

อิทธิพลของปริมาณทองแดงและอัตราการเย็นตัวต่อการก่อตัวของ
ชั้นสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-xCu

INFLUENCE OF COPPER CONTENT AND COOLING RATE ON THE FORMATION
OF INTERMETALLIC COMPOUND IN Sn-xCu LEAD-FREE SOLDERS



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

พ.ศ. 2564

KMITL-2021-EN-M-217-072

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

INFLUENCE OF COPPER CONTENT AND COOLING RATE ON THE FORMATION
OF INTERMETALLIC COMPOUND IN Sn-xCu LEAD-FREE SOLDERS



A THESIS SUBMITTED IN PARTIAL FULFILLMENT
OF THE REQUIREMENT FOR THE DEGREE OF
MASTER OF ENGINEERING IN INDUSTRIAL ENGINEERING
SCHOOL OF ENGINEERING
KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG
2021

KMITL-2021-EN-M-217-072

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



COPYRIGHT 2021

SCHOOL OF ENGINEERING

KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

หัวข้อวิทยานิพนธ์	อิทธิพลของปริมาณทองแดงและอัตราการเย็นตัวต่อการก่อตัวของ ชั้นสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-xCu
นักศึกษา	นางสาวทิพสุดา รักเพชร
รหัสประจำตัว	60601104
ปริญญา	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชา	วิศวกรรมอุตสาหการ
พ.ศ.	2564
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์	รศ.ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ

บทคัดย่อ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้ศึกษาอิทธิพลของปริมาณทองแดงและอัตราการเย็นตัวต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-xCu เมื่อ $x = 0, 0.7, 1.0$ และ 3.0 wt% ทำการให้ความร้อนตั้งแต่อุณหภูมิ $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ จนถึงอุณหภูมิ $270\text{ }^{\circ}\text{C}$ ด้วยอัตราการให้ความร้อนที่ $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ จากนั้นลดอุณหภูมิลงไปถึง $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ด้วยอัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน ได้แก่ $5, 10, 25, 50$ และ $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ พบว่า องค์ประกอบทางเคมีของโลหะผสมโลหะบัดกรีและอัตราการเย็นตัวมีผลกระทบอย่างมีนัยสำคัญต่อโครงสร้างจุลภาคชั้นสารประกอบเชิงโลหะและความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยพบ Cu_6Sn_5 ที่อัตราการเย็นตัว $50\text{--}100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ที่การลดอุณหภูมิของโลหะบัดกรีด้วยอัตราการเย็นตัวที่ $5\text{--}25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นมี 2 เฟส คือ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะลดลงเมื่อทำการเพิ่มอัตราการเย็นตัว พฤติกรรมทางความร้อนหลังลดอุณหภูมิของโลหะบัดกรี ในอัตราการเย็นตัว $5, 10, 25, 50$ และ $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ พบว่า อุณหภูมิเริ่มต้น, อุณหภูมิสูงสุด และอุณหภูมิล้นสุด ของกราฟปฏิกิริยาคายความร้อนมีแนวโน้มลดลงเมื่ออัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้น

Thesis	Influence of Copper Content and Cooling Rate on The Formation of Intermetallic Compound in Sn-xCu Lead-free Solders
Student	Ms. Tipsuda Rakphet
Student ID.	60601104
Degree	Master of Engineering
Program	Industrial Engineering
Year	2021
Thesis Advisor	Assoc.Prof.Dr. Kannachai Kanlayasiri

Abstract

In this study, the influence of copper content and cooling rate on the formation of intermetallic compound in Sn-xCu lead-free solders was investigated, where $x = 0, 0.7, 1.0,$ and 3.0 wt%. Sn-xCu lead-free solders were heated from $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ to $270\text{ }^{\circ}\text{C}$ at a heating rate of $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ and then cooled to $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ at different cooling rates of $5, 10, 25, 50$ and $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$. It was found that the chemical composition of the solder alloy and the cooling rate had a significant effect on the microstructure and thickness of the intermetallic compound layer. Cu_6Sn_5 was found at a cooling rate of $50\text{--}100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Two intermetallic compounds, Cu_6Sn_5 and Cu_3Sn , were found at a cooling rate of $5\text{--}25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$. The thickness of the intermetallic compound layer decreased with increasing cooling rate. Thermal behavior after cooling of the solder at cooling rates of $5, 10, 25, 50,$ and $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$. It was found that the onset temperature, peak temperature and end temperature in the exothermic reaction diagram tend to decrease with increasing cooling rate.

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงได้ด้วยความช่วยเหลือเป็นอย่างดีจากอาจารย์ที่ปรึกษา
รศ.ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ ที่กรุณาให้คำปรึกษา คำชี้แนะช่วยแก้ปัญหาตลอดจนให้ความรู้และ
ประสบการณ์ที่ดีแก่ข้าพเจ้า เพื่อให้วิทยานิพนธ์ฉบับนี้มีความสมบูรณ์ ข้าพเจ้าผู้จัดทำวิทยานิพนธ์
ขอขอบพระคุณเป็นอย่างสูงไว้ ณ โอกาสนี้

ขอขอบคุณภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอม
เกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ที่ให้การสนับสนุนด้านเทคนิคเครื่องมือและห้องปฏิบัติการ ทำให้
วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี

สุดท้ายต้องขอขอบคุณบิดา มารดาและน้องสาวของข้าพเจ้า ที่คอยสนับสนุนและเป็นกำลังใจ
ที่ดีตลอดมา

สำหรับคุณงามความดีอันใดที่เกิดจากวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ ข้าพเจ้าขอมอบให้กับบิดามารดา
ซึ่งเป็นที่รักและเคารพยิ่ง ตลอดจนครูอาจารย์ที่เคารพทุกท่านที่ได้ประสิทธิ์ประสาทวิชาความรู้และ
ถ่ายทอดประสบการณ์ที่ดีให้แก่ข้าพเจ้า

ทิพสุดา รักเพชร

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	I
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	II
กิตติกรรมประกาศ.....	III
สารบัญ.....	IV
สารบัญตาราง.....	VI
สารบัญรูป.....	VIII
บทที่ 1 บทนำ.....	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 ความมุ่งหมายและวัตถุประสงค์ของการศึกษา.....	2
1.3 สมมุติฐานของการศึกษา.....	2
1.4 ขอบเขตการวิจัย.....	3
1.5 ขั้นตอนของการศึกษา.....	3
บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	4
2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง.....	4
2.1.1 อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์.....	4
2.1.2 โลหะบัดกรี.....	5
2.1.3 โลหะพื้น.....	7
2.1.4 เฟสไดอะแกรม.....	8
2.1.5 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับการแพร่.....	9
2.1.6 สารประกอบเชิงโลหะ.....	20
2.1.7 การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยา.....	21
2.1.8 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง.....	34
2.1.9 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด.....	36
2.1.10 การทดสอบคุณสมบัติทางความร้อน.....	40
2.1.11 จลนพลศาสตร์การเกิดผลึก.....	43
2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	44
บทที่ 3 วิธีการดำเนินงาน.....	48
3.1 การศึกษาการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu.....	48
3.1.1 วัสดุอุปกรณ์และวิธีการทดลอง.....	48
3.1.2 การเตรียมชิ้นงานสำหรับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค.....	49

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
3.1.3 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและวิเคราะห์ผล.....	51
3.1.4 การวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรี.....	51
3.2 การศึกษาพฤติกรรมทางความร้อนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu.....	52
3.2.1 กราฟ DSC.....	52
3.2.2 อุณหภูมิโซลิดัสและอุณหภูมิคิวิคัส.....	52
3.3 ค่าตัวแปรทางจลนพลศาสตร์.....	53
3.3.1 ค่าพลังงานการกระตุ้น.....	53
3.3.2 จลนพลศาสตร์การเกิดผลึก.....	53
บทที่ 4 ผลการทดลองและอภิปราย.....	54
4.1 โครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	54
4.1.1 การเกิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ.....	54
4.1.2 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	63
4.2 การวิเคราะห์พฤติกรรมทางความร้อน.....	72
4.2.1 กราฟ DSC.....	72
4.2.2 อุณหภูมิโซลิดัสและอุณหภูมิคิวิคัส.....	85
4.3 ค่าตัวแปรทางจลนพลศาสตร์.....	90
4.3.1 ค่าพลังงานการกระตุ้น.....	90
4.3.2 จลนพลศาสตร์การเกิดผลึก.....	95
บทที่ 5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ.....	100
5.1 สรุปผลการทดลอง.....	100
5.2 ข้อเสนอแนะ.....	102
บรรณานุกรม.....	103
ภาคผนวก.....	109
ภาคผนวก ก วัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น.....	109
ภาคผนวก ข กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-Cu.....	120
ประวัติผู้เขียน.....	125

สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1 กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวต่ำกว่า 180 °C.....	6
2.2 กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวอยู่ในช่วง 180 °C ถึง 200 °C.....	6
2.3 กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวอยู่ในช่วง 200 °C ถึง 230 °C.....	7
2.4 อุณหภูมิวิกฤตและอุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรี.....	7
2.5 ค่าของเอเอร์รอฟังกชัน.....	17
2.6 ค่าของเอเอร์รอฟังกชัน.....	19
2.7 ตัวอย่างส่วนผสมสารกักขึ้นรอยที่ใช้สำหรับกักขึ้นรอยโลหะต่าง ๆ.....	33
2.8 การวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณแบบ Pure Element.....	39
2.9 การวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณแบบ Compound Element.....	39
3.1 อุณหภูมิโซลิดัสและอุณหภูมิวิกฤต.....	48
3.2 สภาพที่ใช้ในการกักผิวชิ้นงาน.....	50
4.1 ปริมาณทองแดงในเฟส Cu ₆ Sn ₅	62
4.2 ปริมาณทองแดงในเฟส Cu ₃ Sn.....	62
4.3 พื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn.....	64
4.4 พื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu.....	65
4.5 พื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu.....	65
4.6 พื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu.....	66
4.7 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn.....	67
4.8 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu.....	67
4.9 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu.....	67
4.10 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu.....	68
4.11 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่อัตราการเย็นตัว 5 °C/min.....	69
4.12 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่อัตราการเย็นตัว 10 °C/min.....	69
4.13 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่อัตราการเย็นตัว 25 °C/min.....	69
4.14 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่อัตราการเย็นตัว 50 °C/min.....	69
4.15 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่อัตราการเย็นตัว 100 °C/min.....	70
4.16 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu ที่เกิดขึ้นทั้งหมด.....	70
4.17 ค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการดูดความร้อนของโลหะบัดกรี Sn.....	73
4.18 ค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการคายความร้อนของโลหะบัดกรี Sn.....	74
4.19 ค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการดูดความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu.....	75

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้สำหรับการใช้ในเพื่อการศึกษาค้นคว้าเท่านั้น ไม่อนุญาตให้เผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาต

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และห้ามอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญตาราง (ต่อ)

ตารางที่	หน้า
4.20 ค่าพหุติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการคายความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu.....	75
4.21 ค่าพหุติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการดูดความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu.....	76
4.22 ค่าพหุติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการคายความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu.....	76
4.23 ค่าพหุติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการดูดความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu.....	77
4.24 ค่าพหุติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการคายความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu.....	77
4.25 อุณหภูมิโซลิดัส (T_{Onset}) และอุณหภูมิลิควิดัส (T_{End}) ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu และช่วงการหลอมละลาย.....	85
4.26 เปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 5 °C/min	87
4.27 เปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 10 °C/min.....	87
4.28 เปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 25 °C/min.....	87
4.29 เปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 50 °C/min.....	88
4.30 เปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 100 °C/min.....	88
4.31 ค่าพารามิเตอร์ของโลหะบัดกรี Sn.....	91
4.32 ค่าพารามิเตอร์ของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu.....	91
4.33 ค่าพารามิเตอร์ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu.....	91
4.34 ค่าพารามิเตอร์ของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu.....	92
4.35 ค่าพลังงานการกระตุ้นของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu.....	94
4.36 เปรียบเทียบอัตราการเกิดผลึกและครึ่งชีวิตของโลหะบัดกรี Sn.....	98
4.37 เปรียบเทียบอัตราการเกิดผลึกและครึ่งชีวิตของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu.....	98
4.38 เปรียบเทียบอัตราการเกิดผลึกและครึ่งชีวิตของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu.....	98
4.39 เปรียบเทียบอัตราการเกิดผลึกและครึ่งชีวิตของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu.....	98

สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
2.1 อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์บนแผ่น PCB.....	5
2.2 เฟสไดอะแกรมของโลหะตีบุกและทองแดง.....	9
2.3 ตำแหน่งและความเข้มข้นของอะตอมรอบผิวรอยต่อทองแดงและนิกเกิล.....	10
2.4 ตำแหน่งและความเข้มข้นของอะตอมทองแดงและนิกเกิลหลังกรรมวิธีทางความร้อน.....	11
2.5 รูปสัณฐานแสดงถึงการแพร่โดยอาศัยช่องว่างและการแพร่แบบแทรกที่.....	13
2.6 การแพร่ในสถานะคงตัวผ่านแผ่นบางและรูปแบบการเปลี่ยนแปลงของความเข้มข้นแบบ เส้นตรง.....	14
2.7 โปรไฟล์ความเข้มข้นสำหรับการแพร่ในสถานะไม่คงตัว ณ เวลาต่างกัน t_1 , t_2 และ t_3	15
2.8 โปรไฟล์ของความเข้มข้นสำหรับการแพร่ในสถานะไม่คงตัว.....	17
2.9 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าลอการิทึมของสัมประสิทธิ์การแพร่กับส่วนกลับ ของอุณหภูมิสัมบูรณ์.....	20
2.10 การเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่าง Sn-Ag-Cu.....	21
2.11 ตัวอย่างการทำตัวร้อนแบบร้อน.....	22
2.12 เครื่องทำตัวร้อนแบบร้อน.....	22
2.13 ตัวอย่างการทำตัวร้อนแบบเย็น.....	23
2.14 ทิศทางการหมุนปรับชิ้นงานในกระบวนการขัดเมื่อเปลี่ยนกระดาษทราย.....	24
2.15 รอยขีดข่วนที่ปรากฏอยู่บนพื้นผิวหลังการขัดที่กำลังขยาย 200 เท่า.....	24
2.16 ลักษณะแนวเส้นของการเสียรูป กำลังขยาย 200 เท่า.....	25
2.17 การ Smearing บนเหล็กเหนียว กำลังขยาย 15 เท่า.....	25
2.18 เปรียบเทียบการ Edge Rounding ของเหล็กกล้าไร้สนิม.....	26
2.19 เปรียบเทียบการ Relief ของ B ₄ C Fibres ใน AlSi กำลังขยาย 200 เท่า.....	26
2.20 ตัวอย่างการ Pull-Outs กำลังขยาย 500 เท่า.....	27
2.21 ช่องว่างระหว่างเรซินและชิ้นงาน กำลังขยาย 100 เท่า.....	28
2.22 รอยแตกที่เกิดขึ้นจากการเตรียมชิ้นงาน กำลังขยาย 500 เท่า.....	28
2.23 รูพรุนที่เกิดขึ้น กำลังขยาย 500 เท่า.....	29
2.24 ลักษณะการเกิดหางดาวหาง กำลังขยาย 200 เท่า.....	29
2.25 การปนเปื้อนจากการขัด กำลังขยาย 200 เท่า.....	30
2.26 ลักษณะของผงขัดฝังตัวในผิวชิ้นงาน กำลังขยาย 500 เท่า.....	30
2.27 การเกิดตำหนิแบบ Lapping Tracks ของชิ้นงาน กำลังขยาย 500 เท่า.....	31

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และ VIII อ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.28 คำนิยามย้อมสีของชิ้นงาน.....	31
2.29 การสะท้อนแสงที่ต่างกันในบริเวณขอบเกรนและภายในเกรน.....	32
2.30 การสะท้อนแสงที่ต่างกันภายในเกรนเนื่องจากการเอียงของอะตอม.....	32
2.31 ส่วนประกอบของกล้องจุลทรรศน์แบบแสง.....	35
2.32 หลักการทำงานของกล้องจุลทรรศน์สำหรับงานทางโลหะวิทยา.....	35
2.33 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด.....	36
2.34 ส่วนประกอบระบบภายใน Column และ Console Unit ของ SEM.....	37
2.35 แผนภาพแสดงส่วนประกอบที่สำคัญของ SEM ที่เน้นจุดกำเนิดของภาพ.....	37
2.36 Spectrum ที่อิงแบบเป็นจุด Point Analysis.....	38
2.37 Spectrum ที่อิงแบบเป็นจุด Area Analysis.....	38
2.38 เครื่อง Differential Scanning Calorimetry ของบริษัท Perkin Elmer.....	40
2.39 กราฟการวิเคราะห์ด้วย DSC.....	41
2.40 Temperature Transition.....	42
3.1 แผนภาพลักษณะทดลองของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ด้วยเครื่อง DSC.....	49
3.2 ลักษณะการตัดชิ้นงาน.....	49
3.3 ตัวอย่างการหล่อขึ้นรูปของชิ้นงาน.....	50
3.4 ลักษณะและทิศทางการขัดกระดาดทราย.....	50
3.5 ตัวอย่างการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ.....	52
4.1 เฟสไดอะแกรมของทองแดงและดีบุก (Sn-Cu).....	55
4.2 ชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn/Cu.....	56
4.3 ชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu/Cu.....	57
4.4 ชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu/Cu.....	58
4.5 ชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu/Cu.....	59
4.6 ชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด ที่อัตราการเย็นตัว 5 °C/min.....	60
4.7 ตัวอย่างผลการวิเคราะห์ EDS ของโลหะบัดกรี Sn/Cu ที่อัตราการเย็นตัว 5 °C/min.....	61
4.8 ตัวอย่างผลการวิเคราะห์ EDS ของเฟสที่กระจายอยู่ในผิวด้านโลหะบัดกรี.....	63
4.9 การวัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn/Cu.....	64
4.10 เปรียบเทียบความหนาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ.....	71
4.11 ตัวอย่างกราฟ DSC.....	72
4.12 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn ที่อัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน.....	78

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาค้นคว้าเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ทางการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.13 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu ที่อัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน.....	79
4.14 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu ที่อัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน.....	80
4.15 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu ที่อัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน.....	81
4.16 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัว 5 °C/min.....	82
4.17 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัว 10 °C/min.....	83
4.18 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัว 25 °C/min.....	83
4.19 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัว 50 °C/min.....	84
4.20 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัว 100 °C/min.....	84
4.21 เปรียบเทียบค่าแอนเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน.....	89
4.22 กราฟเส้นตรงของโลหะบัดกรี Sn.....	92
4.23 กราฟเส้นตรงของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu.....	93
4.24 กราฟเส้นตรงของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu.....	93
4.25 กราฟเส้นตรงของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu.....	94
4.26 ความสัมพันธ์ของการเกิดผลึกกับฟังก์ชันของเวลาของโลหะบัดกรี Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัวต่างกัน.....	96
4.27 กราฟ $\ln[-\ln(1-X_c)]$ เทียบกับ $\ln t$ ของ Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ที่อัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน.....	97

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

สหภาพยุโรปหรืออียู (European Union; EU) ได้มีข้อกำหนดว่าด้วยการจำกัดการใช้สารอันตราย (Restriction of Hazardous Substances; RoHS) โดยมีการจำกัดการใช้งาน ตะกั่ว (Pb),ปรอท (Hg), แคดเมียม (Cd), เฮกซะวาเลนต์โครเมียม (Cr^{6+}), โพลีโบรมิเนตบิฟีนิล (PBB) และโพลีโบรมิเนตไดฟีนิลอีเทอร์ (PBDE) ในอุปกรณ์เครื่องใช้ไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์ ซึ่งมีผลบังคับใช้ตั้งแต่วันที่ 1 กรกฎาคม ค.ศ. 2006 [1] ภาคอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์จึงมีการพัฒนาโลหะบัดกรีชนิดที่ไร้สารตะกั่ว (Lead-Free Solder Alloys) ขึ้นมาใช้ทดแทน โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วถูกนำไปใช้อย่างแพร่หลายในการประกอบชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ เนื่องจากไม่มีผลกระทบต่อสิ่งแวดล้อมและสุขภาพของมนุษย์ [2] โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่นิยมนำมาใช้ ได้แก่ โลหะผสมของ Sn-Ag, Sn-Cu และ Sn-Ag-Cu ซึ่งเป็นโลหะบัดกรีที่มีดีบุกเป็นส่วนประกอบพื้นฐาน (Sn-Based Solder) [3] เนื่องจากคุณสมบัติที่ดีของดีบุก คือ เป็นโลหะที่สามารถหาได้ง่าย มีจุดหลอมเหลวต่ำ นำไฟฟ้าและนำความร้อนได้ดี อีกทั้งการผสมของธาตุดีบุกยังทำให้โลหะผสมมีสมบัติในการเป็นโลหะประสานที่ดีและมีความต้านทานการกัดกร่อนที่ดี ซึ่งโลหะผสมของ Sn-Cu แบบยูเทคติกที่มีจุดหลอมเหลวอยู่ที่ $227\text{ }^{\circ}\text{C}$ เป็นโลหะบัดกรีที่มีราคาต่ำกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของเงิน นอกจากนี้ทองแดงยังเป็นธาตุที่มีคุณสมบัติทางการนำไฟฟ้าและนำความร้อนที่ดี โดยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu เป็นโลหะบัดกรีที่มีต้นทุนสูงกว่าโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Sn-Pb เพียง 30% [4, 5] อย่างไรก็ตามการนำโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วมาใช้งานเพื่อให้ได้รอยต่อจากการบัดกรีที่มีความเชื่อถือได้นั้นจำเป็นต้องพิจารณาถึงอุณหภูมิหลอมละลายของโลหะบัดกรีและสารประกอบเชิงโลหะที่จะเกิดขึ้นหลังการบัดกรี [6]

สำหรับในกระบวนการบัดกรีการเกิดปฏิกิริยาทางเคมีและการแพร่ของธาตุที่ผสมอยู่ในโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทำให้เกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic Compounds) จากงานวิจัยของ Hu และคณะ [7] พบว่า ชั้น Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn เกิดขึ้นหลังการบัดกรีด้วยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu กับโลหะพื้นทองแดง ซึ่งชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นหากมีความหนามากเกินไปจะเป็นผลเสีย เนื่องจากชั้นสารประกอบเชิงโลหะโดยธรรมชาตินั้นจะมีความเปราะและการเจริญเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นสิ่งที่สำคัญในการประเมินความน่าเชื่อถือของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์สำหรับการใช้งาน โดยการเจริญเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเกิดขึ้นเนื่องจากการอิทธิพลทางความร้อนที่ส่งผลต่อแพร่ของทองแดงและดีบุก จากการศึกษาของ El-Daly และคณะ [8] ศึกษาเกี่ยวกับอิทธิพลของ Undercooling ที่ส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี

Sn-6.5Zn-xCu ($x = 0, 0.5, 1.5\text{ wt\%}$) พบว่า การเพิ่มปริมาณของทองแดงในโลหะบัดกรีส่งผลให้เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

