงโลหะและโลหะพื้น (IMC/Substrate) เนื่องจากการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีลักษณะรูปร่างไม่ราบเรียบจึงเกิดความเค้นดกค้ำที่ระหว่างพื้นผิวโดยมีผลมาจากสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน (Thermal expansion) ระหว่างโลหะบัดกรีและทองแดงจึงเกิดความเค้นเนื่องจากความร้อน (Thermal stress) ระหว่างการเย็นตัวที่บริเวณระหว่างพื้นผิวชั้นสารประกอบเชิงโลหะและโลหะบัดกรี อีกทั้งค่ามอดูลัสความยืดหยุ่นของทองแดงและชั้นสารประกอบเชิงโลหะมากกว่าโลหะบัดกรีจึงเกิดการยับยั้งความเข้มข้นของความเค้นเมื่อมีแรงกระทำ

แผนแสดงโครงการวิจัยที่สนับสนุนงานวิจัยนี้ได้ (KORV - KMITL) Office of Research Administration

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 2 คุณสมบัติทางกลและทางฟิสิกส์ของ 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
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

ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5), Cu_3Sn และ Cu_6Sn_5 วัดโดยใช้โปรแกรม Image-Pro Express สามารถแสดงข้อมูลได้ดังตารางที่ 3 และความสัมพันธ์ระหว่างความหนา รวมของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับอุณหภูมิและเวลาในการบ่ม แสดงในรูปที่ 32

ภาคเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง, KMITL-IPTEP Office of Research Administration,

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

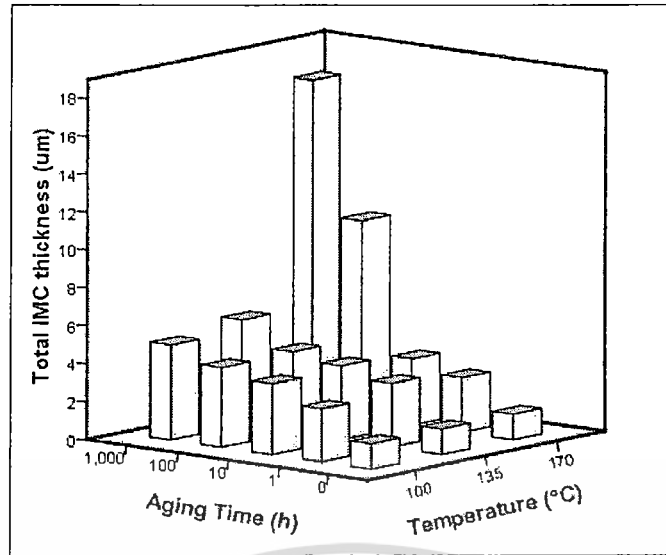
ตารางที่ 3 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

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 32 กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวมที่มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มเวลาการบ่ม โดยการเพิ่มขึ้นสำหรับการบ่มที่อุณหภูมิ 100 และ 135 °C จะมีวิวัฒนาการการเติบโตที่ใกล้เคียงกันมาก ซึ่งจะแตกต่างกับการบ่มที่อุณหภูมิ 170 °C ที่มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว โดยเฉพาะกับการบ่มที่เวลา 100 และ 1,000 ชั่วโมง จากการทดลองจึงสามารถแบ่งกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะออกเป็นสองช่วงอุณหภูมิ คือ กลไกการเติบโตในช่วงอุณหภูมิต่ำและกลไกการเติบโตที่อุณหภูมิสูง

แผนกเทคโนโลยีการวิจัยและพัฒนา ศูนย์เทคโนโลยี KORA (KMIL Office of Research Administration)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 32 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาและอุณหภูมิการบ่ม

รูปแบบความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบ่มในสภาวะของแข็งสามารถแสดงโดยสมการ Simple parabolic

$$Y = kt^n \quad (14)$$

เมื่อ Y คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เวลา t , k คือ ค่าคงที่อัตราการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะและ n คือ เลขยกกำลังของเวลา โดยทั่วไปแล้วกลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะเป็นไปตามสมการเส้นตรง (Linear) หรือ เส้นโค้ง (Parabolic) ระหว่างปฏิกิริยาในสภาวะของแข็ง สำหรับกลไกแบบเส้นตรงเป็นการควบคุมโดยปฏิกิริยาระหว่างพื้นผิวเมื่อควบคุมปริมาณการแพร่และกลไกแบบเส้นโค้งเมื่อการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างการบ่มในสภาวะของแข็งเป็นไปตามกลไกควบคุมการแพร่ ปริมาณเลขยกกำลังของเวลา เท่ากับ 0.5 ดังนั้นสมการที่ (14) สามารถเขียนใหม่ได้เป็น

$$Y = kt^{1/2} \quad (15)$$

กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจึงเกี่ยวกับสองขั้นตอน ขั้นตอนแรก คือ การแพร่ของทองแดงและดีบุกไปยังชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ระหว่างพื้นผิวขณะเกิดการสัมผัสและยึด

แบบแผนโครงการวิจัยงบประมาณเงิน ๓๕ ได้ KORA (KMITL Office of Research Administration).

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ติด และขั้นตอนที่สอง คือ ปฏิกริยาทางเคมีระหว่างทองแดงและดีบุกภายในชั้นสารประกอบเชิงโลหะซึ่งเป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยปฏิกริยาในระยะการเติบโตที่ช้า

ค่าคงที่และสัมประสิทธิ์การแพร่

ผลกระทบของกระบวนการบ่มด้วยความร้อนที่ส่งผลต่อการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะโดยทั่วไปกำหนดจากขั้นตอนแรกหรือกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยการแพร่ในสถานะของแข็ง โดยความหนาของชั้นการควบคุมการแพร่ที่เป็นฟังก์ชันของเวลาสามารถกำหนดโดยสมการ