อุณหภูมิ Undercooling ของโลหะบัดกรี Sn-6.5Zn-xCu เพิ่มขึ้น การเย็นตัวของโลหะบัดกรี เกิดได้ช้าลงทำให้ผลึกของสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดใหญ่ขึ้น ซึ่งโดยทั่วไปแล้วอุณหภูมิ Undercooling จะแปรผันตามปริมาณของดีบุกในโลหะบัดกรี นอกจากนี้การเพิ่มปริมาณของโลหะผสมอื่น ๆ ในโลหะบัดกรีอาจมีแนวโน้มที่จะเกี่ยวข้องกับอุณหภูมิ Undercooling เนื่องจากองค์ประกอบดังกล่าวอาจส่งผลให้เกิดสภาวะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะและกระบวนการแข็งตัวที่แตกต่างกัน [8, 9]

ดังนั้นในงานวิจัยฉบับนี้ศึกษาอิทธิพลของปริมาณทองแดงและอัตราการเย็นตัวต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-xCu โดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่มีปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรี ได้แก่ โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu

1.2 ความมุ่งหมายและวัตถุประสงค์ของการศึกษา

1.2.1 เพื่อศึกษาอิทธิพลของปริมาณทองแดงที่มีต่อโครงสร้างทางจุลภาคและการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu

1.2.2 เพื่อศึกษาอิทธิพลของปริมาณทองแดงที่มีต่อคุณสมบัติทางความร้อนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu

1.2.3 เพื่อศึกษาอิทธิพลของอัตราการเย็นตัวที่มีต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu

1.3 สมมติฐานของการศึกษา

จากการศึกษาค้นคว้าข้อมูลที่เกี่ยวข้องกับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วและอิทธิพลในด้านต่าง ๆ จากงานวิจัยที่ผ่านมาสามารถตั้งสมมติฐานเพื่อกำหนดขอบเขตของการศึกษาได้ดังนี้

1.3.1 ปริมาณของทองแดงในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วมีผลต่อโครงสร้างทางจุลภาคและการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu

1.3.2 ปริมาณของทองแดงในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วมีผลต่อคุณสมบัติทางความร้อนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu

1.3.3 อัตราการเย็นตัวมีผลต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu

1.4 ขอบเขตการวิจัย

1.4.1 ทดลองโดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-xCu ($x = 0.7 \text{ wt\%}$, $1.0 \text{ wt\%}$ และ $3.0 \text{ wt\%}$)

1.4.2 ทดลองบนโลหะพื้นหรือแผ่นรองทองแดงบริสุทธิ์ 99.99%

1.4.3 ทดลองที่อุณหภูมิ $270 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ด้วยอัตราการเย็นตัวที่ $5 \text{ }^{\circ}\text{C/min}$, $10 \text{ }^{\circ}\text{C/min}$, $25 \text{ }^{\circ}\text{C/min}$, $50 \text{ }^{\circ}\text{C/min}$ และ $100 \text{ }^{\circ}\text{C/min}$

1.5 ขั้นตอนของการศึกษา

1.5.1 ศึกษาและรวบรวมข้อมูลจากงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับการศึกษา

1.5.2 ศึกษาวิธีการและเครื่องมือที่ใช้ในการทดลอง

1.5.3 วางแผนการทดลองและจัดเตรียมอุปกรณ์

1.5.4 ดำเนินการทดลองและเก็บรวบรวมผลของพฤติกรรมทางความร้อนของแต่ละการทดลองตามแผนการทดลอง

1.5.5 วิเคราะห์ผลจากการทดลองในด้าน โครงสร้างทางจุลภาคชั้นสารประกอบเชิงโลหะ และพฤติกรรมทางความร้อน

1.5.6 สรุปผลที่ได้จากการทดลอง

บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในงานวิจัยนี้ศึกษาอิทธิพลของปริมาณทองแดงและอัตราการเย็นตัวต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-xCu โดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่มีปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรีแตกต่างกัน ได้แก่ โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ทำการศึกษาด้วยเครื่อง Differential Scanning Calorimetry; DSC ที่อุณหภูมิ 270 °C ด้วยอัตราการเย็นตัวที่ 5 °C/min, 10 °C/min, 25 °C/min, 50 °C/min และ 100 °C/min เพื่อให้การศึกษานี้มีความถูกต้องและสมบูรณ์ตามวัตถุประสงค์ จึงต้องอาศัยทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัยซึ่งเนื้อหาในบทนี้จะแบ่งออกเป็นสองส่วนหลัก คือ ส่วนของทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัยซึ่งเป็นข้อมูลที่สามารถนำมาประยุกต์ใช้การศึกษานี้ได้ ส่วนที่สอง คือ ข้อมูลงานวิจัยที่ผ่านมา ทำให้สามารถเปรียบเทียบและคาดการณ์แนวโน้มของผลการทดลองที่จะเกิดขึ้นได้

2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

2.1.1 อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์

อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ถูกใช้กันอย่างแพร่หลายในอุตสาหกรรมเนื่องจากแผ่นวงจรพิมพ์ (Printed Circuit Board) เป็นแผ่นที่มีทางเดินของวงจรไฟฟ้าที่สมบูรณ์เพื่อเตรียมพร้อมสำหรับการต่อเข้ากับชิ้นส่วนไฟฟ้า เพราะฉะนั้นแผ่นวงจรพิมพ์จึงเป็นส่วนประกอบที่สำคัญของเครื่องใช้ไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์ทุกชนิด ซึ่งอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์นั้นจะประกอบด้วย อุปกรณ์ไฟฟ้าที่เป็นชิ้นส่วนแอคทีฟ (Active Component) เช่น หลอดสุญญากาศ ทรานซิสเตอร์ ไดโอด และชิ้นส่วนพาสซีฟ (Passive Component) เช่น ตัวนำไฟฟ้า ตัวต้านทานไฟฟ้า ตัวเก็บประจุ และคอยล์เสียบอยู่เพื่อประกอบเป็นวงจรไฟฟ้าตามที่ผู้ออกแบบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ออกแบบขึ้นมาเพื่อวัตถุประสงค์ในการผลิตเครื่องใช้ไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์ต่าง ๆ [10, 11]

การบัดกรีเป็นการประสานส่วนที่เป็นโลหะ 2 ส่วนเข้าด้วยกัน โดยการให้ความร้อนและใช้ตะกั่วบัดกรีเป็นตัวประสาน ซึ่งการบัดกรีของโลหะทั้งสองเข้าด้วยกันการเชื่อมต่อดังนี้มีจุดอ่อนในด้านความแข็งแรงในการเกาะยึดติดและการนำไฟฟ้า ดังนั้นในงานด้านโลหะจึงมักใช้วิธีการเชื่อมประสาน โดยการเชื่อมต่อจะต้องใช้ความร้อนสูงเพื่อหลอมโลหะเข้าด้วยกัน แต่ในงานด้านอิเล็กทรอนิกส์นอกจากต้องการในด้านความแข็งแรงในการยึดเหนี่ยวแล้วยังต้องการการเชื่อมต่อกันทางไฟฟ้าด้วยจึงนิยมวิธีการบัดกรี อาจกล่าวได้ว่า การบัดกรี คือ การเชื่อมต่อโลหะเข้าด้วยกันโดยใช้วัสดุตัวกลางซึ่งเป็นโลหะผสมของดีบุกและตะกั่วเป็นตัวเชื่อมประสาน และสะดวกต่อการถอดถอนในภายหลัง วิธีการบัดกรีแบบต่าง ๆ ที่มีการใช้กันอยู่ทั่วไปและที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมการผลิตและ

ประกอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ได้แก่ การบัดกรีแบบคลื่น การบัดกรีแบบรีโฟลว์ และการบัดกรีแบบจุ่ม เป็นต้น [12]

ดังนั้นการประกอบวงจรด้านอิเล็กทรอนิกส์จึงจำเป็นต้องอาศัยการบัดกรีเป็นพื้นฐาน โดยส่วนใหญ่ พบว่า ปัญหาเกี่ยวกับการประกอบวงจรแล้ววงจรไม่ทำงานนั้นมีถึง 90% เป็นปัญหาที่เกิดจากการบัดกรี ดังนั้นการบัดกรีที่ถูกต้องจึงเป็นสิ่งจำเป็นอย่างยิ่งในการปฏิบัติงานอิเล็กทรอนิกส์ เนื่องจากกระบวนการผลิตแผ่นวงจรพิมพ์ในปัจจุบันมีการพัฒนาไปมากจากสมัยก่อนที่จะเป็นแผ่นวงจรที่มีลายวงจรทองแดงเพียงด้านเดียว (Single-Sided) พัฒนาเป็นลายวงจรที่มีลายเส้นเป็นทองแดงทั้งด้านบนและด้านล่าง (Double-Sided) และพัฒนาจนมีลายทองแดงมากกว่า 2 ชั้น (Multi-Layer) เช่น สี่ชั้น หกชั้น แปดชั้น สิบชั้น และสิบสองชั้น และมีแนวโน้มที่จะพัฒนาจำนวนชั้นให้มากขึ้นในอนาคตเพื่อให้สอดคล้องกับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่มีคุณสมบัติสูงขึ้นแต่ตัวจรรวม (Integrated Circuit; IC) มีขนาดเล็กลง ปัจจุบันรูปแบบของโลหะบัดกรีที่ใช้กันทั่วไปเป็นของแข็งของโลหะผสมระหว่างตะกั่วและดีบุก แต่ในงานอุตสาหกรรมที่ต้องผลิตชิ้นงานจำนวนมากจะใช้โลหะบัดกรีเป็นโลหะหลอมเหลวที่นิยมนำมาใช้ในการประกอบแผ่นวงจรพิมพ์ (Print Circuit Board; PCB) หรือโลหะบัดกรีแบบกึ่งของเหลวของแข็งหรือคล้ายครีม ซึ่งนิยมใช้ในการผลิตแบบ Surface Mount Technology (ST) โดยเมื่อพิมพ์โลหะบัดกรีแบบแผ่น (Solder Paste) ลงบนตำแหน่งที่ต้องการแล้วจึงวางไอซีหรือตัวเก็บประจุลงบน Solder Paste จากนั้นให้ความร้อนเพื่อให้หลอมตัวและประสานยึดติดไอซีหรือตัวเก็บประจุกับแผ่นวงจรพิมพ์ แสดงตัวอย่างอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์บนแผ่น PCB ดังรูปที่ 2.1 [11-13]



รูปที่ 2.1 อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์บนแผ่น PCB [11]

2.1.2 โลหะบัดกรี

โลหะบัดกรี (Solder) คือ โลหะผสมที่มีจุดหลอมละลายต่ำใช้เป็นตัวเชื่อมประสานชิ้นงานโลหะเข้าด้วยกัน โดยทั่วไปอุณหภูมิหลอมละลายของตัวเชื่อมประสานมักจะต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมละลายของชิ้นงานเสมอ และโลหะบัดกรีนี้นำหน้าที่เป็นตัวเชื่อมประสานเท่านั้น แต่ไม่ทำปฏิกิริยากับโลหะที่ถูกเชื่อมซึ่งโลหะบัดกรีที่ถูกใช้กันอย่างแพร่หลายโดยทั่วไปเป็นโลหะผสมของตะกั่วและดีบุก

ดังนั้นผู้ใช้และผู้ขายจึงเรียกโลหะบัดกรีว่า “ตะกั่วบัดกรี” ทั้งที่โลหะบัดกรีบางชนิดไม่มีส่วนประกอบของตะกั่วแต่อย่างใด เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ของตะกั่วและดีบุกผสมอยู่เลย [14] โลหะบัดกรีแบบต่าง ๆ ที่มีการใช้กันอยู่ทั่วไปและที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมการผลิตและประกอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ จำแนกได้เป็น

2.1.2.1 โลหะบัดกรีผสมตะกั่ว

โลหะบัดกรีผสมตะกั่ว (Sn-Pb Solder) คือ วัสดุที่ทำหน้าที่เป็นตัวเชื่อมประสานรอยต่อหรืออุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์เข้าด้วยกัน ส่วนประกอบของโลหะบัดกรีประกอบด้วย ดีบุก (Tin) และตะกั่ว (Lead) โดยมีส่วนผสมของสารทั้งสองแตกต่างกัน ถูกกำหนดออกมาเป็นเปอร์เซ็นต์ค่าที่บอกไว้ค่าแรกเป็นดีบุกเสมอ เช่น 70/30 หมายถึง ส่วนผสมประกอบด้วยดีบุก 70% และตะกั่ว 30% บางครั้งอาจเรียกเฉพาะค่าดีบุกเท่านั้นก็ได้ ดังนั้นส่วนผสม 70/30 อาจเรียกว่าตะกั่วบัดกรีชนิดดีบุก 70% จุดหลอมละลายของตะกั่วบัดกรีขึ้นอยู่กับเปอร์เซ็นต์ส่วนผสมของสารทั้งสอง จุดหลอมละลายต่ำสุดมีค่าประมาณ 177 °C ที่ส่วนประกอบประมาณ 60/40 ถือว่าเป็นตะกั่วบัดกรีชนิดคุณภาพดี ตะกั่วบัดกรีที่ผลิตมาใช้งานด้านไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์มีลักษณะเป็นเส้นเล็กกลมยาวขดไว้เป็นม้วนมีหลายขนาด ทั้งขนาดของเส้นตะกั่วและขนาดของความยาว ตะกั่วบัดกรีชนิดนี้ตอนกลางของเส้นตะกั่วมีน้ำยาประสานหรือฟลักซ์ (Flux) บรรจุอยู่ช่วยในการทำ ความสะอาดผิวหน้าของจุดบัดกรี ด้วยการทำให้สิ่งสกปรกและสนิมต่าง ๆ บนผิวโลหะชิ้นงานหมดไป ช่วยให้ตะกั่วบัดกรีสามารถเกาะติดชิ้นงานได้ดี ช่วยเคลือบผิวตะกั่วบัดกรีและชิ้นงานไม่ให้เกิดสนิม [15]

2.1.2.2 โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว

โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่มีการพัฒนาในช่วง 10 ปีที่ผ่านมา เพื่อทดแทนโลหะบัดกรีชนิดที่มีส่วนผสมของตะกั่ว สามารถจะแบ่งกลุ่มตามอุณหภูมิหลอมเหลวได้ 3 กลุ่ม ดังแสดงในตารางที่ 2.1-2.3

ตารางที่ 2.1 กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวต่ำกว่า 180 °C [16]

ระบบโลหะผสม	ส่วนประกอบ (wt%)	ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว (°C)
Sn-Bi	Sn-58Bi	138
Sn-In	Sn-52In	118
Sn-In	Sn-50In	118-125
Bi-In	Bi-33In	109

ตารางที่ 2.2 กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวอยู่ในช่วง 180 °C ถึง 200 °C [16]

ระบบโลหะผสม	ส่วนประกอบ (wt%)	ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว (°C)
Sn-Zn	Sn-9Zn	198
Sn-Zn-Bi	Sn-8Zn-3Bi	188-189
Sn-Bi-In	Sn-20Bi-10In	143-193

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 2.3 กลุ่มโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่อุณหภูมิหลอมเหลวอยู่ในช่วงเวลา 200 °C ถึง 230 °C [16]

ระบบโลหะผสม	ส่วนประกอบ (wt%)	ช่วงอุณหภูมิหลอมเหลว (°C)
Sn-Ag	Sn-3.5Ag	221
Sn-Ag	Sn-2Ag	211-226
SN-Cu	Sn-0.7Cu	227
Sn-Ag-Bi	Sn-3.5Ag-3Bi	206-213
Sn-Ag-Bi	Sn-2Ag-7.5Bi	207-212
Sn-Ag-Cu	Sn-3.8Ag-0.7Cu	217
Sn-Ag-Cu-Sb	Sn-2Ag-0.8Cu-0.5Sb	216-222

โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วได้ถูกพัฒนาขึ้นเป็นจำนวนมาก บางชนิดถูกนำไปใช้ในอุตสาหกรรมต่าง ๆ บ้างแล้ว และมีอีกจำนวนมากที่มีเพียงการศึกษาวิจัยเท่านั้น [16]

สำหรับในงานวิจัยนี้เลือกใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-xCu ดังตารางที่ 2.4 แสดงอุณหภูมิหลอมเหลว (Liquidus) และอุณหภูมิโซลิดัส (Solidus) ของโลหะบัดกรี [17]

ตารางที่ 2.4 อุณหภูมิหลอมเหลวและอุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรี [17]

Alloy	Liquidus (°C)	Solidus (°C)
Sn-0.7Cu	227	227
Sn-1.0Cu	227	227
Sn-3.0Cu	300	227

2.1.3 โลหะพื้น

2.1.3.1 ทองแดง

ทองแดง (Copper; Cu) เป็นโลหะที่ใช้ประโยชน์และมีความสำคัญมากในด้านอุตสาหกรรมเป็นที่สองรองจากเหล็ก เนื่องจากเป็นวัสดุที่เป็นตัวนำความร้อนที่ดี จึงใช้ทำเป็นอุปกรณ์เครื่องถ่ายเทความร้อน นอกจากนี้ ทองแดงมีสภาพต้านทาน (Resistivity) ต่ำรองจากเงิน ทำให้เป็นสื่อกลางนำไฟฟ้าได้เป็นอย่างดี ปริมาณทองแดงจำนวนมากกว่าครึ่งหนึ่งที่ผลิตได้ในโลกใช้ในกิจการอุตสาหกรรมไฟฟ้า เช่น ทำสายไฟฟ้า ลวดที่ใช้ในกิจการไฟฟ้าและใช้เป็นสื่อนำความร้อน ทองแดงเป็นโลหะที่ทนต่อการกัดกร่อนตามธรรมชาติได้ดี [18]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.1.3.2 ทองแดงบริสุทธิ์

แร่ทองแดงที่พบเจอตามธรรมชาติมีมากมายหลายชนิด ซึ่งที่มีความสำคัญในการผลิตโลหะทองแดงส่วนมากจะเป็นแร่ประเภทซัลไฟด์ มีสองชนิด คือ แร่ทองแดงคาลโคไซด์ (Cu_2S) มี Cu ประมาณ 79.8% และแร่ทองแดงคาลโคไพไรต์ (Cu FeS_2) มี Cu ประมาณ 34.5% นอกจากแร่ซัลไฟด์แล้วยังมีแร่ทองแดงออกไซด์ (Cu_2O) แต่ปริมาณที่พบน้อย แร่ทองแดงอีกชนิดหนึ่งที่เป็นแร่ทองแดงคาร์บอเนต $\text{CuCO}_3 (\text{OH}_2)$ เรียกกันทั่ว ๆ ไปว่า Malachite มีสีเขียวสวยงามมาก สำหรับประเทศไทยนั้นแร่ทองแดงพบที่จังหวัดเลย หนองคาย ขอนแก่น นครราชสีมา ตาก อุตรดิตถ์ แพร่ น่าน ลำปาง ลำพูน เพชรบูรณ์ ลพบุรี ฉะเชิงเทรา และกาญจนบุรี แต่ยังไม่มีการผลิต ทองแดงที่ผลิตขึ้นได้มากกว่า 2.5 ล้านปอนด์ต่อปี ในสหรัฐอเมริกาส่วนใหญ่ออกมาจากแร่คาลโคไพไรต์ ซึ่งเป็นของผสมระหว่าง CuS กับ FeS ที่มีธาตุทองแดงเป็นองค์ประกอบอยู่น้อยกว่าร้อยละ 0.5 โดยมวล เพื่อที่จะถลุงเอาทองแดงที่มีอยู่ในปริมาณน้อยออกจากแร่คาลโคไพไรต์ จึงต้องอาศัยวิธีโลหวิทยาหลายขั้นตอน รวมถึงขั้นตอนที่ทำให้ได้ทองแดงบริสุทธิ์ถึงร้อยละ 99.99% ภาพรวมการผลิตทองแดงโดยวิธีโลหวิทยาความร้อนสูงโดยทั่วไปแล้วแหล่งสินแร่ที่มีปริมาณทองแดงประมาณ 0.5 ถึง 2% ถือว่าเป็นแหล่งสินแร่ที่เหมาะสมสำหรับนำมาใช้เป็นวัตถุดิบในการผลิตทองแดง เนื่องจากความได้เปรียบในแง่ของการลงทุน ดังนั้นถ้าปริมาณความเข้มข้นของทองแดงมีค่าน้อยกว่า 0.5% ก็จะไม่ถูกนำมาใช้ในการผลิตทองแดง เมื่อได้สินแร่ตามที่ต้องการแล้วสินแร่จะถูกนำไปผ่านขั้นตอนการเตรียมสินแร่ (Mineral Ore Preparation) และตามด้วยขั้นตอนโลหวิทยาความร้อนสูงเพื่อผลิตทองแดงที่มีความบริสุทธิ์ 99.99% [19]

2.1.4 เฟสไดอะแกรม

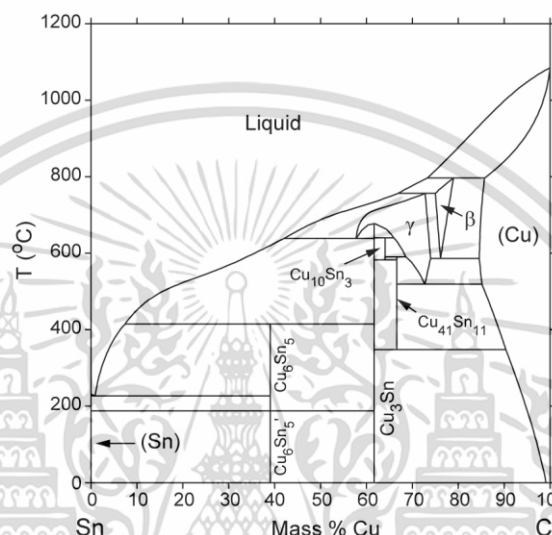
เฟสไดอะแกรม (Phase Diagram) เป็นแผนภูมิแสดงข้อมูลสำคัญต่าง ๆ เกี่ยวกับการควบคุมโครงสร้างจุลภาคหรือเฟสต่าง ๆ ซึ่งในบางครั้งเรียกว่า แผนภูมิสมดุลเฟส (Equilibrium Diagram หรือ Constitutional Diagram) โครงสร้างหลายแบบเกิดขึ้นจากการเปลี่ยนแปลงเฟส ซึ่งเกิดขึ้นเมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนไป โดยอาจเกิดจากการเปลี่ยนจากเฟสหนึ่งเป็นอีกเฟส และอาจมีการเกิดขึ้นของเฟสใหม่หรือการหายไปของเฟสเดิม แผนภูมิเฟสนี้จึงเป็นประโยชน์อย่างมากในการทำนายการเปลี่ยนแปลงเฟสและผลของโครงสร้างจุลภาคที่ได้ ซึ่งอาจมีลักษณะสมดุลหรือไม่สมดุลก็ได้

แผนภูมิเฟสจะบอกถึงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและส่วนผสมทางเคมี รวมถึงปริมาณของแต่ละเฟสในสมดุล แผนภูมิเฟสมีอยู่หลายชนิดแต่ในที่นี้จะกล่าวถึงระบบที่มี 2 องค์ประกอบและมีตัวแปร คือ อุณหภูมิและส่วนผสมเท่านั้น เนื่องจากแผนภูมิเฟสของระบบที่มีมากกว่า 2 องค์ประกอบนั้นจะมีความซับซ้อนอย่างมาก การควบคุมโครงสร้างของโลหะโดยใช้แผนภูมิเฟสนั้นส่วนมากทำโดยใช้แผนภูมิเฟสของโลหะผสม 2 องค์ประกอบ แม้ว่าในความเป็นจริงจะใช้โลหะผสมที่มีมากกว่า 2 องค์ประกอบก็ตาม สำหรับความดันก็มีผลต่อโครงสร้างของเฟสเช่นกัน แต่ในทางปฏิบัติ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ความดันมีค่าคงที่ในการใช้งานส่วนใหญ่ ดังนั้นในแผนภูมิเฟสที่จะกล่าวต่อไปจึงเป็นแผนภูมิเฟสเมื่อค่าความดันคงที่เท่ากับ 1 atm [20]

เฟสไดอะแกรมของโลหะดีบุกและทองแดง (Sn-Cu) เป็นเฟสระหว่าง Cu กับ Sn อาจบอกได้ว่า เฟสของสารละลายของแข็ง ซึ่งได้แก่ Sn และ Cu อยู่ระหว่างกลางของสารละลายของแข็งได้แก่ β และ γ ส่วนชั้นสารประกอบที่อยู่ตรงกลาง ได้แก่ Sn-Cu เฟสไดอะแกรมของโลหะทองแดงและดีบุก แสดงดังรูปที่ 2.2

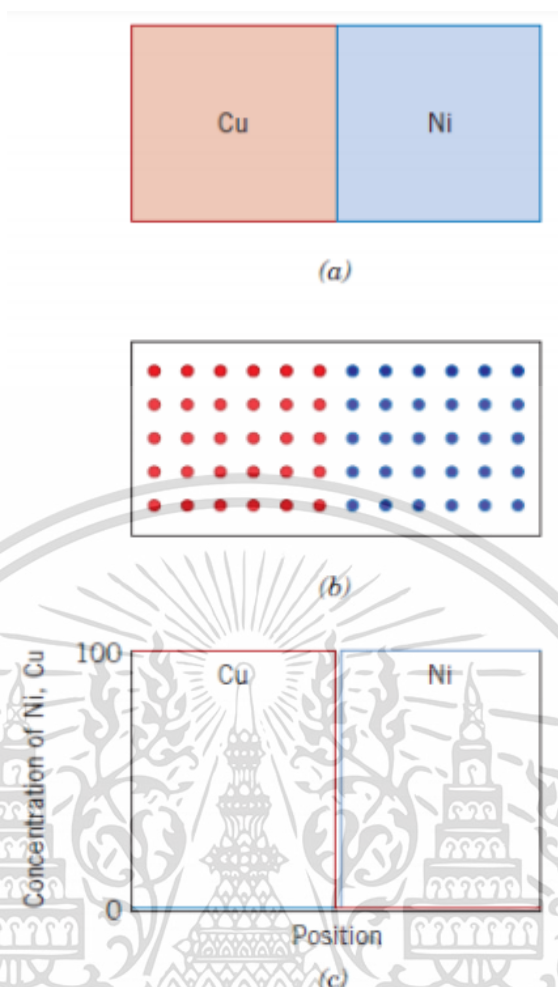


รูปที่ 2.2 เฟสไดอะแกรมของโลหะดีบุกและทองแดง [21]

2.1.5 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับการแพร่

ปฏิกิริยาและกระบวนการจำนวนมากในทางวัสดุขึ้นอยู่กับกระบวนการขนถ่ายมวลภายในของแข็งหนึ่งๆ (โดยทั่วไปเป็นการขนถ่ายระดับจุลภาค) หรือการขนถ่ายมวลจากเฟสของเหลว ก๊าซ หรือของแข็งอื่นมายังเฟสของแข็งเฉพาะอีกเฟสหนึ่ง การขนถ่ายมวลนี้เกิดขึ้นได้ด้วยการแพร่ (Diffusion) ซึ่งคือปรากฏการณ์ที่เกิดการขนถ่ายวัสดุด้วยการเคลื่อนที่ของอะตอม สำหรับปรากฏการณ์ของการแพร่อาจแสดงให้เห็นได้ง่าย ๆ โดยใช้คู่ควบการแพร่ (Diffusion Couple) ซึ่งทำจากการเชื่อมแท่งชิ้นงานของโลหะ 2 ชนิดให้ติดกันและเห็นรอยต่อ (ผิวสัมผัส) ระหว่างโลหะต่างชนิดนั้นอย่างชัดเจน เช่น คู่ของทองแดงและนิกเกิลในรูปที่ 2.3 ในรูปแสดงตำแหน่งและความเข้มข้นของอะตอมรอบผิวรอยต่อ ได้แก่ (a) คู่ควบการแพร่ของทองแดงกับนิกเกิลก่อนผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิสูง (b) รูปสังเขปแสดงตำแหน่งของอะตอมทองแดง (วงกลมโปร่ง) กับอะตอมนิกเกิล (วงกลมมีขอบ) ภายในคู่ควบการแพร่ (c) ความเข้มข้นของทองแดงและนิกเกิลเป็นฟังก์ชันของตำแหน่งตลอดความยาวของคู่ควบการแพร่ ซึ่งคู่ควบการแพร่จะถูกให้ความร้อนเป็นระยะเวลาหนึ่ง ณ อุณหภูมิสูง (แต่ต่ำกว่าจุดหลอมเหลวของโลหะทั้งสอง) จากนั้นทำให้เย็นจนถึงอุณหภูมิห้อง

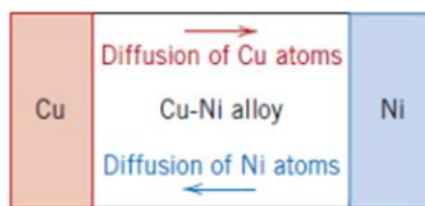
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



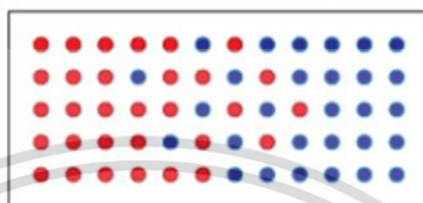
รูปที่ 2.3 ตำแหน่งและความเข้มข้นของอะตอมรอบผิวรอยต่อทองแดงและนิกเกิล [20]

แสดงผลเมื่อนำมาทำการวิเคราะห์ส่วนผสมทางเคมี ดังรูปที่ 2.4 ได้แก่ (a) คู่ควบการแพร่ของทองแดงกับนิกเกิลหลังผ่านกรรมวิธีทางความร้อนที่อุณหภูมิสูง (b) รูปสังเขปแสดงตำแหน่งของอะตอมทองแดง (วงกลมโปร่ง) กับอะตอมนิกเกิล (วงกลมมีขอบ) ภายในคู่ควบการแพร่ (c) ความเข้มข้นของทองแดงและนิกเกิลเป็นฟังก์ชันของตำแหน่งตลอดความยาวของคู่ควบการแพร่นี้ กล่าวคือพบทองแดงบริสุทธิ์และนิกเกิลบริสุทธิ์ที่ปลายทั้ง 2 ด้านของคู่ควบการแพร่เท่านั้น ในขณะที่บริเวณตรงกลางแท่งเป็นบริเวณที่มีโลหะทั้งสองผสมกันอยู่ความเข้มข้นของธาตุทั้งสอง ณ ตำแหน่งต่าง ๆ เป็นไปดังแสดงในรูปที่ 2.4 (c) ผลลัพธ์เช่นนี้แสดงให้เห็นว่า อะตอมของทองแดงเคลื่อนที่หรือแพร่เข้าไปในนิกเกิลและอะตอมของนิกเกิลก็แพร่เข้าไปในทองแดงด้วยเช่นกัน กระบวนการที่อะตอมของโลหะหนึ่งแพร่เข้าไปในโลหะอีกชนิดหนึ่งนี้เรียกว่า การแพร่ของอะตอมต่างชนิด (Interdiffusion) หรือการแพร่ของอะตอมแปลกปลอม (Impurity Diffusion)

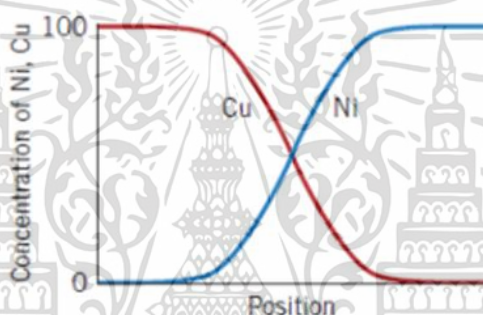
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



(a)



(b)



(c)

รูปที่ 2.4 ตำแหน่งและความเข้มข้นของอะตอมทองแดงและนิกเกิลหลังกรรมวิธีทางความร้อน [20]

การแพร่ของอะตอมต่างชนิดอาจเห็นได้ในระดับมหภาคจากการเปลี่ยนแปลงของความเข้มข้นไปตามเวลาดังในตัวอย่างของคู่ควบการแพร่ของทองแดงและนิกเกิล จะมีการเลื่อนหรือการขนย้ายอะตอมจากบริเวณที่ความเข้มข้นสูงกว่าไปยังบริเวณที่ความเข้มข้นต่ำกว่า นอกจากนั้นการแพร่ยังเกิดในโลหะบริสุทธิ์ได้อีกด้วย แต่อะตอมที่เคลื่อนย้ายตำแหน่งจะเป็นอะตอมชนิดเดียวกัน เรียกว่าการแพร่ในตัวเอง (Self-Diffusion) ซึ่งการแพร่ในตัวเองจะไม่สามารถถูกสังเกตหรือตรวจได้จากการเปลี่ยนแปลงของส่วนผสมทางเคมี

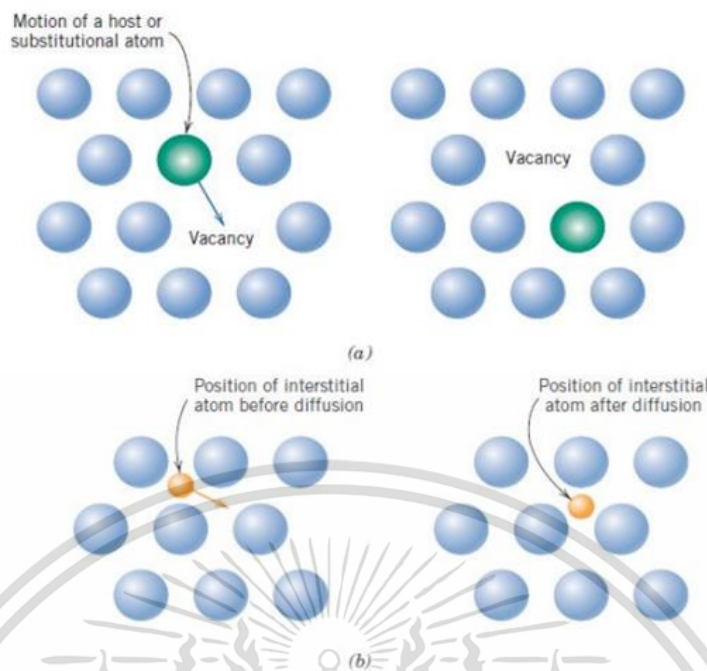
2.1.5.1 กลไกการแพร่ (Diffusion Mechanisms)

สำหรับในระดับอะตอมการแพร่เป็นการเคลื่อนย้ายของอะตอมจากตำแหน่งแลตทิซหนึ่งไปยังอีกตำแหน่งหนึ่งเท่านั้น ที่จริงแล้วอะตอมในวัสดุของแข็งต่างก็มีการเคลื่อนที่อยู่ตลอดเวลาและเปลี่ยนตำแหน่งอย่างฉับพลันแต่มีเงื่อนไขคือ 1) ต้องมีช่องว่างอยู่ข้าง ๆ 2) อะตอมต้องมีพลังงานสูงพอที่จะทำลายพันธะที่มีต่ออะตอมข้างเคียงของมันและทำให้เกิดการบิดเบี้ยวของโครงผลึกระหว่างการเคลื่อนที่นี้ พลังงานนี้ คือ พลังงานจากการสั่นตามธรรมชาติของอะตอมนั่นเอง ที่อุณหภูมิหนึ่ง ๆ เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จะมีอะตอมเป็นอัตราส่วนน้อย ๆ อัตราส่วนหนึ่งจากอะตอมทั้งหมดที่จะสามารถเคลื่อนที่โดยการแพร่ได้ อันเนื่องมาจากพลังงานการสั่นของมันมีมากพออัตราส่วนนี้จะสูงขึ้นตามอุณหภูมิ มีแบบจำลองสำหรับอธิบายการเคลื่อนที่ของอะตอมในการแพร่อยู่หลายแบบ แต่สำหรับการแพร่ในโลหะแบบที่เป็นไปได้มากที่สุด 2 แบบ ได้แก่

- การแพร่โดยอาศัยช่องว่าง (Vacancy Diffusion) กลไกแรกนี้ประกอบด้วย การเปลี่ยนตำแหน่งของอะตอมจากตำแหน่งแลตทิซปกติของมันไปยังตำแหน่งแลตทิซข้าง ๆ ที่ยังว่างอยู่หรือเป็นช่องว่าง (Vacancy) นั้นเอง ดังแสดงในรูปที่ 2.5 (a) กลไกนี้เรียกว่า การแพร่โดยอาศัยช่องว่าง (Vacancy Diffusion) แน่่อนว่ากระบวนการนี้จำเป็นต้องมีช่องว่างอยู่ในวัสดุด้วย และการแพร่โดยอาศัยช่องว่างจะเกิดได้มากน้อยเพียงใดก็ขึ้นกับปริมาณของตำหนิชนิดนี้นั่นเอง ทั้งนี้สำหรับโลหะแล้ว ณ อุณหภูมิสูงจะมีความหนาแน่นของช่องว่างในระดับที่สูงพอสมควร เนื่องจากอะตอมที่กำลังแพร่และช่องว่างต้องแลกเปลี่ยนตำแหน่งกัน ดังนั้นการแพร่ของอะตอมในทิศทางหนึ่งจึงหมายถึงการเคลื่อนที่ของช่องว่างในทิศทางตรงกันข้ามด้วย ทั้งการแพร่ในตัวเองและการแพร่ของอะตอมเจ้าบ้านในบางตำแหน่ง

- การแพร่แบบแทรกที่ (Interstitial Diffusion) การแพร่แบบที่สองนี้ประกอบด้วย การเคลื่อนที่ของอะตอมจากตำแหน่งแทรกที่ (Interstitial Position) ไปยังตำแหน่งข้างเคียงที่ยังว่างอยู่ กลไกนี้จะพบในการแพร่ของอะตอมต่างชนิดของธาตุมลทิน เช่น ไฮโดรเจน คาร์บอน ไนโตรเจน และออกซิเจน ซึ่งมีอะตอมขนาดเล็กพอที่จะแทรกเข้าไปในตำแหน่งระหว่างอะตอม (Interstitial Position) ได้ ส่วนอะตอมเจ้าบ้าน (อะตอมของโลหะหลัก) และอะตอมธาตุมลทินที่ละลายแบบแทนที่นั้นมีโอกาสอยู่ในตำแหน่งระหว่างอะตอมน้อยมาก ดังนั้นตามปกติจึงไม่แพร่ด้วยกลไกนี้ ปรากฏการณ์นี้เรียกว่า การแพร่แบบแทรกที่ (Interstitial Diffusion) (รูปที่ 2.5 (b)) ในโลหะส่วนมากการแพร่แบบแทรกที่ เกิดได้เร็วกว่าการแพร่ที่อาศัยช่องว่างมาก ทั้งนี้เพราะอะตอมที่ละลายแบบแทรกที่จะมีขนาดเล็กมากอยู่แล้วทำให้เคลื่อนที่ได้ง่ายกว่า นอกจากนี้ช่องว่างในตำแหน่งระหว่างอะตอมยังมีมากกว่าช่องว่างที่ตำแหน่งของอะตอมหลักมากด้วย ดังนั้นโอกาสที่จะเกิดการเคลื่อนที่จากตำแหน่งระหว่างอะตอมไปยังตำแหน่งระหว่างอะตอม จึงสูงกว่าโอกาสที่จะเกิดการแพร่โดยอาศัยช่องว่างมาก



รูปที่ 2.5 รูปสังเขปแสดงถึง (a) การแพร่โดยอาศัยช่องว่าง และ (b) การแพร่แบบแทรกที่ [20]

2.1.5.2 การแพร่ในสภาวะคงตัว (Steady-State Diffusion)

การแพร่เป็นกระบวนการที่อาศัยเวลา กล่าวคือ ในเชิงมหภาคแล้วปริมาณของธาตุที่จะถูกขนส่ง (ขนย้าย) ภายในอีกธาตุหนึ่งเป็นฟังก์ชันของเวลา โดยมากแล้วเราจำเป็นต้องทราบว่าการแพร่เกิดได้เร็วเท่าไร และอัตราการขนถ่ายมวลเป็นเท่าไร อัตราเร็วนี้มักถูกแสดงด้วยค่าฟลักซ์การแพร่ (Diffusion Flux) J ซึ่งนิยามว่า คือ มวล (หรือจำนวนอะตอม) M ที่แพร่ผ่านวัสดุของแข็งต่อพื้นที่หน้าตัดในทิศตั้งฉากต่อหน่วยเวลาหรือ

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

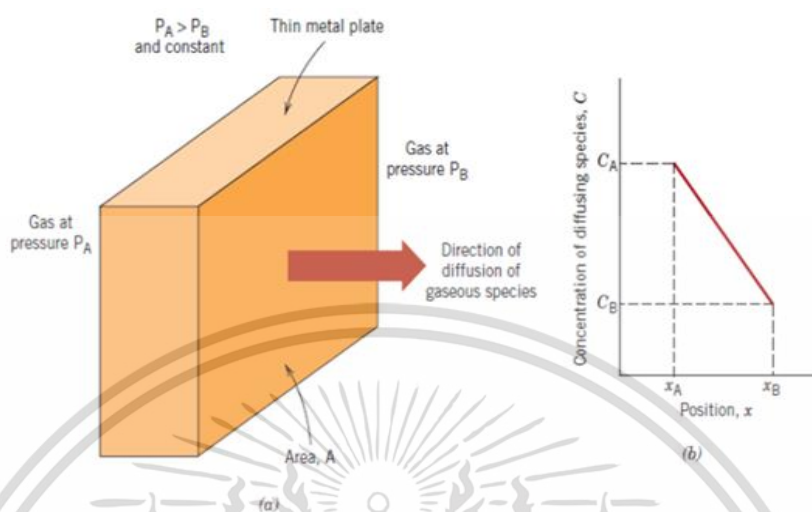
โดยที่ A คือ พื้นที่ที่มีการแพร่ผ่าน t คือ เวลาที่ใช้ในการแพร่ ในรูปแบบเชิงอนุพันธ์จะเขียนสมการข้างบน ได้เป็น

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

สำหรับหน่วยของ J คือ กิโลกรัมหรืออะตอมต่อตารางเมตรต่อวินาที ($\text{kg/m}^2\text{-s}$ หรือ $\text{atoms/m}^2\text{-s}$)

ในกรณีที่ฟลักซ์การแพร่ไม่เปลี่ยนแปลงไปตามเวลาจะเกิดสภาวะคงตัวขึ้น ตัวอย่างหนึ่งของการแพร่ในสภาวะคงตัว ได้แก่ การแพร่ของอะตอมของก๊าซผ่านแผ่นโลหะโดยที่ความเข้มข้นเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

(หรือความดัน) ของก๊าซที่กำลังแพร่ผ่านแผ่นโลหะไว้ให้คงที่ ณ ผิวของแผ่นโลหะทั้งสองด้าน แสดงดังรูปที่ 2.6 (a)



รูปที่ 2.6 (a) การแพร่ในสภาวะคงตัวผ่านแผ่นบาง (b) รูปแบบการเปลี่ยนแปลงของความเข้มข้นแบบเส้นตรง [20]

เมื่อพล็อตค่าความเข้มข้น C เทียบกับตำแหน่ง (หรือระยะทาง) ภายในของแข็ง x จะได้เส้นโค้งที่เรียกว่า รูปแบบการเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นหรือโปรไฟล์ของความเข้มข้น (Concentration Profile) ค่าความชันของเส้นโค้งนี้ ณ จุดหนึ่ง ๆ เรียกว่า อัตราผลต่างความเข้มข้นหรือเกรเดียนต์ของความเข้มข้น (Concentration Gradient)

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

ในกรณีนี้โปรไฟล์ของความเข้มข้นเป็นเส้นตรง ดังในรูปที่ 2.6 (b) ดังนั้น

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

ในปัญหาเกี่ยวกับการแพร่บางครั้งจะนิยามค่าความเข้มข้นในรูปของมวลของสิ่งที่กำลังแพร่ต่อหน่วยปริมาตรของของแข็งนั้น (kg/m^3 หรือ g/cm^3) จะสะดวกกว่า คณิตศาสตร์ของการแพร่ในสภาวะคงตัวไปในทิศทางเดียวกัน (x) เป็นความสัมพันธ์ง่าย ๆ คือ ฟลักซ์การแพร่แปรผันตรงกับเกรเดียนต์ของความเข้มข้น ดังสมการ

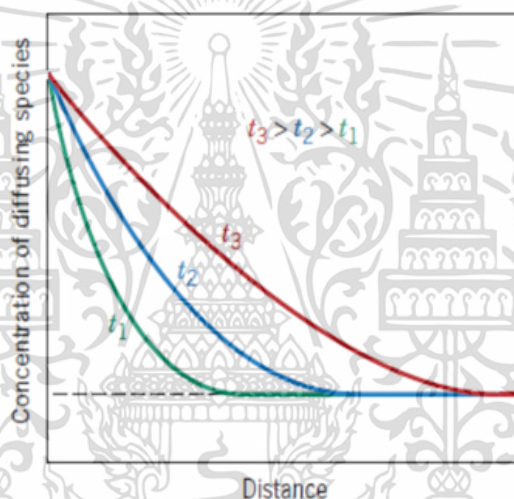
$$J_A = -D \frac{\partial C_A}{\partial x} \quad (2.5)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ค่าคงที่ของการแพร่ผันตรง สัมประสิทธิ์การแพร่ (Diffusion Coefficient; D) ซึ่งมีหน่วยเป็นตารางเมตรต่อวินาที เครื่องหมายลบในสมการระบุว่าทิศทางของการแพร่ คือ ทิศที่ทำให้อัตราผลต่างของความเข้มข้นลดน้อยลง กล่าวคือ การแพร่จะแพร่จากบริเวณที่มีความเข้มข้นสูงไปยังความเข้มข้นต่ำกว่านั้นเอง สมการที่ 2.5 บางครั้งก็เรียกว่า กฎข้อหนึ่งของฟิค (Fick's First Law of Diffusion)

2.1.5.3 การแพร่ในสภาวะไม่คงตัว (Nonsteady-State Diffusion)