$$Y = Y_0 + \sqrt{Dt} \quad (16)$$

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

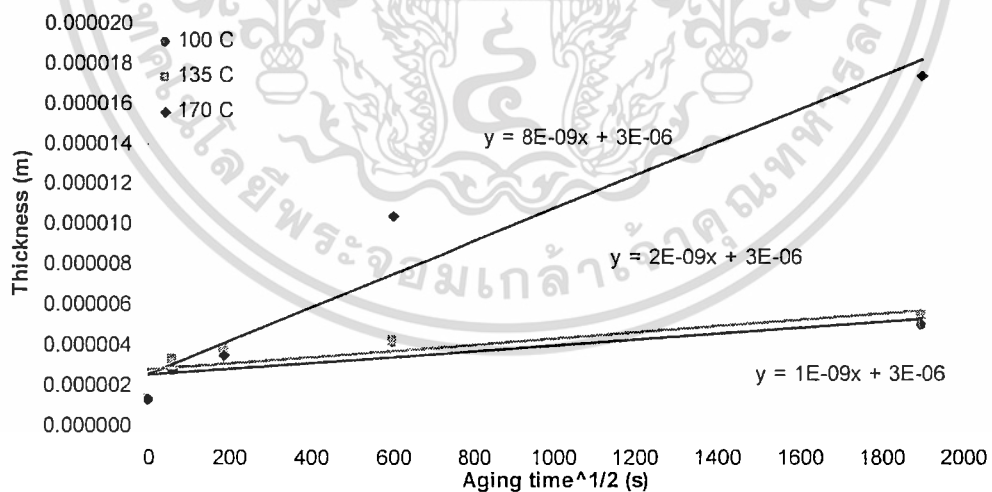
กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสามารถกำหนดโดยการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิการบ่ม 100, 135 และ 170 °C แสดงในตารางที่ 4-6 มาพล็อตกับรากที่สองของเวลาในการบ่ม, $t^{1/2}$ ซึ่งสามารถแสดงได้ในรูปที่ 33-35 โดยรวมความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรงกับ $t^{1/2}$ ของเวลาการบ่มและมีอัตราการเติบโตที่เร็วสำหรับการบ่มที่อุณหภูมิสูง (อุณหภูมิ 170 °C) ดังแสดงในรูปที่ 33 นอกจากนั้น $t^{1/2}$ ซึ่งให้ให้เห็นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยการแพร่ และสำหรับสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบรวม ($\text{Cu}_3\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$), Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn สามารถคำนวณจากการวิเคราะห์การถดถอยแบบเส้นตรง $y = a + bx$ เมื่อความชัน (Slope) = b จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับ $t^{1/2}$ จึงสามารถคำนวณสัมประสิทธิ์การแพร่จากความชันได้ดังตารางที่ 7 แสดงปริมาณสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิแตกต่างกัน ในสถานะการบ่มที่อุณหภูมิต่ำ (อุณหภูมิ 100 และ 135 °C) โดยค่าคงที่หรือสัมประสิทธิ์การแพร่สำหรับชั้นสารประกอบรวมมีค่าเท่ากับ 1.0×10^{-18} และ 4.0×10^{-18} m^2/s ตามลำดับ ซึ่งมีความแตกต่างกันเล็กน้อยเนื่องจากผลของอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้น แต่สำหรับสัมประสิทธิ์การแพร่ของชั้น Cu_3Sn ที่อุณหภูมิ 100 °C ไม่สามารถคำนวณได้ เนื่องจากชั้น Cu_3Sn จะเกิดขึ้นเฉพาะที่การบ่ม 1,000 ชั่วโมง ซึ่งแตกต่างกับที่อุณหภูมิ 135 °C จะเกิดขึ้น Cu_3Sn ตั้งแต่เวลาการบ่ม 10 ชั่วโมง และมีสัมประสิทธิ์การแพร่เท่ากับ 1.0×10^{-18} m^2/s ในสถานะการบ่มที่อุณหภูมิสูง สัมประสิทธิ์การแพร่ของของทุกชั้นสารประกอบมีมากกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับที่อุณหภูมิต่ำ โดยเฉพาะกับชั้นสารประกอบรวมที่มีค่าถึง 6.4×10^{-17} m^2/s

แผนแผนกโครงการวิจัยทางประบวนการเงินที่ได้ KORA /KMITL Office of Research Administration.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 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}



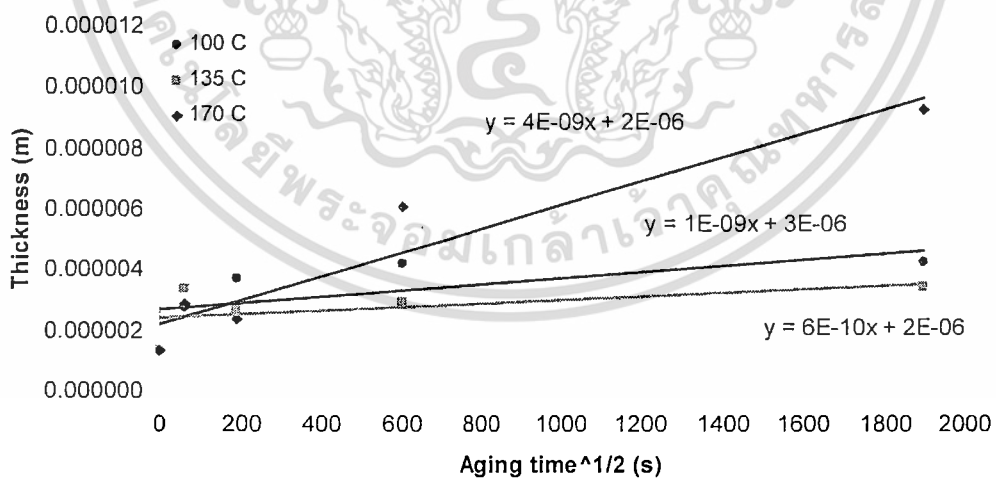
รูปที่ 33 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบรวมกับอุณหภูมิการบ่ม

แผนแสดงโครงงาน วิจัยทางเคมี: แผนงาน สกใต้ KORA (PMIT) Office of Research Administration

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 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}



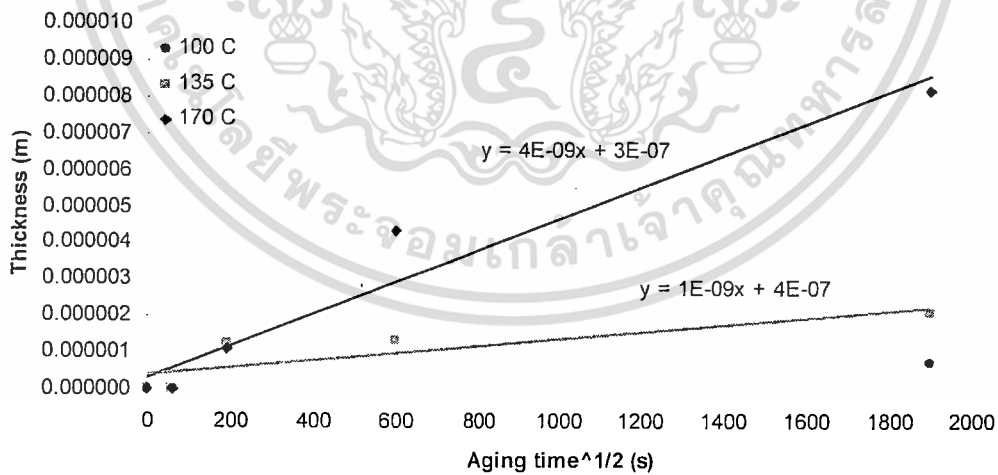
รูปที่ 34 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้น Cu_6Sn_5 กับอุณหภูมิการบ่ม

แผนกเทคโนโลยีวิจัยและพัฒนา: กองบริหารงานวิจัย KORA (KMITL Office of Research Administration)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 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 35 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้น Cu_3Sn กับอุณหภูมิการบ่ม

แบบแผนโครงการวิจัยที่งบประมาณเงินอุดหนุนได้จาก KORA (KMUTL Office of Research Administration).

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 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 x 10 ⁻⁹	6.4x10 ⁻¹⁷
	Cu ₆ Sn ₅	4.0x10 ⁻⁹	1.6x10 ⁻¹⁷
	Cu ₃ Sn	4.0x10 ⁻⁹	1.6x10 ⁻¹⁷

ตารางที่ 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 x 10 ⁻¹⁵	[49]
Sn-3.0Ag-0.5Cu	220	217	5.9 x 10 ⁻¹⁵	[49]
Sn-4.0Ag-0.5Cu	225	217	6.3 x 10 ⁻¹⁵	[49]

จากตารางที่ 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 x 10⁻¹⁵ m²/s สำหรับ SAC 105 และ 5.9 x 10⁻¹⁵, 6.3 x 10⁻¹⁵ 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

แผนกเทคโนโลยีการบัดกรีและปริมาณเงิน ภาควิชา KORA - KMITL Office of Research Administration

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

พลังงานกระตุ้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

ขณะที่กลไกการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิจะกำหนดโดยใช้สมการอาร์เรเนียส

$$D = D_0 e^{-Q/RT} \quad (17)$$

โดยที่ D_0 คือ ค่าคงที่ไม่ขึ้นกับอุณหภูมิ (m^2s^{-1}) Q คือ พลังงานกระตุ้นของการแพร่ (J/mol , cal/mol หรือ eV/atom) R คือ ค่าคงที่ของก๊าซ ($8.314 \text{ J/mol}\cdot\text{K}$ หรือ $1.987 \text{ cal/mol}\cdot\text{K}$) และ T คือ อุณหภูมิสัมบูรณ์ (K) เมื่อใส่ลอการิทึมธรรมชาติกับสมการ (17) จะได้

$$\ln D = \ln D_0 - \frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T} \right) \quad (18)$$