สภาพการแพร่ที่เกิดขึ้นจริงมักเป็นแบบไม่คงตัว นั่นคือ ฟลักซ์การแพร่และอัตราผลต่างความเข้มข้น ณ จุดหนึ่ง ๆ ในของแข็งมีค่าแปรผันไปตามเวลา และมีการสะสมหรือลดลงของสารที่กำลังแพร่ ณ จุดนั้นเกิดขึ้นด้วยสภาพนี้ แสดงในรูปที่ 2.7 ซึ่งแสดงโปรไฟล์ของความเข้มข้นที่เวลาต่าง ๆ 3 เวลา



รูปที่ 2.7 โปรไฟล์ความเข้มข้นสำหรับการแพร่ในสภาวะไม่คงตัว ณ เวลาต่างกัน t_1 , t_2 และ t_3 [20]

ภายใต้เงื่อนไขของสภาวะไม่คงตัว สมการที่ 2.5 ไม่เหมาะสม แต่จะใช้สมการเชิงอนุพันธ์ย่อย

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

ซึ่งรู้จักกันในนามของ กฎข้อสองของฟิค (Fick's Second Law) แทน ถ้าหากค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ไม่ขึ้นอยู่กับความเข้มข้น (ซึ่งต้องตรวจสอบเป็นกรณี ๆ ไปในการแพร่แต่ละสถานการณ์) สมการที่ 2.6 จะถูกทำให้ง่ายขึ้นได้เป็น

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (2.7)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ผลเฉลยของสมการนี้ (ความเข้มข้นที่เป็นฟังก์ชันของตำแหน่งและเวลา) จะถูกหาได้ก็ต่อเมื่อมีการระบุเงื่อนไขขอบเขตทางกายภาพที่เหมาะสม ดังที่ Crank และ Carslaw and Jaeger ได้รวบรวมปัญหากรณีตัวอย่างต่าง ๆ เอาไว้ ผลเฉลยในกรณีสำคัญที่พบในทางปฏิบัติกรณีหนึ่ง ได้แก่ กรณีที่เรียกว่า ของแข็งแบบเซมิอินฟินิต (Semi-Infinite Solid) ซึ่งความเข้มข้นที่ผิวของแข็งถูกรักษาไว้ให้คงที่ตลอดเวลา โดยส่วนมากแล้วแหล่งกำเนิดของอะตอมที่จะแพร่ในของแข็งดังกล่าวมักมาจากเฟสของก๊าซ ซึ่งมีค่าความดันย่อยที่ถูกรักษาไว้ให้คงที่ ณ ผิวของแข็งนั่นเอง นอกจากนี้ยังมีสมมติฐานอื่นอีก ได้แก่

- ก่อนที่เกิดการแพร่สารที่จะแพร่ในของแข็งนั้น มีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอตลอดชิ้นของแข็งด้วยความเข้มข้น C_0

- ค่าของ x (ตัวแปรบอกตำแหน่ง) เป็น 0 ที่ผิวของแข็ง และเพิ่มค่าขึ้นตามระยะลึกเข้าไปในของแข็ง

- เมื่อจับเวลาเป็นศูนย์ ณ เวลาที่เริ่มมีการแพร่เกิดขึ้น

เงื่อนไขขอบเขตดังกล่าวข้างต้น เขียนได้เป็น

ณ $t = 0, C = C_0$ ณ ตำแหน่ง $0 \leq x < \infty$

เมื่อ $t > 0, C = C_s$ (ความเข้มข้นที่ผิวซึ่งคงที่) ณ $x = 0$
 $C = C_0$ ณ $x = \infty$

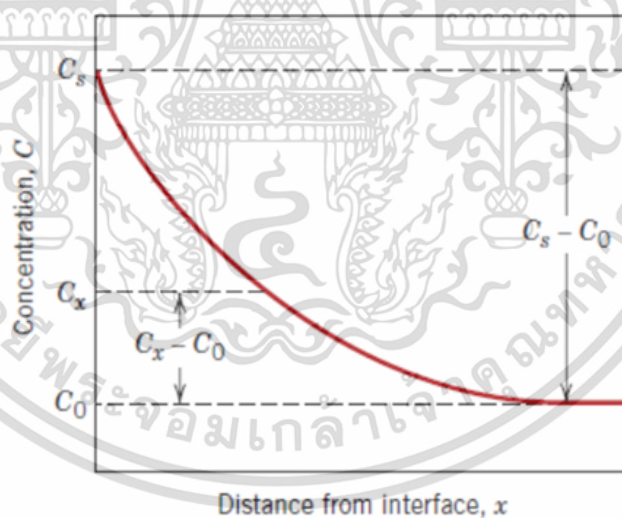
เมื่อแทนค่าเงื่อนไขขอบเขตเหล่านี้ลงในสมการ (2.7) จะได้ผลเฉลย คือ

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

โดยที่ C_x หมายถึง ความเข้มข้นที่ความลึกใต้ผิว x ณ เวลา t หลังจากเริ่มแพร่ พจน์ $\operatorname{erf}(x/2\sqrt{Dt})$ เรียกว่า เกาเซียนเออร์เรอร์ฟังก์ชัน (Gaussian Error Function) ซึ่งค่าของฟังก์ชันนี้หาได้จากการเปิดตารางเทียบ ณ ค่า $x/2\sqrt{Dt}$ ต่าง ๆ ดังส่วนหนึ่งที่แสดงในตารางที่ 2.5 และรูปที่ 2.8 แสดงโปรไฟล์ของความเข้มข้น ณ เวลาค่าหนึ่งพร้อมระบุค่าพารามิเตอร์ต่าง ๆ ที่ปรากฏในสมการที่ 2.8 กล่าวอีกมุมหนึ่ง สมการที่ 2.8 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มข้น ตำแหน่งและเวลา โดยที่ C_x เป็น ฟังก์ชันของพารามิเตอร์ไร้หน่วย $x/\sqrt{Dt}$ ซึ่งถูกคำนวณได้ทันทีโดยไม่ต้องทราบข้อมูลเบื้องต้นของระนาบ ได้แก่ C_0, C_s และ D ก่อน

ตารางที่ 2.5 ค่าของเออเรอร์ฟังก์ชัน

z	Erf(z)	z	Erf(z)	z	Erf(z)
0	0	0.55	0.5633	1.3	0.9340
0.025	0.0282	0.60	0.6039	1.4	0.9523
0.05	0.0564	0.65	0.6420	1.5	0.9661
0.10	0.1125	0.70	0.6778	1.6	0.9763
0.15	0.1680	0.75	0.7112	1.7	0.9838
0.20	0.2227	0.80	0.7421	1.8	0.9891
0.25	0.2763	0.85	0.7707	1.9	0.9928
0.30	0.3286	0.90	0.7970	2.0	0.9953
0.35	0.3794	0.95	0.8209	2.2	0.9981
0.40	0.4284	1.0	0.8427	2.4	0.9993
0.45	0.4755	1.1	0.8802	2.6	0.9998
0.50	0.5205	1.2	0.9103	2.8	0.9999



รูปที่ 2.8 โปรไฟล์ของความเข้มข้นสำหรับการแพร่ในสภาวะไม่คงตัว [20]

สมมติว่าเรากำลังสนใจค่าความเข้มข้นเฉพาะค่าหนึ่งซึ่งเท่ากับ C_1 ในโลหะผสม ด้านซ้ายมือของสมการที่ 2.8 จะกลายเป็น

$$\frac{C_1 - C_0}{C_s - C_0} = \text{Constant} \quad (2.9)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ซึ่งหมายความว่า ด้านขวามือของสมการก็ต้องมีค่าคงที่เช่นกัน กล่าวคือ

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

หรือ

$$\frac{x^2}{Dt} = \text{Constant} \quad (2.11)$$

การคำนวณเกี่ยวกับการแพร่ในหลายกรณีจึงมีพื้นฐานมาจากความสัมพันธ์ข้างต้นนี้

2.1.5.4 ปัจจัยที่มีผลต่อการแพร่

สารที่แพร่ (Diffusion Species) ขนาดของค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ D เป็นดัชนีชี้บอกถึงระดับความเร็วที่อะตอมนั้น ๆ จะแพร่ไปได้ตารางที่ 2.6 แสดงค่าสัมประสิทธิ์ดังกล่าว ทั้งกรณีการแพร่ในตัวเองและการแพร่ระหว่างอะตอมต่างชนิด ในระบบโลหะบางระบบชนิดของสาร (อะตอม) ที่แพร่เองและตัวโลหะแม่ (โครงสร้างหลัก-Host Metal) ล้วนมีผลต่อสัมประสิทธิ์การแพร่ ยกตัวอย่างเช่น การแพร่ในตัวเอง และการแพร่ของคาร์บอน (อะตอมต่างชนิด) ในเหล็กแอลฟาที่ 500 °C มีความแตกต่างกันมาก ค่า D ของการแพร่ของคาร์บอนมีค่าสูงกว่ามาก (ระหว่าง 3.0×10^{-21} กับ 2.4×10^{-12} m²/s) ความแตกต่างนี้บ่งบอกถึงความแตกต่างของอัตราเร็วในการแพร่โดยอาศัยช่องว่าง และการแพร่แบบแทรกที่ การแพร่ในตัวเองต้องอาศัยช่องว่าง ตัวอย่างการแพร่ของคาร์บอนในเหล็กเป็นการแพร่แบบแทรกที่

อุณหภูมิ (Temperature) อุณหภูมิที่มีผลอย่างรุนแรงที่สุดต่อสัมประสิทธิ์และอัตราเร็วของการแพร่ ยกตัวอย่างเช่น ในกรณีของการแพร่ในตัวเองของเหล็กในเหล็กแอลฟา มีสัมประสิทธิ์การแพร่ที่สูงขึ้นถึง 6 หลัก เมื่อเพิ่มอุณหภูมิจาก 500 เป็น 900 °C (จาก 3.0×10^{-21} เป็น 1.8×10^{-15} m²/s ดังตารางที่ 2.6 ผลของอุณหภูมิต่อสัมประสิทธิ์การแพร่มักเขียนในรูป

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Q_d}{RT}\right) \quad (2.12)$$

โดยที่ D_0 คือ เลขหน้าพจน์ยกกำลังซึ่งเป็นค่าคงที่ไม่ขึ้นกับอุณหภูมิ (m²/s)

Q_d คือ พลังงานกระตุ้นของการแพร่ (J/mol, cal/mol หรือ eV/atom)

R คือ ค่าคงที่ของแก๊ส 8.31 J/mol-K, 1.987 cal/mol-K หรือ 8.62×10^{-5} eV/atom-K

และ T คือ อุณหภูมิสัมบูรณ์ (K)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 2.6 ค่าของเออเอร์ฟังก์ชัน

Diffusing Species	Host Metal	D_0 (m ² /s)	Activation Energy Q_d		Calculated Values	
			kJ/mol	eV/atom	T(°C)	D (m ² /s)
Fe	α -Fe	2.8×10^{-4}	251	2.60	500	3.0×10^{-21}
	(BCC)				900	1.8×10^{-15}
Fe	γ -Fe	5.0×10^{-5}	284	2.94	900	1.1×10^{-17}
	(FCC)				1100	7.8×10^{-16}
C	α -Fe	6.2×10^{-7}	80	0.83	500	2.4×10^{-12}
					900	1.7×10^{-10}
C	γ -Fe	2.3×10^{-5}	148	1.53	900	5.9×10^{-12}
					1100	5.3×10^{-11}
Cu	Cu	7.8×10^{-5}	211	2.19	500	4.2×10^{-19}
Zn	Cu	2.4×10^{-5}	189	1.96	500	4.0×10^{-18}
Al	Al	2.3×10^{-4}	144	1.49	500	4.2×10^{-14}
Cu	Al	6.5×10^{-5}	136	1.41	500	4.1×10^{-14}
Mg	Al	1.2×10^{-4}	131	1.35	500	1.9×10^{-13}
Cu	Ni	2.7×10^{-5}	256	2.65	500	1.3×10^{-22}

พลังงานกระตุ้น อาจมองว่าเป็นพลังงานที่จำเป็นในการทำให้เกิดการเคลื่อนที่ด้วยการแพร่ของอะตอมจำนวน 1 โมล ก็ได้ หากค่าพลังงานกระตุ้นนี้สูงจะทำให้สัมประสิทธิ์การแพร่ต่ำ ตารางที่ 2.6 ได้แสดงค่าของ D_0 และ Q_d ของหลายๆ ระบบไว้ด้วย

เมื่อใส่ลอการิทึมธรรมชาติเข้ากับสมการที่ 2.12 จะได้

$$\ln D = \ln D_0 - \frac{Q_d}{R} \left(\frac{1}{T} \right) \quad (2.13)$$

หรือหากใช้ลอการิทึมฐานสิบ จะได้

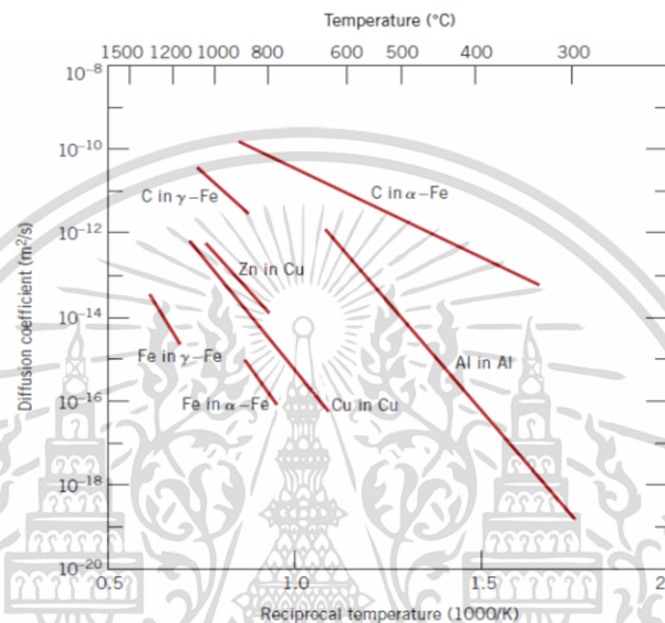
$$\log D = \log D_0 - \frac{Q_d}{2.3R} \left(\frac{1}{T} \right) \quad (2.14)$$

เนื่องจาก D_0 , Q_d และ R ต่างเป็นค่าคงที่ ดังนั้นสมการที่ 2.14 จึงมีรูปเป็นสมการเชิงเส้นตรง คือ

$$y = b + mx \quad (2.15)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เมื่อ y และ x หมายถึง $\log D$ และ $1/T$ ตามลำดับ ดังนั้นหากพล็อตค่า $\log D$ คู่กับส่วนกลับของอุณหภูมิสัมบูรณ์ จะได้เป็นกราฟเส้นตรงที่มีความชันและส่วนตัดแกนเป็น $-Q_d/2.3R$ และ $\log D_0$ ตามลำดับ ซึ่งนี่เป็นวิธีการหาค่าของ Q_d และ D_0 จากข้อมูลการทดลองนั่นเอง จากกราฟความสัมพันธ์ที่พล็อตในลักษณะดังกล่าวของโลหะผสมหลายชนิด (รูปที่ 2.9) จะเห็นว่าความสัมพันธ์เชิงเส้นตรงนี้เป็นจริงในทุกกรณีที่ยกมา



รูปที่ 2.9 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าลอการิทึมของสัมประสิทธิ์การแพร่กับส่วนกลับของอุณหภูมิสัมบูรณ์ [20]

2.1.5.5 เส้นทางแพร่อื่น

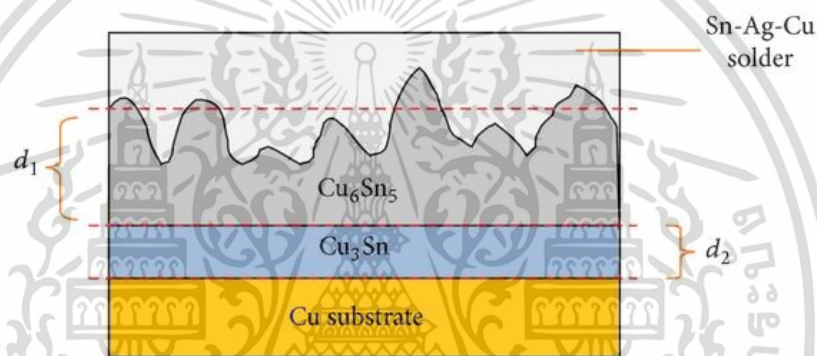
การเคลื่อนย้ายอะตอมอาจจะเกิดขึ้นตามดิสโลเคชันขอบเกรนและผิวภายนอกอื่น ๆ ปรากฏการณ์เหล่านี้บางครั้งเรียกว่า เส้นทางแพร่แบบลัดวงจร (Short-circuit diffusion paths) เนื่องจากอัตราเร็วของมันสูงกว่าการแพร่ในเชิงมวลรวม (Bulk diffusion) มาก อย่างไรก็ตามในสถานการณ์ส่วนใหญ่การลัดวงจรเหล่านี้มักมีผลต่อพลั๊กซ์ของการแพร่โดยรวมน้อยมาก เพราะพื้นที่หน้าตัดที่เกิดการลัดวงจรมีน้อยมากนั่นเอง

2.1.6 สารประกอบเชิงโลหะ

สารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic Compound; IMC) หรือสารประกอบแทรกที่ (Interstitial Compounds) โดยส่วนใหญ่ หมายถึง เฟสในสถานะของแข็งที่เกี่ยวข้องกับโลหะหรืออาจเรียกอีกอย่างว่าโลหะผสม (Alloys) ซึ่งอาจเป็นสารประกอบที่เกิดขึ้นจากโลหะสองชนิด หรือโลหะกับอโลหะในอัตราส่วนที่คงที่ เกิดการยึดติดกันด้วยการทำปฏิกิริยากันระหว่างโมเลกุลจนเกิดเป็นเอกสารนี้เป็นเอกลักษณ์เฉพาะสำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อรู้ขนาดหน้าปัดใช้ประโยชน์ด้านการคำนวณว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารประกอบชนิดใหม่ที่บริเวณผิวสัมผัส และเฟสที่ได้จะเขียนเป็นสูตรเคมีของสารประกอบ A_mB_n เช่น การเชื่อม (Welding) การเปียกผิว (Wetting) ซึ่งเกิดพันธะที่แข็งแรงมาก สารประกอบที่เกิดขึ้นบริเวณผิวสัมผัสไม่จำเป็นต้องมีชนิดเดียว เช่น การเปียกผิวระหว่าง Cu กับโลหะบัดกรี (Solder; Sn) ทำให้เกิดสารประกอบเชิงโลหะชนิด Cu_3Sn ในฝั่งใกล้ทองแดง และเกิด Cu_6Sn_5 ในฝั่งโลหะบัดกรี แสดงการเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่าง Sn-Ag-Cu ดังรูปที่ 2.10

โดยทั่วไปสารประกอบเชิงโลหะมักจะมีสมบัติที่เปราะและมีจุดหลอมเหลวสูง สมบัติของสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิสูงจะคาบเกี่ยวอยู่ระหว่างเซรามิกกับโลหะ ความแข็งและความต้านทานต่ออุณหภูมิสูงนั้นมีความสำคัญมากกว่าความเหนียว นอกจากนี้สารประกอบเชิงโลหะยังมีสมบัติที่เด่นทางด้านแม่เหล็ก การนำยิ่งยวดและสมบัติทางเคมี เนื่องจากการจัดเรียงตัวของอะตอมในผลึกที่เป็นระเบียบด้วยพันธะที่แข็งแรง [22]



รูปที่ 2.10 การเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่าง Sn-Ag-Cu [23]

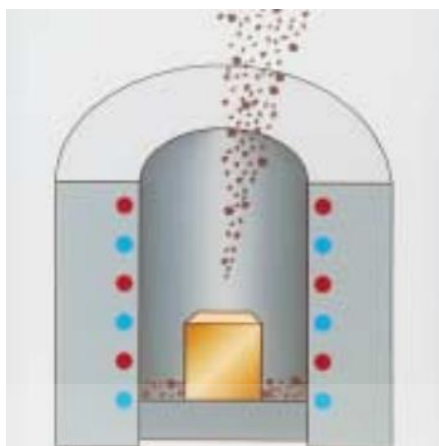
2.1.7 การเตรียมชิ้นงานเพื่อตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยา

2.1.7.1 การทำตัวเรือน

การทำตัวเรือน (Mounting) จะกระทำก็ต่อเมื่อตัวอย่างชิ้นงานที่ต้องการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคมีขนาดเล็กจนไม่สามารถที่จะจับถือได้สะดวกในระหว่างกระบวนการขัดหยาบขัดละเอียดและขัดเงา การทำตัวเรือน แบ่งออกได้เป็น 2 วิธี ได้แก่ การทำตัวเรือนแบบร้อน (Hot mounting) และการทำตัวเรือนแบบเย็น (Cold Mounting)

- การทำตัวเรือนแบบร้อน (Hot Mounting) เรซินจะถูกอัดด้วยแรงดันและความร้อนจนแข็งตัวรอบชิ้นงาน แสดงตัวอย่างการทำตัวเรือนแบบร้อนดังรูปที่ 2.11 เรซินที่ใช้ในการทำตัวเรือนแบบร้อน มี 2 ประเภท คือ เทอร์โมเซตติงเรซิน (Thermosetting Resins) หรือในบางครั้งเรียกว่า Duroplastics เป็นเรซินที่หลอมตัวภายใต้ความดันและอุณหภูมิที่สูงขึ้น และเรซินอีกประเภทคือ เทอร์โมพลาสติกเรซิน (Thermoplastic Resins) เป็นเรซินที่หลอมตัวภายใต้อุณหภูมิที่สูงและแข็งตัวเมื่อเย็นลง แสดงเครื่องทำตัวเรือนแบบร้อนดังรูปที่ 2.12

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.11 ตัวอย่างการทำตัวเรือนแบบร้อน [24]



รูปที่ 2.12 เครื่องทำตัวเรือนแบบร้อน [24]

- การทำตัวเรือนแบบเย็น (Cold mounting) ชิ้นงานจะวางอยู่ในแม่พิมพ์หล่อและเทส่วนผสม 2 หรือ 3 ชนิด ตามสัดส่วนน้ำหนักหรือปริมาณที่เหมาะสม แล้วคนจนเป็นเนื้อเดียวกันลงในแม่พิมพ์หล่อ ตัวอย่างการทำตัวเรือนแบบเย็น แสดงดังรูปที่ 2.13 เรซินที่ใช้สำหรับการทำตัวเรือนแบบเย็นแบ่งออกเป็น 3 ชนิด ได้แก่ อีพ็อกซีที่มีการหดตัวต่ำที่สุดเมื่อเทียบกับเรซินชนิดอื่น ใช้ระยะเวลาในการเซตตัวนาน แต่แรงยึดเกาะระหว่างชิ้นงานกับเรซินจะดีมาก สามารถใช้กับระบบสุญญากาศได้ อีพ็อกซีที่ผสมกันในสัดส่วนที่ถูกต้องจะเกิดปฏิกิริยาทางเคมีทำให้แข็งตัว เมื่อแข็งตัวแล้วจะเป็น Duroplastics ทนความร้อนและสารเคมี เรซินชนิดที่ 2 ได้แก่ อะคริลิก (Acrylic) มีความง่ายและสะดวกในการใช้งานเวลาในการเซตตัวและหดตัวน้อย จะแข็งตัวโดยการเติมสารทำให้แข็งตัว และเมื่อแข็งตัวแล้วจะเป็น Thermoplastic ทนสารเคมี และเรซินชนิดสุดท้าย ได้แก่ โพลีเอสเตอร์ (Polyester) มีลักษณะคล้าย ๆ กับอะคริลิก เวลาในการเซตตัวน้อย เมื่อแข็งตัวจะเป็น Duroplastics

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.13 ตัวอย่างการทำตัวเรือนแบบเย็น [24]

2.1.7.2 การขัดเตรียมผิว

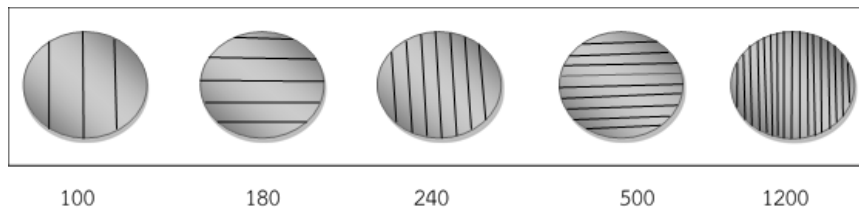
การขัด (Grinding) เป็นขั้นตอนแรกที่เราผิวชิ้นงานออก โดยทำให้พื้นผิวระนาบมีความเสียหายน้อยที่สุด สามารถหลุดออกได้อย่างง่ายดายในระหว่างการขัด ใช้ระยะเวลาที่สั้นที่สุด มักจะเริ่มด้วยการขัดระนาบ (Plane Grinding) และการขัดละเอียด (Fine grinding) สำหรับการขัดระนาบเพื่อปรับแต่งพื้นผิวชิ้นงานให้มีระนาบผิวตามกำหนด อาจจะใช้ผงขัดชนิดต่าง ๆ กันขึ้นอยู่กับวัสดุที่เตรียม เช่น SiC ใช้กับวัสดุที่มีความแข็งไม่มาก (< 150 HV) อลูมิเนียมไดออกไซด์ (Al_2O_3) ใช้กับโลหะกลุ่มเหล็ก เป็นต้น สำหรับเพชร (Diamond) นิยมใช้กับวัสดุที่มีความแข็งมาก (> 150 HV) เช่น เซรามิก ซินเตอร์คาร์ไบด์ เป็นต้น สำหรับการขัดละเอียด (Fine grinding) เป็นการเก็บผิวเพียงเล็กน้อยหลังได้ระนาบ การขัดจะขัดจากอนุภาคหยาบจนถึงอนุภาคละเอียดมาก

การขัดเงา (Polishing) เป็นขั้นตอนสุดท้ายนิยมใช้ผงขัดออกไซด์และผงเพชร ในการขัด วิธีนี้จะขัดบนผ้าสักหลาดทำให้เกิดผิวที่ละเอียดสูง [24]

กระบวนการขัดเตรียมผิว ซึ่งประกอบด้วยการขัดผิวชิ้นงานตัวอย่างด้วยกระดาษทราย โดยเรียงลำดับตั้งแต่กระดาษทรายที่มีอนุภาคหยาบไปจนถึงกระดาษทรายที่มีอนุภาคละเอียด ก่อนที่จะเริ่มขัดจะต้องทำการขัดลบมุมหรือเหลี่ยมที่แหลมคมของชิ้นงานให้หมดเสียก่อนมิฉะนั้นจะทำให้กระดาษทรายขาดได้ ในระหว่างกระบวนการขัดจะต้องมีน้ำไหลผ่านบนกระดาษทรายตลอดเวลา ทั้งนี้เพื่อให้ น้ำช่วยชะล้างเอาเศษโลหะที่ไม่ต้องการออกไป และยังช่วยหล่อเย็นไม่ให้เกิดความร้อนบนผิวหน้าชิ้นงาน ซึ่งในโลหะบางชนิดความร้อนที่เกิดขึ้นนี้อาจทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงทางโครงสร้างได้อีกด้วย และทิศทางการขัดจะต้องมีการเปลี่ยนโดยการหมุนตัวอย่างชิ้นงานไป 90 องศา จากแนวเดิมทิศทางการหมุนปรับชิ้นงานในกระบวนการขัดเมื่อมีการเปลี่ยนเบอร์กระดาษทราย แสดงดังรูปที่ 2.14 ทั้งนี้เพื่อเป็นการลบรอยกระดาษทรายเบอร์เดิมขัดชิ้นงานจนกระทั่งรอยขีดขัดต่าง ๆ

หายไป จากนั้นจึงนำชิ้นงานไปขัดเงาด้วยผ้าขัดให้ผิวหน้าชิ้นงานมีความละเอียดขึ้น เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.14 ทิศทางการหมุนปรับชิ้นงานในกระบวนการขัดเมื่อเปลี่ยนกระดาษทราย

2.1.7.3 ข้อบกพร่องที่เกิดจากการเตรียมผิว

ในการขัดพื้นผิวของชิ้นงานสามารถเกิดตำหนิและข้อบกพร่อง ซึ่งสิ่งเหล่านี้เป็นสิ่งที่ไม่พึงประสงค์หรือต้องการให้เกิดขึ้นกับชิ้นงานก่อนนำไปตรวจสอบในขั้นตอนต่อไป รอยตำหนิหรือข้อบกพร่องที่มักจะเกิดขึ้นจากการเตรียมชิ้นงาน โดยตำหนิและข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นมีอยู่หลากหลายรูปแบบ

รอยขีดข่วน (Scratches) คือ ร่องรอยที่ปรากฏอยู่บนพื้นผิวของชิ้นงานซึ่งเกิดจากอนุภาคของผงขัด มีสิ่งปนเปื้อนจากการทำความสะอาดชิ้นงานหรืองานขัดที่ไม่สะอาดพอ ทำให้มีสิ่งที่มาทำลายพื้นผิวของชิ้นงานระหว่างกระบวนการขัด รูปที่ 2.15 แสดงรอยขีดข่วนที่ปรากฏอยู่บนพื้นผิวหลังการขัด



รูปที่ 2.15 รอยขีดข่วนที่ปรากฏอยู่บนพื้นผิวหลังการขัดที่กำลังขยาย 200 เท่า [24]

การเสียรูป (Deformation) การเสียรูปแบบออกเป็น 2 แบบ คือ การเสียรูปแบบยืดหยุ่น (Elastic) และการเสียรูปแบบถาวร (Plastic) โดยการเสียรูปแบบยืดหยุ่นนั้นจะหายไปเมื่อไม่มีแรงกด ส่วนการเสียรูปแบบถาวรหรืออาจเรียกได้ว่า ชิ้นงานถูกแปรรูปขณะเย็น (Cold Work) ซึ่งส่งผลให้เกิดข้อบกพร่องใต้ผิวชิ้นงานหลังจากการบด (Lapping) การขัดเงา ลักษณะการเสียรูปสามารถมองเห็นได้หลังการกัดกรด (Etching) เราอาจมองเห็นแนวเส้นของการเสียรูปจากชิ้นงานที่ยังไม่ได้กัดกรดภายใต้ไบรท์ฟิลด์ (Bright Field) ในที่นี้ครอบคลุมเฉพาะการเสียรูปที่เกิดขึ้นระหว่างการเตรียมชิ้นงาน จะไม่กล่าวถึงการเสียรูปเนื่องจากการดัด ดึง หรือดัน เนื่องจากไม่สามารถแก้ไขได้ด้วยการเปลี่ยนหรือปรับปรุงขั้นตอนการเตรียมชิ้นงาน ตัวอย่างการเสียรูป แสดงดังรูปที่ 2.16

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อได้รู้ได้เห็นแล้วโปรดอย่าเผยแพร่สู่สาธารณะ
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.16 ลักษณะแนวเส้นของการเสียรูป กำลังขยาย 200 เท่า [24]

การ Smearing คือ การเสียรูปแบบถาวรของชิ้นงานที่เป็นบริเวณกว้างๆ เรียกว่า การ Smearing แสดงดังรูปที่ 2.17 เกิดขึ้นจากการใช้ผงขัด สารหล่อลื่นหรือผ้าขัดหรือการผสมกันอย่างไม่เหมาะสมซึ่งทำให้การขัดถูไม่สามารถตัดวัสดุได้ แต่วัสดุจะถูกผลักหรือเลื่อนไปตามพื้นผิวของชิ้นงานแทน มีความเป็นไปได้สามประการในการหลีกเลี่ยงการ Smearing คือ

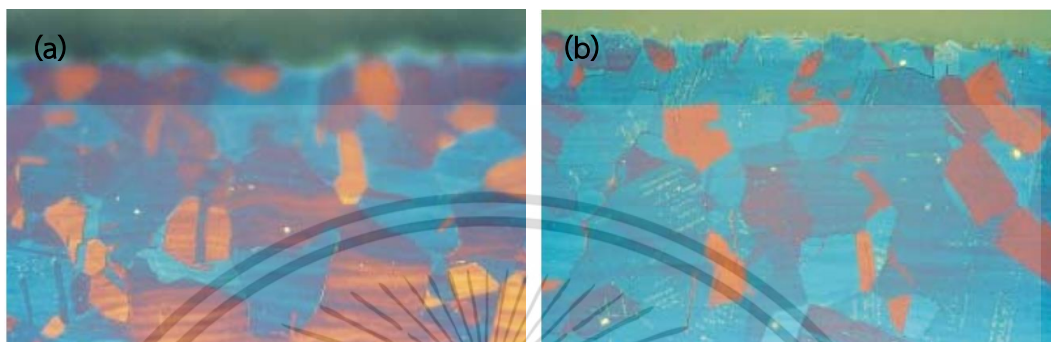
- สารหล่อลื่น ควรตรวจสอบปริมาณสารหล่อลื่น เนื่องจากมักเกิดการ Smearing เมื่อระดับปริมาณสารหล่อลื่นต่ำเกินไป หากจำเป็นจึงควรให้เพิ่มปริมาณสารหล่อลื่น
- ผ้าขัด เนื่องจากผ้ามีความยืดหยุ่นสูงจึงสามารถดูดซับผงขัดลงไปได้มาก จึงไม่สามารถตัดผิวของชิ้นงานได้ ควรเปลี่ยนไปใช้ผ้าขัดที่มีความยืดหยุ่นน้อยกว่าเดิม
- ผงขัด ผงขัดที่มีขนาดเล็กเกินไปทำให้อนุภาคไม่สามารถแทรกซึมเข้าไปในชิ้นงานและด้วยเหตุนี้จึงไม่สามารถตัดผิวชิ้นงานได้ ควรเปลี่ยนขนาดผงขัดที่ใหญ่ขึ้น



รูปที่ 2.17 การ Smearing บนเหล็กเหนียว กำลังขยาย 15 เท่า [24]

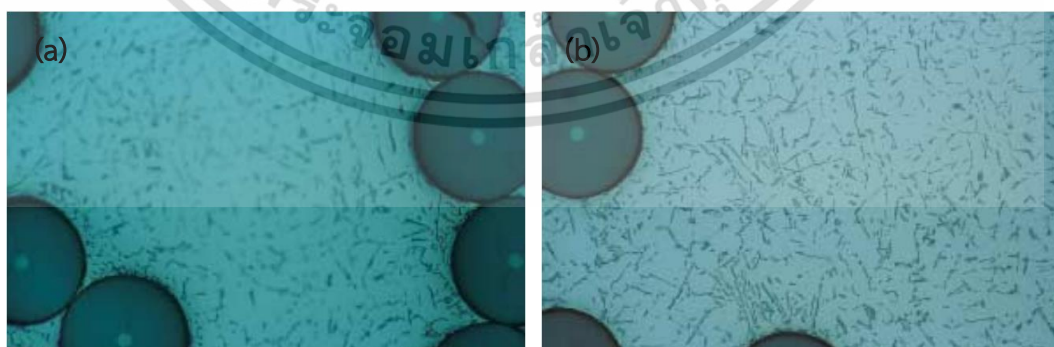
การ Edge Rounding คือ การใช้พื้นผิวขัดเงาที่มีความยืดหยุ่นสูงจะส่งผลให้วัสดุหลุดออกจากพื้นผิวชิ้นงานและพื้นผิวรอบ ๆ เมื่อใช้ชิ้นงานที่หล่อตัวเรือนแล้วจะสามารถเห็นผลกระทบนี้ได้หากอัตราการสึกหรอของเรซินสูงกว่าของวัสดุชิ้นงาน วิธีการแก้ไขการ Edge Rounding เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Rounding สามารถทำได้ด้วยการตรวจสอบชิ้นงานหลังจากทุกขั้นตอนการเตรียมชิ้นงาน เพื่อดูว่าเกิดข้อผิดพลาดขึ้นเมื่อใด เปรียบเทียบการ Edge Rounding ของเหล็กกล้าไร้สนิม แสดงดังรูปที่ 2.18 โดย (a) เกิดจากช่องว่างระหว่างเรซินและชิ้นงานทำให้ขอบโค้งมน (b) การเกิดขอบที่ดีระหว่างเรซินและชิ้นงาน



รูปที่ 2.18 เปรียบเทียบการ Edge Rounding ของเหล็กกล้าไร้สนิม [24]

การ Relief คือ การที่พื้นผิวของชิ้นงานในส่วนต่าง ๆ จะถูกกำจัดออกในอัตราที่แตกต่างกัน เนื่องจากความแข็งหรืออัตราการสึกหรอที่แตกต่างกันของแต่ละเฟสทำให้เกิดการ Relief ซึ่งแสดงการเกิดบนพื้นผิวชิ้นงาน โดยปกติการ Relief จะเกิดขึ้นระหว่างการขัด ตัวแปรสำคัญสำหรับการหลีกเลี่ยงข้อบกพร่องนี้ คือ เวลาที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานและผ้าขัดที่ใช้ ควรรักษาเวลาในการเตรียมให้สั้นที่สุด เมื่อพัฒนาวิธีการใหม่ควรตรวจสอบชิ้นงานในช่วงเวลาสั้น ๆ ประมาณ 1-2 นาที และผ้าขัดมีอิทธิพลอย่างมากต่อความเรียบของพื้นผิวชิ้นงาน ผ้าขัดที่มีความยืดหยุ่นต่ำจะทำให้ชิ้นงานมีความนูนน้อยกว่าผ้าที่มีความยืดหยุ่นสูง รูปที่ 2.19 แสดงเปรียบเทียบการ Relief ของ B₄C Fibres ใน ALSi เมื่อ (a) เกิดการ Relief และ (b) ไม่เกิดการ Relief



รูปที่ 2.19 เปรียบเทียบการ Relief ของ B₄C Fibres ใน ALSi กำลังขยาย 200 เท่า [24]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การ Pull-Outs คือ ช่องว่างที่เหลือหลังจากเกรนหรืออนุภาคที่หลุดออกจากพื้นผิวชิ้นงานระหว่างการขัด มักพบในวัสดุที่แข็งและเปราะและในวัสดุที่มีสิ่งเจือปน วัสดุที่แข็งหรือเปราะไม่สามารถเปลี่ยนรูปร่างได้ ดังนั้นชิ้นส่วนขนาดเล็กของวัสดุพื้นผิวจะแตกและอาจหลุดออกหรือถูกดึงออกขณะทำการขัด สิ่งเจือปนมักมีคุณสมบัติเปราะและมีการขยายตัวเนื่องจากความร้อน จากกระบวนการขัดทำให้สิ่งเจือปนหลวมหรือแตก ซึ่งผ้าขัดที่มีขนยาว (Napped Polishing Cloth) จะทำให้สิ่งเจือปนหลุดออก นอกจากนี้ถ้าไฟต์ยังสามารถหลุดออกหรือ "ดึงให้หลุด" จากการใช้ผ้าขัดที่มีขนยาว โดยบนพื้นผิวของชิ้นงานเกิดจุดต่างดำหรือหลุมซึ่งจะมองเห็นได้หลังจากการขัดผิวชิ้นงาน วิธีการหลีกเลี่ยงการ Pull-Outs

- ใช้ความระมัดระวังในระหว่างการตัดและการขึ้นตัวเรือนชิ้นงานอย่าให้มีความเค้นมากเกินไปซึ่งอาจทำให้ชิ้นงานเสียหายได้
- ไม่ควรใช้แรงกดมากหรือใช้ผงขัดที่มีอนุภาคหยาบมากเกินไป
- ระยะขอบระหว่างแต่ละขนาดเกรนไม่ควรใหญ่เกินไป เนื่องจากจะยืดเวลาเตรียมการโดยไม่จำเป็น
- ทุกขั้นตอนจะต้องลบตำหนิออกจากความเสียหายก่อนหน้าและต้องสร้างความเสียหายให้น้อยที่สุดเท่าที่จะทำได้ แสดงตัวอย่างการ Pull-Outs ดังรูปที่ 2.20



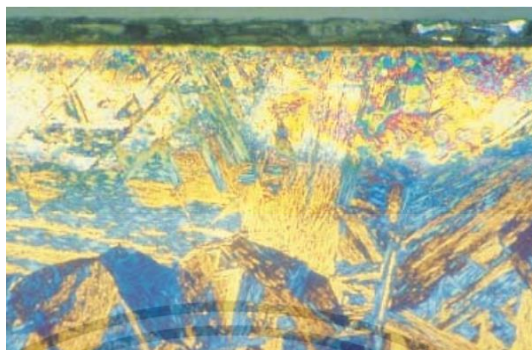
รูปที่ 2.20 ตัวอย่างการ Pull-Outs กำลังขยาย 500 เท่า [24]

ช่องว่าง (Gaps) คือ ช่องว่างที่เกิดขึ้นระหว่างเรซินยึดกับชิ้นงาน เมื่อตรวจสอบพื้นผิวของชิ้นงานภายใต้กล้องจุลทรรศน์จะสามารถสังเกตเห็นได้ว่ามีช่องว่างระหว่างเรซินและชิ้นงาน แสดงดังรูปที่ 2.21 สำหรับการหลีกเลี่ยงการเกิดช่องว่างนั้นสามารถทำได้โดยการ

- ควรทำความสะอาดชิ้นงานและล้างคราบอยู่เสมอ เพื่อปรับปรุงการยึดเกาะของเรซินกับชิ้นงาน
- การหล่อตัวเรือนแบบร้อน: เลือกเรซินที่ถูกต้องและทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงภายใต้ความดันเพื่อหลีกเลี่ยงการเกิดช่องว่าง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อผู้เอาไปใช้ประโยชน์ในการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การหล่อตัวเรือนมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางมากกว่า 40 mm ควรใช้ลมเย็นเพื่อระบายความร้อนเพื่อเป็นการหลีกเลี่ยงการเกิดช่องว่าง



รูปที่ 2.21 ช่องว่างระหว่างเรซินและขึ้นงาน กำลังขยาย 100 เท่า [24]

รอยแตก (Cracks) คือ การแตกหักในวัสดุที่เปราะและในวัสดุที่มีเฟสต่างกัน พลังงานที่ใช้ในการแปรรูปขึ้นงานตัวอย่างมากกว่าพลังงานที่ขึ้นงานจะดูดซึมได้ ส่งผลให้เกิดรอยแตกกว้าง รอยแตกมักเกิดขึ้นในวัสดุเปราะและขึ้นงานที่มีชั้น จึงต้องใช้ความระมัดระวังตลอดขั้นตอนการเตรียมขึ้นงาน แสดงรอยแตกที่เกิดขึ้นจากการเตรียมขึ้นงาน ดังรูปที่ 2.22 สำหรับการหลีกเลี่ยงการเกิดรอยแตกสามารถทำได้โดย

- การตัด: ต้องเลือกใบตัดที่เหมาะสมเมื่อตัดขึ้นงานที่มีผิวเคลือบ ใบตัดจะต้องตัดผิวเคลือบก่อนตัววัสดุที่พื้น เพื่อให้พื้นทำหน้าที่เป็นตัวรองรับ การยึดจับขึ้นงานควรดำเนินการในลักษณะที่ไม่ให้ผิวเคลือบเกิดความเสียหายได้ หากมีความจำเป็นต้องใช้ควรใช้วัสดุ نرمรองไว้ระหว่างขึ้นงานและตัวยึดจับ
- การหล่อตัวเรือน: สำหรับวัสดุที่เปราะบางควรหลีกเลี่ยงการหล่อตัวเรือนแบบร้อนและควรใช้การหล่อตัวเรือนแบบเย็นโดยควรใช้ภายในสุญญากาศแทน



รูปที่ 2.22 รอยแตกที่เกิดขึ้นจากการเตรียมขึ้นงาน กำลังขยาย 500 เท่า [24]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูพรุน (False Porosity) วัสดุบางชนิดมีความพรุนตามธรรมชาติ เช่น เหล็กหล่อ ขึ้นงานพ่น ขึ้นงานเคลือบหรือเซรามิก จึงมีความจำเป็นที่จะต้องได้รับค่าจำนวนของรูพรุนที่ถูกต้อง การเกิดรูพรุนขึ้นอยู่กับคุณสมบัติของวัสดุ โดยวัสดุที่อ่อนนุ่มและเหนียวรูพรุนจะสามารถเปลี่ยนรูปได้ง่ายโดยการ Smearing จะสามารถปิดรูพรุนได้ เนื่องจากมีเนื้อวัสดุมาปิดรูพรุนทำให้การตรวจสอบ อาจแสดงรูพรุนน้อยลงกว่าความเป็นจริงหรือเห็นเป็นหลุมตื้นๆ ตัวอย่างรูพรุนที่เกิดขึ้น แสดงดังรูปที่ 2.23



รูปที่ 2.23 รูพรุนที่เกิดขึ้น กำลังขยาย 500 เท่า [24]

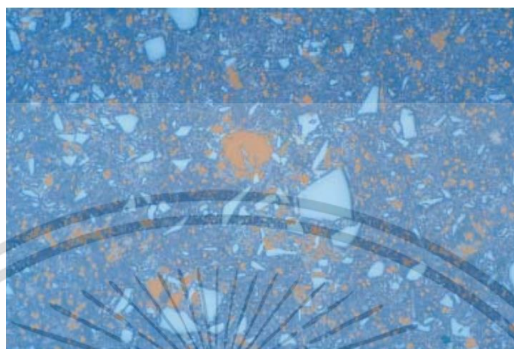
หางดาวหาง (Comet Tails) หางดาวหางเกิดขึ้นติดกับรอยแยกหรือรูพรุนเมื่อการเคลื่อนที่ระหว่างชิ้นงานและงานขัดอยู่ในทิศทางเดียวกัน รูปร่างลักษณะของข้อบกพร่องนี้มีลักษณะคล้ายกับหางดาวหาง ปัจจัยสำคัญในการหลีกเลี่ยงข้อบกพร่องนี้ทำได้ด้วยการขัดเงา แสดงตัวอย่างลักษณะการเกิดหางดาวหาง ดังรูปที่ 2.24



รูปที่ 2.24 ลักษณะการเกิดหางดาวหาง กำลังขยาย 200 เท่า [24]