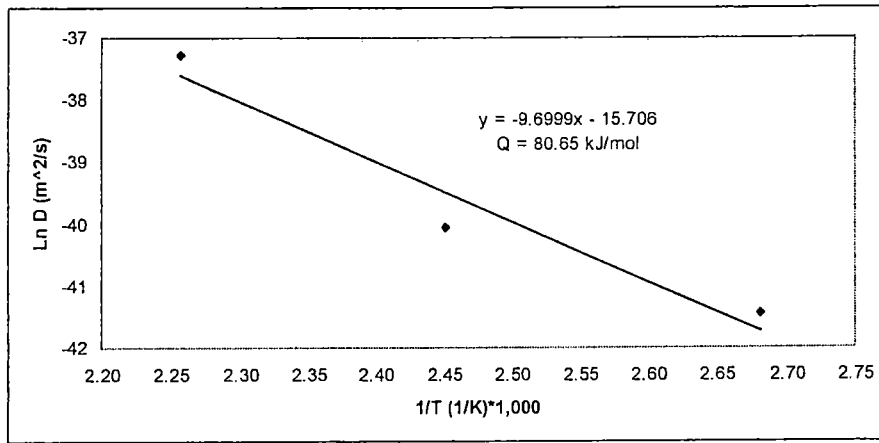
จากความสัมพันธ์ระหว่างค่าลอการิทึมของสัมประสิทธิ์การแพร่ $\ln D$ กับส่วนกลับของอุณหภูมิ สัมบูรณ์ $1/T$ จากสมการที่ (18) และข้อมูลในตารางที่ 9 พลังงานกระตุ้นสามารถกำหนดจากความชันของเส้นตรงสามารถแสดงได้ดังรูปที่ 36-38 ที่แสดงให้เห็นปริมาณพลังงานกระตุ้นสำหรับชั้นสารประกอบรวม (Cu_6Sn_5 , Cu_3Sn , Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn ตามลำดับ

ตารางที่ 9 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln D$ กับ $1/T$

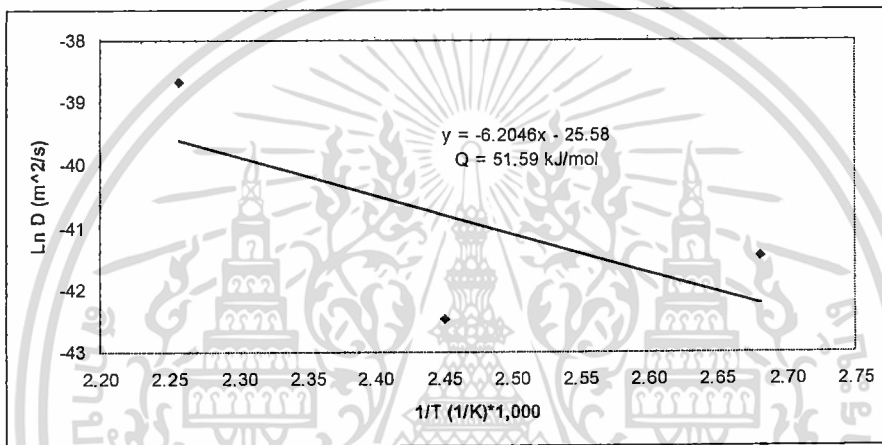
Temperature (°C)/(K)	Intermetallic phase	$\ln D$	$1/T$ (1/K)*1,000
100/373	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$	-41.45	2.68
	Cu_6Sn_5	-41.45	2.68
	Cu_3Sn	-	2.68
135/408	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$	-40.06	2.45
	Cu_6Sn_5	-42.47	2.45
	Cu_3Sn	-40.06	2.45
170/443	$\text{Cu}_6\text{Sn}_5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

ผ่านแผนกโครงการวิจัยและพัฒนาเงินอุดหนุน KORA (KMUTL Office of Research Administration).