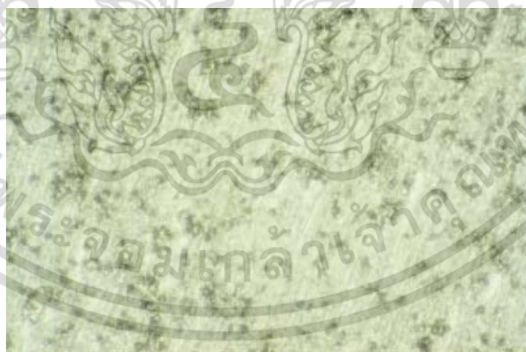
การปนเปื้อน (Contamination) การปนเปื้อนวัสดุจากแหล่งอื่นที่ไม่ใช่ชิ้นงานซึ่งสะสมอยู่บนพื้นผิวชิ้นงานระหว่างการขัดหรือขัดด้วยเครื่องจักร เรียกว่า “การปนเปื้อน” ตัวอย่างการเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ปนเปื้อนจากการขัดแสดงดังรูปที่ 2.25 การปนเปื้อนสามารถเกิดขึ้นได้กับวัสดุทุกประเภท ในระหว่างการขัดสามารถกำจัดเศษสิ่งสกปรกหรือวัสดุที่เป็นไปได้ในระหว่างขั้นตอนก่อนหน้านี้นบนชิ้นงานทดสอบ ซึ่งการตรวจด้วยกล้องจุลทรรศน์สามารถแสดงให้เห็นสิ่งปนเปื้อนหรือบางส่วนของโครงสร้างที่ไม่ควรมีอยู่ได้ ควรเก็บแผ่นขัดไว้ในตู้กันฝุ่นเสมอเพื่อป้องกันไม่ให้สิ่งแปลกปลอมเข้ามาบนแผ่นขัด



รูปที่ 2.25 การปนเปื้อนจากการขัด กำลังขยาย 200 เท่า [24]

ผงขัดฝังตัว (Embedded Abrasive) คือ ผงขัดที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานฝังตัวอยู่ในพื้นผิว รูปที่ 2.26 แสดงลักษณะของผงขัดฝังตัวในผิวชิ้นงาน ตำหนินี้มักจะเกิดขึ้นกับชิ้นงานที่เป็นวัสดุอ่อนนิ่ม ซึ่งอาจเกิดขึ้นได้จากสาเหตุเหล่านี้: ขนาดของผงขัดมีอนุภาคเล็กเกินไป ผ้าขัดที่ใช้สำหรับการขัดเงาที่มีความยืดหยุ่นต่ำเกินไปหรือสารหล่อลื่นที่ใช้มีความหนืดต่ำเกินไป



รูปที่ 2.26 ลักษณะของผงขัดฝังตัวในผิวชิ้นงาน กำลังขยาย 500 เท่า [24]

การ Lapping Tracks คือ รอยยุบบนพื้นผิวชิ้นงานตัวอย่างที่เกิดจากอนุภาคของผงขัดที่เคลื่อนที่ได้อย่างอิสระบนพื้นผิวแข็ง ไม่มีรอยขีดข่วนเหมือนตำหนิที่เกิดจากการตัด แต่มีร่องรอยที่แตกต่างกันของอนุภาคที่ลอยอยู่เหนือพื้นผิวโดยไม่ได้เอาเนื้อวัสดุออก หากอนุภาคของผงขัดไม่อยู่ในตำแหน่งคงที่ในขณะที่ชิ้นงานตัวอย่างกำลังเคลื่อนผ่านอนุภาคดังกล่าวจะเริ่มเคลื่อนที่ ซึ่งแทนที่จะ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตัดเนื้อวัสดุออก ในทางกลับกันอนุภาคผงขัณฑ์จะเข้าไปในวัสดุชิ้นงานตัวอย่าง ทำให้เกิดตำหนิขึ้น แสดงการเกิดตำหนิแบบ Lapping Tracks ของชิ้นงาน ดังรูปที่ 2.27

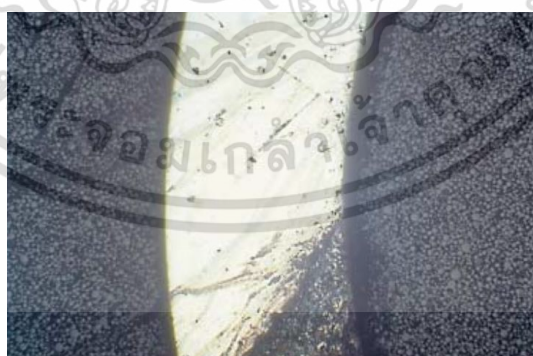


รูปที่ 2.27 การเกิดตำหนิแบบ Lapping Tracks ของชิ้นงาน กำลังขยาย 500 เท่า [24]

การย้อมสี (Staining) เป็นการเปลี่ยนสีของพื้นผิวตัวอย่าง โดยทั่วไปเกิดจากการสัมผัสกับสิ่งแปลกปลอม วิธีการหลีกเลี่ยงข้อบกพร่องนี้ทำได้ด้วยการ

- ทำความสะอาดและทำให้ตัวอย่างแห้งทันทีหลังการเตรียมแต่ละขั้นตอน
- หลีกเลี่ยงการใช้อากาศอัดในการเป่าแห้งหรือทำให้ตัวอย่างแห้งหลังจากการขัดขั้นสุดท้าย เนื่องจากอากาศอัดอาจมีน้ำมันหรือน้ำอยู่
- การขัดแบบ OP อาจทำให้ฟิล์มสีขาวหลงเหลืออยู่บนพื้นผิวตัวอย่างหากทำความสะอาดไม่ถูกต้อง

แสดงตำหนิการย้อมสีของชิ้นงาน ดังรูปที่ 2.28

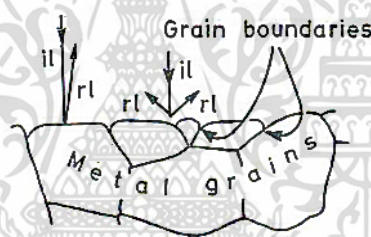


รูปที่ 2.28 ตำหนิการย้อมสีของชิ้นงาน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

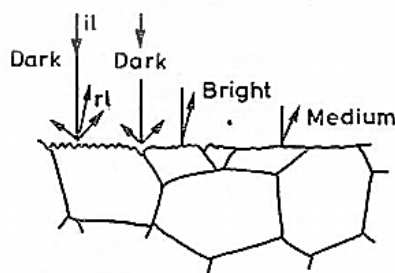
2.1.7.3 การกัดกรดผิวหน้าชิ้นงาน

เมื่อผ่านการขัดเงาแล้วยังไม่สามารถตรวจสอบวิเคราะห์โครงสร้างหรือเฟสที่อยู่ภายในได้ ทั้งนี้เพราะพื้นผิวหน้าชิ้นงานนั้นค่อนข้างเรียบเสมอกัน เมื่อนำไปส่องดูด้วยกล้องจุลทรรศน์ก็จะสะท้อนแสงกลับหมดเพราะไม่มีความขรุขระของโครงสร้าง ดังนั้นจึงต้องนำชิ้นงานไปทำให้เกิดโครงสร้างภายในด้วยสารเคมีและเรียกกระบวนการนี้ว่า การกัดกรด/กัดขึ้นรอย (Etching) และเรียกสารเคมีที่ใช้ในการกัดกรด/กัดขึ้นรอยว่า Etching Reagent ซึ่งสารเคมีที่ใช้มีอยู่หลายชนิดทั้งนี้ขึ้นอยู่กับชนิดและประเภทของโลหะตลอดจนโครงสร้างหรือเฟสที่ต้องการตรวจสอบ Etching Reagent จะทำปฏิกิริยากับโครงสร้างหรือเฟสแต่ละชนิดที่อยู่ภายในโครงสร้างของโลหะนั้นด้วยอัตราปฏิกิริยาเคมีที่แตกต่างกันจึงทำให้เกิดความลึกตื้นของชิ้นงานไม่เท่ากัน โครงสร้างที่ถูกกัดกรดบนผิวหน้าของโลหะบริเวณขอบเกรน (Grain Boundary) จะมีความว่องไวในการทำปฏิกิริยากับ Etching Reagent ได้รวดเร็วกว่าบริเวณภายในเกรน ดังนั้นขอบเกรนจึงมีความลึกเมื่อแสงจากกล้องจุลทรรศน์ส่องผ่านก็จะสะท้อนกลับมายังเลนส์ตาบริเวณภายในเกรนที่ตื้นกว่า จึงทำให้เห็นขอบเกรนเป็นเส้น ๆ สีดำนั่นเอง แสดงดังรูปที่ 2.29



รูปที่ 2.29 การสะท้อนแสงที่ต่างกันบริเวณขอบเกรนและภายในเกรน [25]

ส่วนกรณีที่บริเวณภายในเกรนมีความเข้มของเจดสีที่ต่างกัน ทั้งนี้เป็นเพราะกระบวนการจัดเรียงตัวของอะตอมแต่ละแถวไม่เหมือนกัน ดังนั้นเมื่อบริเวณดังกล่าวถูกกัดขึ้นรอยก็จะทำปฏิกิริยาไม่เท่ากัน ส่งผลให้การสะท้อนกลับของแสงไม่เท่ากัน แสดงดังรูปที่ 2.30 ซึ่งเป็นเพียงแคตัวอย่างเท่านั้น



รูปที่ 2.30 การสะท้อนแสงที่ต่างกันภายในเกรนเนื่องจากการเอียงของอะตอม [25]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สำหรับชิ้นส่วนทางวิศวกรรมนั้นผลิตจากโลหะและโลหะผสมที่มีความหลากหลายมาก ดังนั้น Etching Reagent ก็จะแตกต่างกันไป แสดงดังตารางที่ 2.7 ซึ่งสามารถหาส่วนผสมของ Etching Reagent สำหรับโลหะหรือโลหะผสมนั้น ๆ ได้จากมาตรฐานการทดสอบวัสดุแห่งอเมริกา (ASTM Standards) หรือมาตรฐานอื่น ๆ ที่เกี่ยวข้อง

ตารางที่ 2.7 ตัวอย่างส่วนผสมสารกัดขึ้นรอยที่ใช้สำหรับกัดขึ้นรอยโลหะต่าง ๆ [25]

Etchant	Composition	Application
2% Nital	Nitric acid 2 ml Methyl alcohol 98 ml	Cast iron and steel; Magnesium and its alloys; Zine and its alloys; Tin and its alloys
5% Nital	Nitric acid 5 ml Abs. Methyl alcohol 95 ml	General structure of iron and steel
Picral	Picral acid 4 g Abs. Ethyl alcohol 96 ml	General structure of iron and steel
Alcoholic ferric chloride	Ferric Cone. Hydrochloric 2 ml Alcohol 95 ml	Copper and its alloys, especially with copper; Tin and its alloys; Nickel and its alloys
Alkaline sodium Picrate	Picral acid 2 g Sodium hydroxide 25 g Water 100 ml	To distinguish iron carbide and ferric in steel by boiling 5-10 minutes; carbide is darkened, ferric unaffected
Alkaline etchant	Sodium hydroxide 10 g Water 90 ml	Aluminum alloys
Ammonniacal Hydrogen Peroxide	Hydrogen peroxide 5ml 50% Ammonium Hydroxide 20 ml	For brass (must swab with cotton continuously during etching)
Aqueous ferric Chloride	Ferric chloride 10 g Hydrochloric acid 30 ml Water 120 ml	Suitable for brass , bronze, silver, copper, aluminium alloys

การวิเคราะห์ลักษณะของโครงสร้างที่ปรากฏในชิ้นงานนั้น ๆ พร้อมกับการวาดภาพสเก็ตช์หรือถ่ายภาพเป็นกระบวนการที่สำคัญ ผู้วิเคราะห์โครงสร้างที่ปรากฏในชิ้นงานได้ตานั้นจะต้องมีความรู้พื้นฐาน เช่น ส่วนผสมทางเคมีโครงสร้างหรือเฟสที่สำคัญที่ปรากฏในโลหะและโลหะผสม อย่างไรก็ตามสามารถตรวจสอบโครงสร้างหรือเฟสที่ปรากฏในโลหะหรือโลหะผสมนั้น ๆ ได้จากหนังสืออ้างอิงเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อผู้ดูแลเห็นว่าเป็นประโยชน์ในการศึกษาไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

หรือมาตรฐานการทดสอบต่าง ๆ เช่น ASM Handbook (Metallography) ASTM Standard เป็นต้น ตัวอย่างของการเขียนการวิเคราะห์ลักษณะโครงสร้างที่ปรากฏในชิ้นงานโลหะชนิดต่าง ๆ [25]

2.1.8 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

โครงสร้างจุลภาค (Microstructure) เป็นสิ่งสำคัญที่มีผลต่อสมบัติทางกายภาพและทางกล โครงสร้างจุลภาคจะทำได้โดยการสังเกตในระดับจุลทรรศน์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงหรือกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน ในการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคจะกล่าวถึงจำนวนและอัตราส่วนของเฟส การกระจายตัวของเฟสต่าง ๆ โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนั้นขึ้นอยู่กับตัวแปรหลายตัว เช่น ส่วนผสม ชนิดของโลหะผสม รวมทั้งวิธีการทางความร้อนก็ส่งผลให้โครงสร้างจุลภาคแตกต่างกัน การเตรียมตัวอย่างเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคได้โดยการขัดผิวชิ้นงานให้เรียบแล้วกัดกรดผิวด้วยสารเคมี หลังจากการเตรียมผิวชิ้นงานเสร็จแล้วแต่ละเฟสสามารถแยกออกจากกันอย่างชัดเจน เช่น สีของเฟสที่แตกต่างกันในกรณีที่มีเฟสเดียว เช่น ธาตุบริสุทธิ์หรือสารละลายของแข็งจะเรียกอนุภาคนั้นว่า ตะกอน (Precipitate) แต่ถ้าหากอนุภาคนั้นเกิดจากสารมลทิน เช่น แมงกานีส ซัลไฟด์ในเนื้อเหล็กกล้าและเหล็กหล่อจะเรียกอนุภาคนั้นว่า อินคลูชัน สมบัติทางกายภาพ (Physical Properties) ของโลหะขึ้นอยู่กับโครงสร้างของโลหะและการจัดเรียงตัวของอะตอมในโลหะ การศึกษาโครงสร้างทางโลหะวิทยาของโลหะเป็นขั้นตอนพื้นฐานที่สำคัญในการตรวจสอบคุณภาพตลอดจนใช้เป็นหลักฐานเบื้องต้นในการวิเคราะห์หาสาเหตุของความเสียหายของชิ้นส่วนโลหะนั้น ๆ

จากการศึกษาโครงสร้างทางโลหะวิทยาแบ่งได้ คือ การตรวจสอบโครงสร้างในระดับมหภาค และการตรวจสอบโครงสร้างในระดับจุลภาค

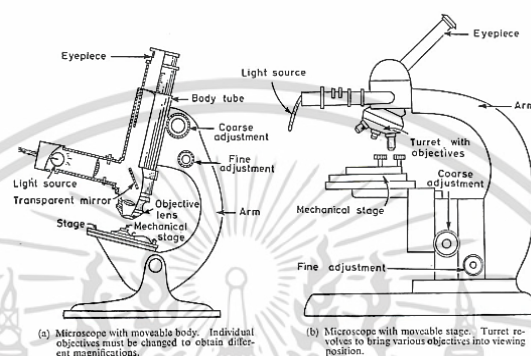
การตรวจสอบในระดับมหภาค (Macro-Scopic examination) เป็นการตรวจสอบโครงสร้างทางโลหะวิทยาของตัวอย่างชิ้นงานโดยใช้กำลังขยายต่ำ กล่าวคือ เมื่อเตรียมชิ้นงานโดยการขัดหยาบ ขัดละเอียด ขัดเงา (Polishing) และกัดกรด (Etching) แล้วสามารถตรวจสอบได้โดยตาเปล่า (Visual inspection) หรือใช้กำลังขยายได้ไม่เกิน 10 เท่า

การตรวจสอบในระดับจุลภาค (Micro-Scopic examination) เป็นการตรวจสอบโครงสร้างของชิ้นงานโลหะโดยใช้กำลังขยายที่สูงขึ้น คือ ตั้งแต่ 10 เท่า เป็นต้นไป ซึ่งอุปกรณ์หลักที่ใช้ในการตรวจสอบโครงสร้างในระดับจุลภาค คือ กล้องจุลทรรศน์สำหรับงานทางโลหะวิทยา (Metallurgical Microscope) หรือกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope) โดยจะมีกำลังขยายอยู่ที่ระหว่าง 10-1,000 เท่า ที่กำลังขยายสูงช่วยทำให้เกิดการจำแนกชนิดของเฟส (Phase) โครงสร้าง (Structure) ที่ปรากฏอยู่รวมถึงลักษณะรูปร่างและขนาดของเฟสหรือโครงสร้างนั้น ๆ ในชิ้นงาน ตัวอย่างได้ง่ายขึ้น หลักการทำงานของกล้องจุลทรรศน์แบบแสงในบางกรณีที่โครงสร้างหรือเฟสที่ปรากฏในตัวอย่างชิ้นงานมีขนาดเล็กมากจนไม่สามารถตรวจสอบได้ที่ระดับกำลังขยาย 10-1,000 เท่า จึงต้องมีการเลือกใช้เครื่องมือหรืออุปกรณ์ที่มีศักยภาพสูง ในที่นี้คือมีกำลังขยายที่มากกว่ากล้อง

จุลทรรศน์แบบใช้แสงและใช้แหล่งกำเนิดแสงจากลำแสงอิเล็กตรอน ดังนั้นกล้องชนิดนี้จึงได้ชื่อว่า เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

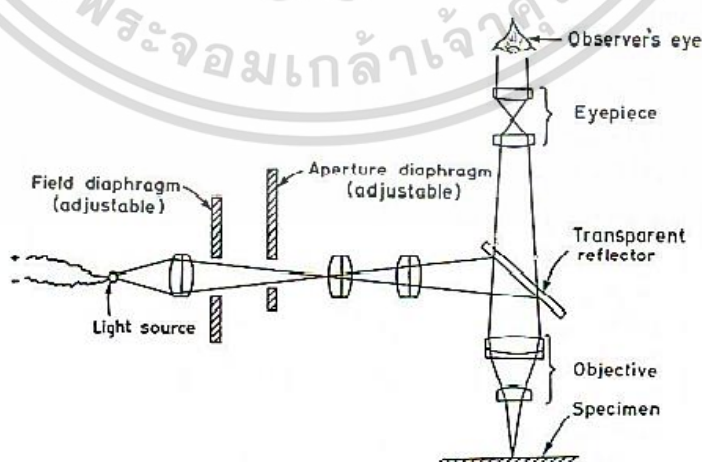
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

“กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน” กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนที่ใช้งานในทางโลหะมีอยู่ 2 ชนิด คือ กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน และกล้องจุลทรรศน์สำหรับงานทางโลหะวิทยาหรือกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงมีอยู่หลายลักษณะด้วยกัน เช่น ชนิดที่ตัวโครงสร้างของกล้องสามารถเคลื่อนย้าย แต่ที่มีความนิยมใช้งานในปัจจุบันและมีการใช้งาน ณ ห้องปฏิบัติการทางโลหะวิทยาภาพ คือ กล้องจุลทรรศน์ชนิดที่ฐานแท่นรองรับชิ้นงานตัวอย่างสามารถเลื่อนไป-มา แสดงดังรูปที่ 2.31



รูปที่ 2.31 ส่วนประกอบของกล้องจุลทรรศน์แบบแสง [25]

การทำงานของกล้องจุลทรรศน์ แสดงดังรูปที่ 2.32 กล้องจุลทรรศน์จะประกอบด้วยแหล่งกำเนิดแสงซึ่งจะส่งลำแสงผ่านเลนส์รวมและแสงไปตกกระทบแผ่นแก้วสะท้อนแสง (Transparent Reflector) ทำให้แสงดังกล่าวตกลงในลักษณะที่ตั้งฉากกับผิวชิ้นงาน ผิวชิ้นงานที่ได้ผ่านการเตรียมมาแล้วก็จะสะท้อนแสงกลับขึ้นไปผ่านเลนส์วัตถุ (Objective Lenses) แล้วผ่านเลนส์ตา (Eyepiece) ก่อนจะผ่านเข้าตาทำให้เห็นภาพขยายของโครงสร้างชิ้นงานดังกล่าว [25]



รูปที่ 2.32 หลักการทำงานของกล้องจุลทรรศน์สำหรับงานทางโลหะวิทยา [25]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.1.9 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope; SEM)

กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด แสดงดังรูปที่ 2.33 เป็นกล้องจุลทรรศน์ที่ใช้ศึกษาพื้นผิวของตัวอย่าง โดยลำอิเล็กตรอนจะส่องกราดไปบนผิวของวัตถุทำให้ได้ภาพซึ่งมีลักษณะเป็นภาพ 3 มิติ มีกำลังขยาย 20-800,000 เท่า โดยที่เครื่องวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน (Energy Dispersive X-Ray Spectrometer: EDS) สามารถศึกษาชนิดปริมาณและการกระจายขององค์ประกอบธาตุของวัสดุหรือสารมลทินบนพื้นผิวของวัสดุที่นำมาศึกษาได้ เครื่องนี้สามารถวิเคราะห์ธาตุได้ตั้งแต่ Boron (B) ถึง Uranium (U) โดยการวิเคราะห์สามารถแสดงผลเป็นชนิดและปริมาณของธาตุ รวมถึงสามารถทำ Map และ Linescan (เฉพาะที่ติดตั้งกับ SEM เท่านั้น) ได้อีกด้วย ซึ่งข้อมูลที่ได้สามารถนำไปใช้ในการปรับปรุงและพัฒนางานวิจัย งานในกระบวนการผลิต งานวิเคราะห์ความเสียหายของวัสดุ งานแก้ไขปัญหาอุตสาหกรรมและงานควบคุมคุณภาพของวัสดุได้เป็นอย่างดี [25, 26]