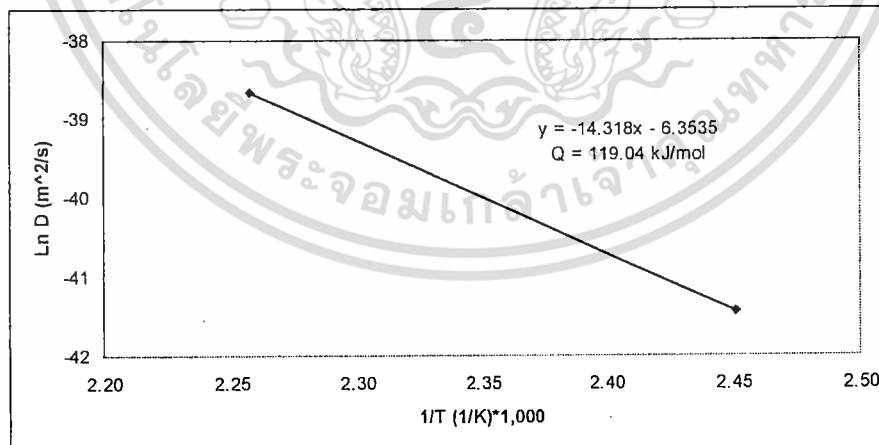
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 36 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ($\text{Cu}_3\text{Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5$)



รูปที่ 37 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5



รูปที่ 38 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn

แบบเสนอโครงการวิจัยงบประมาณเงินอุดหนุน โดย KORA (KMITL Office of Research Administration)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 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	80.56
	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		

จากตารางที่ 10 แสดงปริมาณสัมประสิทธิ์การแพร่ พลังงานกระตุ้น และค่าคงที่การแพร่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะแต่ละชนิดที่อุณหภูมิการบ่มแตกต่างกัน ปริมาณสัมประสิทธิ์การแพร่ที่แตกต่างกันจะเป็นดัชนีชี้วัดถึงอัตราเร็วของการเคลื่อนที่ของอะตอม ซึ่งค่าสัมประสิทธิ์การแพร่จะแปรผันตามอุณหภูมิ ทั้งการแพร่ในตัวเอง การแพร่โดยอาศัยช่องว่าง และการแพร่แบบแทรกที่ล้วนมีผลต่อสัมประสิทธิ์การแพร่ เมื่อเปรียบเทียบค่าคงที่การแพร่ของธาตุต่างๆ โดยค่าคงที่การแพร่ในตัวเองของทองแดง ($D_{\text{O(Cu-Cu)}}$) = $3.4 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ จากงานวิจัยของ Fouassier และคณะ [50] และงานวิจัยของ Li และ Basaran สำหรับโลหะบัดกรีชนิด SAC 405 ค่าคงที่การแพร่แบบแทรกที่ของทองแดงในดีบุก ($D_{\text{O(Cu-Sn)}}$) = $2.4 \times 10^{-7} \text{ m}^2/\text{s}$ และค่าคงที่การแพร่แบบแทรกที่ของเงินในดีบุก ($D_{\text{O(Ag-Sn)}}$) = $7.1 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ ความแตกต่างของค่าควบคุมการแพร่แสดงให้เห็นการแพร่แบบแทรกที่ของทองแดงในดีบุกเกิดขึ้นอย่างรวดเร็วเนื่องจากรัศมีอะตอมทองแดง = 1350 \AA และดีบุก = 1450 \AA อีกทั้งเปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักของทองแดงและเงินน้อยกว่าดีบุก (99.5Sn-4.0Ag-0.5Cu) อย่างไรก็ตามอุณหภูมิจะไม่มีผลกระทบต่อค่าคงที่การแพร่ สำหรับการเคลื่อนที่ของอะตอมจากตำแหน่งแลตทิซหนึ่งไปยังอีกตำแหน่งหนึ่งจึงต้องอาศัยพลังงานกระตุ้น และโดยทั่วไปโลหะบัดกรีที่มีพลังงานกระตุ้นสูงจะมีกลไกการเติบโตช้าที่อุณหภูมิต่ำและมีการเติบโตที่เร็วที่อุณหภูมิสูง [51 - 53] พลังงานกระตุ้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ($\text{Cu}_3\text{Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5$), Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn เท่ากับ 80.56, 51.59 และ 119.04 kJ/mol ตามลำดับ และเมื่อเปรียบเทียบกับงานวิจัยอื่นๆ ได้ผลดังตารางที่ 11 สำหรับความแตกต่างมีสาเหตุมาจากตัวแปรต่างๆ ในกระบวนการทดลองหรือแม้แต่ตัวผู้ทดลองเอง เช่น จากกระบวนการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นต้น โดยรวมแนวโน้มพลังงานกระตุ้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีค่าใกล้เคียงกันเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีในกลุ่มเดียวกัน (SAC) และสถานะการทดลองที่