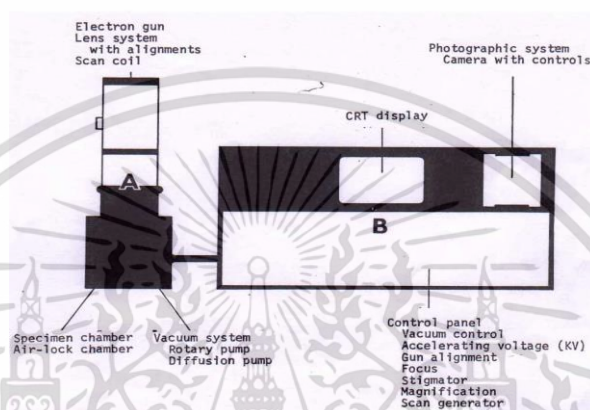


รูปที่ 2.33 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด

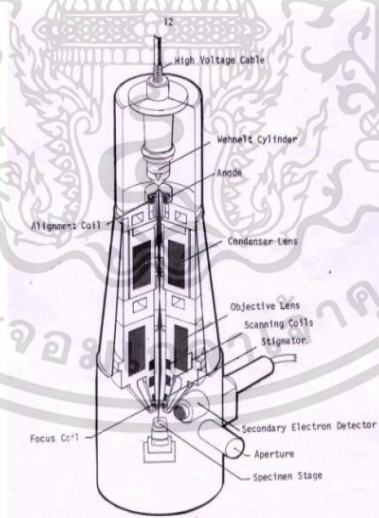
2.1.9.1 ส่วนประกอบพื้นฐานของ SEM

SEM ทั่วไปประกอบด้วยโครงสร้างที่คล้ายคลึงกัน โครงสร้างง่าย ๆ ที่เห็นได้ชัดแบ่งได้เป็น 2 ส่วนใหญ่ คือ ส่วนที่มีลักษณะคล้ายปล่องภายในกลวง เรียกว่า Column และส่วนที่เป็นตู้ควบคุมระบบไฟฟ้าทั้งหมด เรียกว่า Console Unit ทั้ง 2 ส่วนนี้สามารถเห็นได้ชัดเพราะเป็นลักษณะภายนอกทั่วไปของ SEM จะขาดอย่างใดอย่างหนึ่งเสียมิได้ เพราะ Column ยังประกอบด้วยส่วนประกอบพื้นฐานที่ให้กำเนิดอิเล็กตรอนแล้วรวบรวมให้ส่องไปยังผิวของตัวอย่างที่วางอยู่ในช่องตัวอย่างซึ่งอยู่บริเวณฐานของ Column อุปกรณ์ซึ่งรับสัญญาณที่เกิดขึ้นภายหลังอิเล็กตรอนกระทบตัวอย่างถูกจัดวางไว้อย่างเหมาะสมในบริเวณนี้เช่นกัน ส่วนภายใน Console Unit ซึ่งแผงควบคุมระบบควบคุมไฟฟ้าระบบสุญญากาศและระบบถ่ายภาพนั้นประกอบด้วยชิ้นส่วนของอุปกรณ์ไฟฟ้าที่จัดไว้เป็นระบบ เช่น การควบคุมลำแสงอิเล็กตรอนภายใน Column จำเป็นต้องใช้ปุ่มบังคับที่อยู่บนแผงควบคุมของ Console Unit นอกเหนือจาก Column และ Console Unit ซึ่งเป็นส่วนที่จำเป็นสำหรับ SEM แล้ว SEM ยังมีส่วนประกอบที่จำเป็นเช่นเดียวกับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

แบบ TEM คือ ระบบทำสุญญากาศ (Vacuum System) ระบบทำไฟฟ้าแรงสูง (High Voltage Generator) และระบบทำความเย็นโดยการหมุนเวียนน้ำเย็น (Water Cooling System) ซึ่งระบบต่าง ๆ เหล่านี้สามารถหารายละเอียดได้จากตำราหรือหนังสือที่เกี่ยวกับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนทั่วไป เพื่อจะให้เข้าใจถึงระบบการทำงาน SEM รวมทั้งการใช้และการบำรุง SEM ได้อย่างถูกต้องผู้ใช้หรือผู้ที่สนใจ SEM จำเป็นต้องศึกษาส่วนประกอบพื้นฐานต่าง ๆ ของ SEM ในรายละเอียดเพื่อให้ได้ทราบถึงทฤษฎีและเหตุผลของแต่ละส่วนที่จำเป็นสำหรับการใช้ SEM ให้มีประสิทธิภาพยิ่งขึ้น [26]



รูปที่ 2.34 ส่วนประกอบของระบบภายใน Column (A) และ Console Unit (B) ของ SEM [26]



รูปที่ 2.35 แผนภาพแสดงส่วนประกอบที่สำคัญของ SEM ที่เป็นจุดกำเนิดของภาพ [26]

2.1.9.2 เครื่องวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพและเชิงปริมาณด้วย EDS, EDX

เครื่องวิเคราะห์ EDS หรือ EDX เป็นชื่อที่ย่อมาจาก Energy Dispersive X-ray Spectrometer มักจะนิยมใช้และติดตั้งบนเครื่องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนไมโครสโคปแบบส่องกราด เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

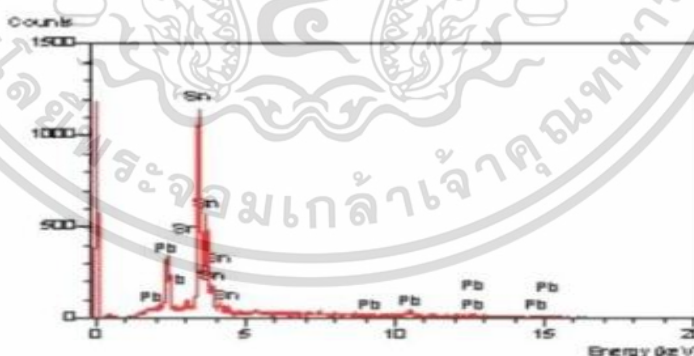
SEM มากที่สุด เป็นเครื่องมือประเภท Micro Analysis สามารถกำหนดจุดในการวิเคราะห์ได้ 2 แบบ คือ Area Analysis วิเคราะห์เป็นพื้นที่ตารางไมครอน μm^2 และ Point Analysis วิเคราะห์เป็นจุด จุดวิเคราะห์เล็กเป็นระดับไมครอนจนถึงระดับนาโน [27]

2.1.9.3 การวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพ (Qualitative Analysis)

การวิเคราะห์ธาตุเชิงคุณภาพ คือ การวิเคราะห์หาว่าตัวอย่างที่เราวิเคราะห์มีธาตุอะไรบ้างสามารถวิเคราะห์ได้ตั้งแต่ธาตุ โบรอน (B) ยูเรเนียม (U) ในการวิเคราะห์เชิงคุณภาพแค่บอกตัวอย่างว่ามีธาตุ แคลเซียม (Ca) ซิลิกอน (Si) ออกซิเจน (O) เหล็ก (Fe) แมกนีเซียม (Mg) และยังมีแมงกานีส (Mn) แต่ไม่ได้บอกว่าแต่ละธาตุมีกี่ % ซึ่งแสดง Spectrum ที่ยิ่งแบบเป็นจุด Point Analysis และจุด Area Analysis สามารถแสดงดังรูปที่ 2.36-2.37 [27]



รูปที่ 2.36 Spectrum ที่ยิ่งแบบเป็นจุด Point Analysis [27]



รูปที่ 2.37 Spectrum ที่ยิ่งแบบเป็นจุด Area Analysis [27]

2.1.9.4 การวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณ (Quantitative Analysis)

การวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณ คือ การวิเคราะห์หาว่าตัวอย่างที่เราวิเคราะห์มี % ธาตุอยู่ปริมาณเท่าไร โดยสามารถวิเคราะห์หา % ออกมาได้ 2 แบบ คือ แบบ Pure Element เราจะได้ผลเอกสารนี้เป็นเอกสารที่ส่งมอบไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

% ธาตุ หรือ % Element เป็นธาตุ ๆ เช่น CaSiO_3 ที่เราวิเคราะห์มี แคลเซียม (Ca) 41.37 %, ซิลิกอน (Si) 22.10 %, ออกซิเจน (O) 35.97 %, และเหล็ก (Fe) 0.08 % รวมเป็น 100 % ซึ่งการวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณแบบ Pure Element แสดงดังตารางที่ 2.8 และแบบ Compound Element แบบนี้จะบอก % ธาตุอยู่ในรูปออกไซด์ เช่น ตามตัวอย่าง CaSiO_3 วิเคราะห์มี แคลเซียมออกไซด์ (CaO) 54.54 %, ซิลิกอนออกไซด์ (SiO_2) 44.74 %, เหล็กออกไซด์ (FeO) 0.12 % และแมกนีเซียมออกไซด์ (MgO) 0.06 % รวมแล้วเป็น 100 % การวิเคราะห์แบบนี้เหมาะกับตัวอย่างที่เป็น Oxide, Mineral, Nature, Compound, Sulfides, Rareearth, Glass, Geology, Ceramic, Material, Related, Semiconductor, Magnetic, Superconductor, Material, Dis-play, Material เป็นต้น ซึ่งแสดงการวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณ แสดงดังตารางที่ 2.9 [27]

ตารางที่ 2.8 การวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณแบบ Pure Element [27]

Elm	Spec Type	Element %	Atomic %
O K	ED	35.97	55.12
Mg K	ED	0.04	0.04
Si K	ED	22.10	19.29
Ca K	ED	41.37	25.31
Mn K	ED	0.44	0.20
Fe K	ED	0.08	0.04
Total		100.00	100.00

ตารางที่ 2.9 การวิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณแบบ Compound Element [27]

Elm	Spec Type	Element %	Atomic %		Compound %	Nos. of iron
Mg K	ED	0.04	0.04	MgO	0.06	0.00
Si K	ED	22.10	19.29	SiO	44.74	0.43
Ca K	ED	41.37	25.31	CaO	54.54	0.56
Mn K	ED	0.44	0.20	MnO	0.54	0.00
Fe K	ED	0.88	0.04	Fe_2O_2	0.12	0.00
O	ED	39.57	58.87			1.43
Total		100.00	100.00		100.00	

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.1.10 การทดสอบคุณสมบัติทางความร้อน

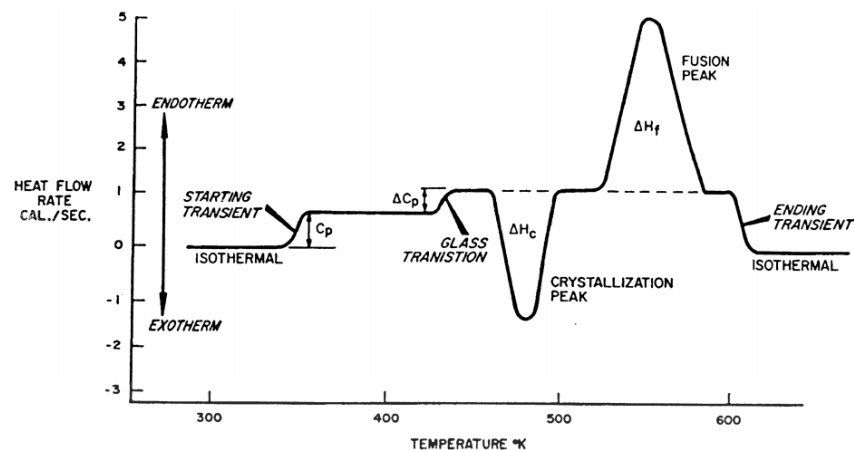
2.1.10.1 ดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งแคลอริมิเตอร์

ดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งแคลอริมิเตอร์ (Differential Scanning Calorimetry) หรือที่เรียกกันย่อ ๆ ว่า เครื่อง DSC แสดงดังรูปที่ 2.38 เป็นเครื่องวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงทางความร้อน (Thermal Transition) ของสารตัวอย่าง เป็นเทคนิคที่นิยมใช้ในการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อน (Thermal Analysis) ซึ่งสามารถวัดสมบัติทางกายภาพและเคมีของอาหารได้ วิเคราะห์ด้วยเครื่อง Differential Scanning Calorimeter โดยวัดความแตกต่างระหว่างการถ่ายเทความร้อน (Heat Flow) ไปยังตัวอย่างหรือออกจากตัวอย่างเทียบกับ Reference Pan วัดเป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิหรือเวลา สาเหตุที่ความร้อนของภาตทั้งสองจะเพิ่มด้วยอัตราที่ไม่เท่ากัน เนื่องจากภาตทั้งสองมีความแตกต่างกัน นั่นคือ Sample Pan มีตัวอย่างอยู่ข้างใน แต่ Reference Pan ไม่มี การมีสารตัวอย่างอยู่ข้างในทำให้ Sample Pan มีสารในปริมาณที่มากกว่า Reference Pan นั้นหมายความว่า Furnace ต้องให้ความร้อน Sample Pan มากกว่าที่ให้ Reference Pan เพื่อที่จะคงอัตราการเพิ่มอุณหภูมิให้เท่ากัน ดังนั้น Furnace ที่อยู่ใต้ Sample Pan จะต้องทำงานหนักกว่า Furnace ที่อยู่ใต้ Reference Pan คือมันต้องให้ความร้อนมากกว่า และการวัดความแตกต่างของปริมาณความร้อนจาก Furnace ทั้งสองนี้ ก็คือหน้าที่หลักของเครื่อง DSC และเพื่อให้เห็นภาพได้ง่าย จะสร้างกราฟโดยมีแกน X เป็นค่าของอุณหภูมิ และแกน Y เป็นค่าของความแตกต่างของปริมาณความร้อนของ Furnace ทั้งสอง ณ อุณหภูมิใดอุณหภูมิหนึ่ง แสดงตัวอย่างกราฟการวิเคราะห์ด้วย DSC ดังรูปที่ 2.39 [28, 29]



รูปที่ 2.38 เครื่อง Differential Scanning Calorimetry ของบริษัท Perkin Elmer [30]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.39 กราฟการวิเคราะห์ด้วย DSC [28]

โดยปกติแล้วการทดสอบสารตัวอย่างทำโดยการเพิ่ม (หรือลด) อุณหภูมิสารตัวอย่างด้วยอัตราการเพิ่มอุณหภูมิที่คงที่ (เช่น $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ ต่อ 1 นาที โดยเริ่มต้นที่ $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ และสิ้นสุดการทดลองที่ $300\text{ }^{\circ}\text{C}$) หรือการรักษาอุณหภูมิสารตัวอย่างไว้คงที่ (Isothermal) เป็นระยะเวลาหนึ่ง (เช่น $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ เป็นเวลา 10 ชั่วโมง) และสำหรับการทดลองส่วนใหญ่แล้ว บรรยากาศก็มีบทบาทสำคัญต่อผลการทดลองเช่นเดียวกับอุณหภูมิและอัตราการเพิ่มอุณหภูมิ โดยส่วนใหญ่แล้วบรรยากาศที่ใช้ในการทดลองมีสองแบบ คือ บรรยากาศเฉื่อย (Inert Atmosphere เช่น แก๊สไนโตรเจน) และบรรยากาศที่มีแก๊สออกซิเจน (Oxidizing Atmosphere เช่น แก๊สออกซิเจน หรืออากาศ)

ความร้อนที่ให้สารตัวอย่าง (Heat Flow) มีค่าสอดคล้องกับพลังงานที่ให้สารตัวอย่าง และถูกวัดในหน่วยมิลลิวัตต์ (milliwatts, mW) เมื่อนำค่าพลังงานมาคูณด้วยเวลาผลลัพธ์ที่ได้ คือ ปริมาณพลังงานที่ถูกแสดงในหน่วย มิลลิวัตต์วินาที (mW.s) หรือ มิลลิจูลล์ (mJ) พลังงานที่ให้สารตัวอย่างมีค่าสอดคล้องกับการเปลี่ยนแปลงเอนทัลปี การเปลี่ยนแปลงของเอนทัลปี (Enthalpy Transition) ของสารตัวอย่าง เมื่อสารตัวอย่างดูดพลังงาน เรียกว่า เอนทัลปีมีการเปลี่ยนแปลงแบบ Endothermic และเมื่อสารตัวอย่างคายพลังงาน เรียกว่า เอนทัลปีมีการเปลี่ยนแปลงแบบ Exothermic

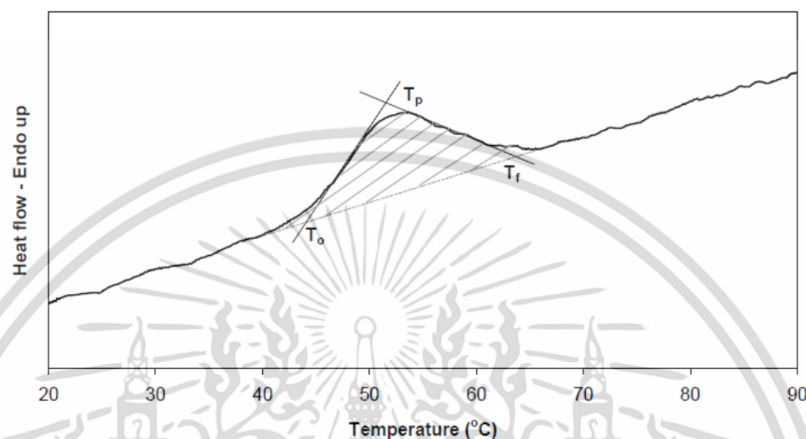
เมื่อสารตัวอย่างมีการเปลี่ยนแปลงทางกายภาพ เช่น การหลอมเหลว (Melting) Furnace ต้องให้ความร้อน Sample Pan มากกว่าที่ให้ Reference Pan เพื่อที่จะควบคุมอุณหภูมิของ Sample Pan และ Reference Pan ให้เท่ากัน ความร้อนจะถูกส่งผ่านไปยัง Sample Pan มากกว่าหรือน้อยกว่าที่ถูกส่งผ่านไปยัง Reference Pan นั้น ขึ้นอยู่กับว่าความเปลี่ยนแปลงที่เกิดขึ้นนั้นเป็นแบบ Exothermic หรือแบบ Endothermic

ในการวิเคราะห์ซึ่งหรือดูตัวอย่างใส่ใน Pan และปิดฝาให้สนิท DSC จะวิเคราะห์ค่าความแตกต่างระหว่างการถ่ายเทความร้อนเทียบกับ Reference Pan ซึ่งเป็น Pan เปล่าที่ไม่บรรจุตัวอย่าง DSC Heating Curve จะแสดงอุณหภูมิและความร้อนของการเปลี่ยนแปลง (Temperature and

Heat Transition) Temperature Transition แสดงดังรูปที่ 2.40 นั้น ได้แก่ Onset Temperature

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

(T_0), Peak Temperature (T_p) และ End Temperature (T_E) ซึ่งเป็นอุณหภูมิเริ่มต้น อุณหภูมิสูงสุด และอุณหภูมิสุดท้ายของการเปลี่ยนแปลงตามลำดับ พื้นที่ใต้กราฟสามารถใช้ในการคำนวณ Enthalpy of Transition (ΔH , J/g) หรือปริมาณความร้อนในการเปลี่ยนแปลงพลังงาน (ความร้อน) ที่ต้องการหรือปล่อยในระหว่างการเปลี่ยนแปลง ซึ่งยังสามารถบอกได้ถึงการจัดเรียงตัว (Ordering) ของตัวอย่าง [28, 29]



รูปที่ 2.40 Temperature Transition [28]

2.10.2 ค่าสัมประสิทธิ์การแปรผันของอุณหภูมิ

ค่าสัมประสิทธิ์การแปรผันของอุณหภูมิ ที่อัตราการให้ความร้อนเดียวกันในแต่ละลำดับการทดลอง เพื่อยืนยันว่าการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิมีค่าสัมประสิทธิ์การแปรผันที่ยอมรับได้ สามารถเริ่มคำนวณค่าเฉลี่ยของอุณหภูมิที่วัดได้ในแต่ละการทดลอง ดังสมการที่ (2.16)

$$\bar{x} = \frac{\sum x_i}{n} \quad (2.16)$$

เมื่อ $\bar{x}$ คือ ค่าเฉลี่ยอุณหภูมิ

x_i คือ อุณหภูมิที่วัดได้แต่ละการทดลอง

และ n คือ จำนวนครั้งที่ทดลอง

ค่าส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐาน (Standard Deviation; SD) ซึ่งเป็นค่าที่ใช้แสดงความแม่นยำของการทดลองซ้ำหลาย ๆ ครั้ง (ค่าที่บอกถึงค่าที่วัดได้อยู่ห่างไกลจากค่าเฉลี่ยมากเท่าใด) แสดงดังสมการที่ (2.17)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$$SD = \sqrt{\frac{\sum (x_i - \bar{x})^2}{n-1}} \quad (2.17)$$

ส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานสัมพัทธ์ (RSD) หาได้จากส่วนเบี่ยงเบนค่าส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานหารด้วยค่าเฉลี่ย ดังสมการที่ (2.18)

$$RSD = \frac{SD}{\bar{x}} \quad (2.18)$$

ค่าสัมประสิทธิ์ความแปรผัน (Coefficient of Variation; CV) คือ ส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานสัมพัทธ์ที่คำนวณเป็นร้อยละ แสดงดังสมการที่ (2.19) [31]

$$CV = \%RSD = \frac{SD}{\bar{x}} \times 100 \quad (2.19)$$

2.1.11 จลนพลศาสตร์การเกิดผลึก

การศึกษาการเกิดผลึกภายใต้สภาวะอุณหภูมิไม่คงที่ (Non-isothermal Crystallization) การศึกษาความสัมพันธ์ของการเกิดผลึกตามฟังก์ชันของอุณหภูมิสามารถพิจารณาได้จากกราฟภาพ DSC แสดงดังสมการที่ (2.20)

$$X_T = \frac{\int_{T_0}^T \left(\frac{dH_c}{dT} \right) dT}{\int_{T_0}^{T_\infty} \left(\frac{dH_c}{dT} \right) dT} \times 100\% \quad (2.20)$$

โดยที่ X_T คือ ระดับความเป็นผลึกสัมพัทธ์, $\frac{dH_c}{dT}$ คือ การไหลของความร้อน (Heat Flow) ของการสแกน DSC, T คือ อุณหภูมิที่เปลี่ยนแปลง, T_0 และ T_∞ คือ อุณหภูมิที่เริ่มเกิดการตกผลึกและอุณหภูมิสิ้นสุดตามลำดับ โดยเวลา (t) ของการตกผลึกภายใต้สภาวะอุณหภูมิไม่คงที่ สามารถอนุมานได้จากสมการที่ (2.21)

$$t = \frac{T_0 - T}{\phi} \times 100\% \quad (2.21)$$

โดยที่ ϕ คือ อัตราการเย็นตัว, T_0 คือ อุณหภูมิเริ่มต้นการตกผลึกที่ $t = 0$ และ T คือ อุณหภูมิที่เวลาตกผลึก t จากข้อมูลการทดลองตามพล็อตของ X_T ที่เป็นฟังก์ชันของ T ควรถูกแปลงเป็นระดับสัมพัทธ์ของผลึก (X_T) เป็นฟังก์ชันของเวลาโดยสมการ (2.21) ในกรณีนี้การวิเคราะห์จลนพลศาสตร์การเกิดผลึก ได้ดำเนินการเพื่อประเมินพฤติกรรมของการตกผลึกของของไหลชนิดกึ่งของแข็งโดยใช้แบบจำลอง Avrami ที่ดัดแปลงโดย Jeziorny แสดงดังสมการที่ (2.22) [32]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$$1-X_t = \exp(-Zt^n) \quad (2.22)$$

โดยที่ X_t คือ ระดับความเป็นผลึกสัมพัทธ์ ณ เวลา t , n คือ เลขชี้กำลังของอาฟรามิ (Avrami Exponent) ที่ขึ้นอยู่กับกลไกการสร้างนิวเคลียสและการเจริญเติบโต และ Z คือ ค่าคงที่ของอัตราการเติบโตที่เกี่ยวข้องกับพารามิเตอร์ของนิวเคลียสและอัตราการเติบโต ค่า n และ Z ถูกกำหนดจากความชันและจุดตัดของพล็อตของ $\ln[-\ln(1-X_t)]$ เทียบกับ $\ln t$ เขียนในรูปของสมการ (2.23)

$$\ln[-\ln(1-X_t)] = n \ln t + \ln Z \quad (2.23)$$

อย่างไรก็ตามเนื่องจากโดยทั่วไปแล้วสมการอาฟรามิถูกนำไปใช้กับการตกผลึกภายใต้สภาวะอุณหภูมิคงที่จึงไม่เหมาะสมสำหรับการอธิบายกระบวนการตกผลึกภายใต้สภาวะอุณหภูมิไม่คงที่ ที่เกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิอย่างต่อเนื่อง Jeziorny และคณะ [32] แนะนำว่าพารามิเตอร์อัตราการตกผลึก Z สามารถแก้ไขได้สำหรับอิทธิพลของอัตราการเย็นตัวโดยสมการที่ (2.24)

$$\ln Z_c = \left(\frac{\ln Z}{\phi} \right) \quad (2.24)$$

อย่างไรก็ตามพารามิเตอร์จลนพลศาสตร์ของ Z_c ไม่คงที่ในอัตราการสแกนที่แตกต่างกัน ครึ่งชีวิตการตกผลึก ($t_{1/2}$) ที่กำหนดเป็นเวลาที่ใช้เพื่อให้ทราบถึงครึ่งชีวิตของการตกผลึกสมบูรณ์สามารถคำนวณได้โดยสมการที่ (2.25) [32, 33]

$$t_{1/2} = \left(\frac{\ln 2}{Z} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (2.25)$$