แผนกเทคโนโลยีการวิจัยและนวัตกรรม เงินทุนที่ได้ KORA (KMITL Office of Research Administration)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เหมือนกัน โดยพลังงานกระตุ้นรวมจะอยู่ในช่วง 75-90 kJ/mol และจะลดลงสำหรับชั้น Cu_3Sn_5 ที่อยู่ในช่วง 50-60 kJ/mol เนื่องจากชั้น Cu_3Sn ที่เกิดขึ้นและมีพลังงานกระตุ้นสูงอยู่ในช่วง 90-120 kJ/mol

ตารางที่ 11 เปรียบเทียบพลังงานกระตุ้นกับโลหะบัดกรีอื่นๆ

Solder	Cu type	Method	T Range		Reaction		Q
			(°C)	time	IMC	(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	
					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	
Sn-3.5Ag	Cu Sheet	Dipping	70-170	0-1000 h	$\text{Cu}_3\text{Sn}+\text{Cu}_6\text{Sn}_5$	75.16	
				0-1000 h	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	
					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	
					Cu_6Sn_5	41.30	

แผนกเทคโนโลยีการผลิตและประกอบ เคมีภัณฑ์ KORA (KMITL Office of Research and Development)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เอกสารอ้างอิง

- [1] <http://www.thairohs.org>
- [2] วีระพันธ์ สิริพิงศ์. โลหะวิทยาทางกายภาพสำหรับวิศวกร ภาค 2, กรุงเทพฯ : นิยมวิทยา. 2533
- [3] Tu King-Ning. 2007. Solder Joint Technology, Springer Series in Materials Science.
- [4] Ma Xin., Wang Fengjiang., Qian Yiyu. and Yoshida Fusahito. "Developmant of Cu-Sn intermetallic compound at Pb-free solder/Cu joint interface" Material Letters. 57. 2003. pp. 3361-3365
- [5] Rizvi M.J., Bailey C., Chan Y., Islam M.N. and Lu H. "Effect of adding 0.3 wt% Ni into Sn- 0.7wt% Cu solder Part II .Growth of intermetallic layer with Cu during wetting and aging" Journal of Alloys and Compounds. 438. 2007. pp. 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. pp. 2205-2214
- [7] Limaye Paresh. Vandavelde, Bart. Labie, Riet. Vandepitte, Dirk. and Valinden, Bert. "Influence of Intermetallic Properties on Reliability of Lead-Free Flip-Chip Solder Joints" IEEE TRANSACTIONS. 31. 2008. pp. 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 Compounds. 532. 2003. pp. 226-236.
- [9] San F., Hochstenbach P., Van Driel 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. pp. 1167-1170

แผนกแผนกโครงการวิจัยงบประมาณเงินอุดหนุน KORA (KMITL Office of Research Administration)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้