2.2 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

จากงานวิจัยของสุชาติ จันทรณีย์ และไพโรจน์ สังขพิชญ์ [34] ได้ทำการศึกษาความสามารถการเปียกและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC305 และ SAC305-0.5In บนวัสดุฐานทองแดง โดยทดสอบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว ด้วย Differential Scanning Calorimetric (DSC, NETZSCH, DSC 200 F3 Maia) และทดสอบความสามารถการเปียกด้วยวิธี Sessile drop เพื่อหาความสัมพันธ์ของตัวประกอบการกระจายตัว อัตราส่วนการกระจายตัวพื้นที่การกระจายตัว และมุมสัมผัสของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่พัฒนาขึ้นกับตัวควบคุม โดยได้ศึกษาที่ 2 ตัวแปร 3 ระดับ คือ ที่อุณหภูมิการบัดกรี 240, 260 และ 300 °C และเวลาการบัดกรี 20, 30 และ 60 s ผลการทดลอง พบว่า เมื่อเติมธาตุเจืออินเดียม 0.5 wt.% ในโลหะบัดกรีไร้

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารตะกั่วชนิด SAC305 จุดหลอมเหลวลดลง 3.8 °C นอกจากนี้ ค่าเฉลี่ยของตัวประกอบการกระจายตัวและอัตราส่วนการกระจายตัวมีค่าเพิ่มขึ้นแปรผันตามอุณหภูมิการบัดกรีที่เพิ่มขึ้น โดยมีค่าเฉลี่ยสูงสุดเท่ากับ $91.25 \pm 0.53\%$ และ 7.75 ± 0.34 เท่า ตามลำดับ ในทางตรงกันข้ามค่าเฉลี่ยมุมสัมผัสของ SAC305-0.5In บนวัสดุฐานทองแดง มีค่าเฉลี่ยลดลงเมื่ออุณหภูมิการบัดกรีเพิ่มขึ้น โดยมีค่ามุมสัมผัสต่ำสุด เท่ากับ $19.88 \pm 1.29^\circ$ ที่อุณหภูมิการบัดกรี 300 °C ที่เวลาการบัดกรี 30 s และมีความสามารถในการเปียกที่ดี นอกจากนี้ พบว่า ชั้นความหนาของสารประกอบเชิงโลหะมีความหนาเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิการบัดกรีเพิ่มขึ้นและเกิดเฟส Cu_6Sn_5

ในงานวิจัยของ Benchabane และคณะ [35] ได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับการเกิดผลึกใหม่ (Recrystallization) ของทองแดงรีดเย็น โดยใช้ทั้งเทคนิคการวัดคุณสมบัติความร้อนดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งแคลอริมิเตอร์ (DSC) การตรวจสอบการเกิดผลึกใหม่ของทองแดงรีดเย็นตรวจสอบโดยใช้ทั้งเทคนิค DSC และวัดค่าความแข็งแบบวิกเกอร์ (Vickers Microhardness) พลังงานการกระตุ้น (Activation Energy) ของกระบวนการเกิดผลึกใหม่ถูกกำหนดโดยโมเดล Kissinger, Ozawa และ Boswell โดยใช้การวิเคราะห์ DSC และเปรียบเทียบกับที่ได้จากการวัดค่าความแข็ง จาก DSC พบว่า ค่าเฉลี่ยของพลังงานกระตุ้นมีค่าเท่ากับ 58 kJ/mol ในขณะที่จากการวัดค่าความแข็งจะมีค่าประมาณ 52 kJ/mol โดยกราฟของการเกิดผลึกใหม่ซึ่งเป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิกับค่าการทดสอบความแข็งและฟังก์ชันของอุณหภูมิกับค่าที่ได้จากการวิเคราะห์ DSC พบว่า มีค่าใกล้เคียงกันมาก ผลที่ได้รับในบทความนี้แสดงให้เห็นว่าทั้งสองวิธีเป็นวิธีที่มีประสิทธิภาพมากสำหรับการศึกษาการเกิดผลึกใหม่ของทองแดง

ในงานวิจัยของ Keith และคณะ [36] ศึกษาผลของอัตราการเย็นตัวของผลึก Cu_6Sn_5 โดยทำการทดลองจากแท่ง Sn-4Cu และ Sn-4Cu-0.05Ni พบว่า ผลึกของ Cu_6Sn_5 ที่มีการแทนที่ Cu ด้วย Ni บางส่วนจะคงรูปแบบผลึกแบบเฮกซะโกนอล (Hexagonal Crystal) ที่อัตราการทำความเย็นช้าที่ 50 °C/min การแพร่กระจายของเฟสเฮกซะโกนอล สามารถคงไว้ได้ถึง 50 °C ที่อัตราการเย็นตัวที่ 100 °C/min ที่อุณหภูมิ 160, 150 และ 140 °C เกิดการเปลี่ยนแปลงจากเฟสเฮกซะโกนอลไปสู่เฟสโมโนคลินิก (Monoclinic) โดยเริ่มขึ้นที่เวลา 400 วินาที ที่อุณหภูมิ 180 °C การเปลี่ยนแปลงไม่ได้เริ่มขึ้นภายในหนึ่งชั่วโมงและที่อุณหภูมิ 100 °C เฟสเฮกซะโกนอลจะไม่เปลี่ยนแปลงเป็นเวลานานถึง 1,000 วินาที

การศึกษาของ El-Daly และคณะ [8] ศึกษาเกี่ยวกับอิทธิพลของ Undercooling ที่ส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-6.5Zn-xCu ($x = 0, 0.5, 1.5 \text{ wt}\%$) พบว่า การเพิ่มปริมาณของทองแดงในโลหะบัดกรีส่งผลให้อุณหภูมิ Undercooling ของโลหะบัดกรี Sn-6.5Zn-xCu เพิ่มขึ้น การเย็นตัวของโลหะบัดกรีเกิดได้เร็วขึ้นทำให้ผลึกของสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดใหญ่ขึ้น การเพิ่ม 0.5% Cu ในการบัดกรี Sn-6.5Zn นำไปสู่การเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $\gamma\text{-Cu}_5\text{Zn}_8$ ที่มีลักษณะคล้ายดอกไม้สี่ซี่เข็มและลดปริมาณของเฟส Zn รูปเข็มในขณะที่การเพิ่ม 1.5% Cu นำไปสู่การสร้าง

สัณฐานวิทยาคล้ายเดนไดรต์แบบหยาดของเฟส $\gamma\text{-Cu}_5\text{Zn}_8$ นอกจากนี้ พบว่า การเติมปริมาณของ Cu เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เล็กน้อยไม่มีผลกระทบต่ออุณหภูมิยูเทคติก (Eutectic Temperature) ในขณะที่การเติม Cu จำนวนมากเกิดผลกระทบที่ไม่พึงประสงค์ต่ออุณหภูมิยูเทคติก ซึ่งอาจทำให้เกิดปัญหาในการผลิตมากมาย

จากงานวิจัยของ วลีรัตน์ เต่ากล้า และราชธีร เตชไพศาลเจริญกิจ [37] ได้ทำการทดลองด้วยวิธีการหลอมโลหะผสมไร้สารตะกั่ว 6 ชนิด คือ Sn-9Zn, Sn-7Zn, Sn-9Zn-4Cu-Bi, Sn-7Zn-4Cu-Bi, Sn-9Zn-2Cu-Bi, Sn-7Zn-2Cu-Bi (สัดส่วนเปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) เพื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีตะกั่ว-ดีบุก จากท้องตลาด โดยการเติมทองแดงในส่วนผสมเพื่อช่วยเสริมสมบัติความแข็งแรงและการต้านทานการกัดกร่อน ในขณะที่บิสมัทช่วยในการลดจุดหลอมเหลวของระบบโดยวิเคราะห์ทดสอบเชิงกายภาพของโลหะบัดกรีทุกสูตรโดยเทคนิค Sessile Drop Spread Test เพื่อทดสอบการเปียกผิว, Universal testing machine (UTM) เพื่อทดสอบความแข็งแรงในการประสาน, Differential scanning calorimeter (DSC) เพื่อวิเคราะห์จุดหลอมเหลว และ X-Ray Fluorescent (XRF) เพื่อวิเคราะห์สัดส่วนทางเคมีหลังการหลอม จากผลการวิเคราะห์ทางความร้อนด้วย DSC และทางกลด้วย UTM พบว่า สูตรโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่มีการเติมทองแดงส่งผลต่อการเพิ่มจุดหลอมเหลวและเพิ่มความต้านทานแรงดึงของการประสาน มากกว่าสูตรที่ไม่มีการเติมทองแดง ผลจากภาพถ่ายด้วยวิธีการ Sessile Drop Spread Test สำหรับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว พบว่า โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของสังกะสีต่ำและทองแดงสูงจะมีความสามารถในการเปียกผิวที่ดี อันเนื่องมาจากผลของการลดสังกะสีเพื่อลดอุณหภูมิจุดหลอมเหลวและการเพิ่มทองแดงเพื่อลดการเกิดออกซิเดชัน

จากงานวิจัยของ นิวัฒน์ มูแกม [38] ได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับผลกระทบของสภาวะการเย็นตัวต่อโครงสร้างจุลภาคโครงสร้างผลึกและชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu และ Sn-0.3Ag-0.7Cu กับโลหะพื้นทองแดง บัดกรีด้วยวิธีการจุ่มที่อุณหภูมิ 300 °C เวลา 5, 10, 20 และ 40 s โดยปล่อยให้เย็นตัวในอากาศเปรียบเทียบกับกรเย็นตัวในน้ำ พบว่า หลังการบัดกรีเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ที่ระหว่างโลหะบัดกรีและทองแดง โดยชั้น Cu_6Sn_5 มีความหนาเพิ่มมากขึ้นเมื่อเพิ่มเวลาการบัดกรี และผลกระทบจากการเย็นตัวในน้ำทำให้ชั้น Cu_6Sn_5 มีความหนาน้อยกว่าการเย็นในอากาศ เมื่อคำนวณค่าคงที่การเติบโต (k) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสำหรับโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu มีค่าเท่ากับ 0.71 และ 0.72 เมื่อ n เท่ากับ 0.40 และ 0.35 จากการเย็นตัวในอากาศและในน้ำตามลำดับ

จากงานวิจัยของ กมลวิภา พึ่งเจียก และคณะ [39] ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการบัดกรีที่มีต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi กับแผ่นรองทองแดง และได้อธิบายความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นกับอุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการบัดกรีด้วยสมการทางคณิตศาสตร์ที่ได้จากการวิเคราะห์การถดถอย ในการบัดกรีเป็นการบัดกรีแบบจุ่มโดยใช้แผ่นทองแดงเป็นแผ่นรอง และทำการบัดกรีกับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-58Bi ที่อุณหภูมิ 170, 190 และ 210 องศาเซลเซียส และ

ใช้เวลาการบัดกรี 5, 15 และ 25 วินาที จากการศึกษา พบว่า สารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นที่รอยเอกสาร์นี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บัดกรีเป็น Cu_6Sn_5 ที่ทุกอุณหภูมิและเวลาในการบัดกรี และความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจะเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิและเวลาที่เพิ่มขึ้น และสมการทางคณิตศาสตร์ที่สร้างขึ้นด้วยวิธีการวิเคราะห์การถดถอยพหุคูณสามารถทำนายความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้อย่างแม่นยำ โดยมีค่าเฉลี่ยของความผิดพลาดในการทำนาย เท่ากับ 1.81%

ในงานวิจัยของ กฤษฎา สุรวัฒนวิเศษ และคณะ [40] ศึกษาวัสดุที่ใช้เชื่อมติด 2 ชนิด คือ ลูกบอลบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu คู่กับ Ni-Au pad และ OSP pad และใช้อุณหภูมิในการเชื่อมติดลูกบอลบัดกรี 3 ระดับ ด้วยกระบวนการเชื่อมติดลูกบอลบัดกรี ศึกษาความหนา และรูปแบบการเกิดสารประกอบเชิงโลหะจากภาพถ่ายอิเล็กตรอนสะท้อนกลับของชิ้นงานตัวอย่างภาคตัดขวาง และวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดด้วยวิธีไร้ชิ้นงานมาตรฐาน โดยใช้อุปกรณ์ตรวจแยกระดับพลังงาน พบว่า สารประกอบเชิงโลหะมีลักษณะจำเพาะที่แตกต่างกัน โดยเกิดเป็นสารประกอบเชิงโลหะชนิด $(\text{NiCu})_3\text{Sn}_4$, $(\text{CuNi})_6\text{Sn}_5$ และ Cu_6Sn_5 ที่มีความหนาและรูปร่างแตกต่างกันตามชนิดของวัสดุที่ใช้เชื่อมติดและอุณหภูมิที่ใช้เชื่อมติด ซึ่งพบว่า สารประกอบเชิงโลหะชนิด Cu_6Sn_5 มีความหนามากที่สุด ในขณะที่ $(\text{NiCu})_3\text{Sn}_4$ มีความหนาน้อยที่สุด

ดังนั้นจากผลงานวิจัยที่ผ่านมาอิทธิพลต่าง ๆ ของกระบวนการและชนิดของโลหะบัดกรีสามารถส่งผลกระทบต่อความเชื่อถือได้ของโลหะบัดกรีเมื่อนำไปใช้งานได้ การศึกษาอิทธิพลของธาตุเติมในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว และอัตราการเย็นตัวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วจึงเป็นสิ่งสำคัญกับการใช้งานของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์

บทที่ 3

วิธีการดำเนินการวิจัย

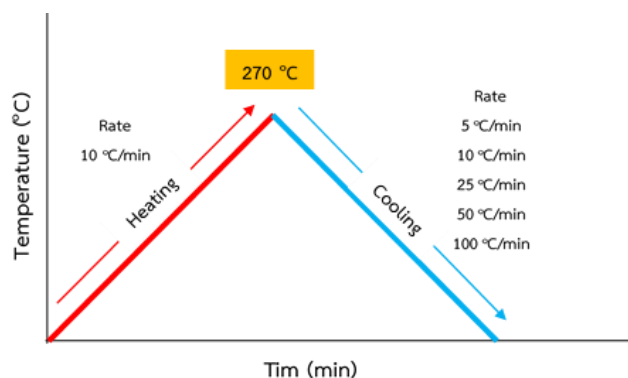
3.1 การศึกษาการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu

3.1.1 วัสดุอุปกรณ์และวิธีการทดลอง

ในการทดลองใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ซึ่งเป็นโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิดที่มีอุณหภูมิการหลอมเหลวอยู่ที่ประมาณ 227 °C นับว่าเป็นอุณหภูมิสูงเมื่อนำมาเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีในกลุ่ม Sn-Pb ที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ [4] โดยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่ใช้มีปริมาณความเข้มข้นของทองแดงที่แตกต่างกัน ได้แก่ 0.7, 1.0 และ 3.0 wt% ซึ่งเป็นส่วนผสมที่นิยมใช้กันในภาคอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ แสดงอุณหภูมิโซลิดัส (Solidus Temperature) และอุณหภูมิลิควิดัส (Liquidus Temperature) ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ไว้ดังตารางที่ 3.1 สำหรับวิธีการทดลองทำการทดลองด้วยเครื่อง Differential Scanning Calorimeter (DSC) ยี่ห้อ PerkinElmer รุ่น DSC8000 โดยการนำโลหะบัดกรีมาตัดให้มีน้ำหนัก 5 ± 0.5 mg แล้ววางโลหะบัดกรีบนแผ่นทองแดง (Copper Crucible) ทำการให้ความร้อนตั้งแต่อุณหภูมิ 50 °C จนถึงอุณหภูมิ 270 °C ด้วยอัตราการให้ความร้อน (Heating Rate) ที่ 10 °C/min จากนั้นทำให้เย็นตัวไปจนถึงอุณหภูมิ 50 °C ด้วยอัตราการเย็นตัว (Cooling Rate) ที่แตกต่างกัน ได้แก่ 5, 10, 25, 50 และ 100 °C/min แสดงแผนภาพลักษณะทดลองของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ด้วยเครื่อง DSC ดังรูปที่ 3.1 หลังการทดลองนำชิ้นงานไปเตรียมตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นที่ระหว่างพื้นผิวของรอยต่อของโลหะบัดกรี Sn-Cu กับแผ่นทองแดง และวิเคราะห์พฤติกรรมทางความร้อนจากเส้นโค้งของ DSC

ตารางที่ 3.1 อุณหภูมิโซลิดัสและอุณหภูมิลิควิดัส [17]

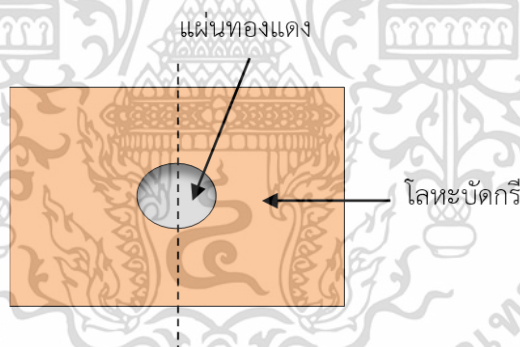
โลหะบัดกรี	Solidus Temperature (°C)	Liquidus Temperature (°C)
Sn-0.7Cu	227	227
Sn-1.0Cu	227	236
Sn-3.0Cu	227	300



รูปที่ 3.1 แผนภาพลักษณะทดลองของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ด้วยเครื่อง DSC

3.1.2 การเตรียมชิ้นงานสำหรับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

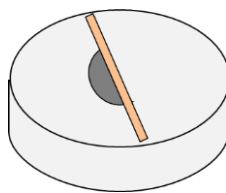
การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคจะต้องนำชิ้นงานที่ผ่านการทดลองทุกการทดลองมาทำตัดขวางผ่ากลางบริเวณพื้นผิวที่โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วมีการยึดติดกับพื้นของแผ่นทองแดง เพื่อเป็นการเตรียมชิ้นงานสำหรับการตรวจสอบลักษณะของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วกับแผ่นทองแดง ลักษณะการตัดชิ้นงาน แสดงดังรูปที่ 3.2



รูปที่ 3.2 ลักษณะการตัดชิ้นงาน

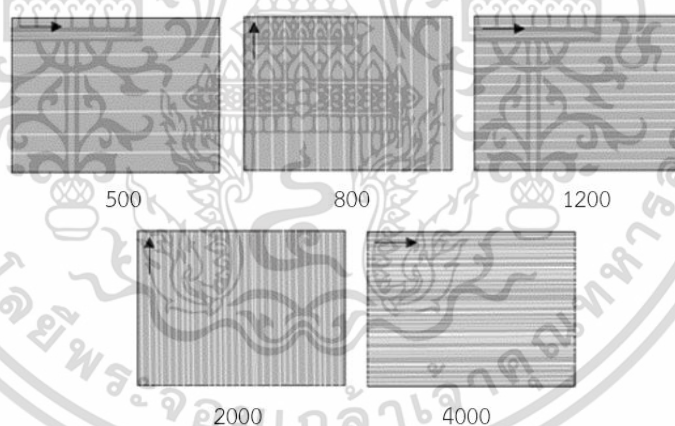
จากนั้นนำชิ้นงานมาทำการหล่อตัวเรือน โดยใช้เรซิน (Resin) ผสมกับตัวทำให้แข็ง (Hardener) อัตราส่วน 5.5:1 โดยปริมาตร รูปที่ 3.3 แสดงตัวอย่างการหล่อขึ้นรูปของชิ้นงาน การเตรียมผิวหน้าชิ้นงานสำหรับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคจะนำชิ้นงานมาขัดพื้นผิวหน้าด้วยกระดาษทรายที่มีอนุภาคหยาบไปจนถึงกระดาษที่มีอนุภาคละเอียด (Grinding) เริ่มขัดตั้งแต่กระดาษทรายเบอร์ 500, 800, 1200, 2000 และ 4000 ตามลำดับ ซึ่งจะมีการเปิดน้ำให้ไหลผ่านตลอดกระบวนการขัดงานด้วยกระดาษทราย

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.3 ตัวอย่างการหล่อขึ้นรูปของชิ้นงาน

ลักษณะการขัดชิ้นงานด้วยกระดาษทรายนั้นจะมีลักษณะในการขัด คือ เมื่อเปลี่ยนกระดาษทรายจะต้องขัดในทิศทางตรงกันข้ามกับทิศทางเดิม แสดงดังรูปที่ 3.4 หลังจากการขัดด้วยกระดาษทรายเสร็จแล้วจะมีการนำชิ้นงานไปล้างทำความสะอาดชนิดฟีนแอลกอฮอล์ (Alcohol) ลงที่ชิ้นงานแล้วเป่าให้แห้ง และนำไปขัดเงา (Polishing) ด้วยผงอะลูมินา (Al_2O_3) ขนาด $1.0\ \mu m$ และ $0.3\ \mu m$ ตามลำดับ เสร็จแล้วทำความสะอาดชิ้นงานขัดอีกครั้ง การขัดเตรียมผิวหน้าของชิ้นงานขัดด้วยเครื่องขัด ยี่ห้อ Struers รุ่น Labopol-1 และเพื่อความชัดเจนในการวิเคราะห์ชิ้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นที่รอยต่อของชิ้นงานจึงได้นำชิ้นงานที่ผ่านการขัดไปทำการกัดผิวด้วยลำไอออนอาร์กอน (Ar Ion Beam) ยี่ห้อ HITACHI รุ่น IM 4000 สภาวะที่ใช้ในการกัดผิวชิ้นงาน แสดงดังตารางที่ 3.2 จากนั้นจึงนำชิ้นงานไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะต่อไป



รูปที่ 3.4 ลักษณะและทิศทางในการขัดกระดาษทราย

ตารางที่ 3.2 สภาวะที่ใช้ในการกัดผิวชิ้นงาน

Milling Conditions	Parameter
Specimen	Solder
Accelerating	3 kV
Discharge Voltage	1.5 kV
Milling time	5 minutes

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 3.2 สภาวะที่ใช้ในการกัดผิวชิ้นงาน (ต่อ)

Milling Conditions	Parameter
Eccentricity	2 mm
Ion Beam Irradiation Angle	30°
Stage Control	F2 (25 r/min)

3.1.3 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและวิเคราะห์ผล

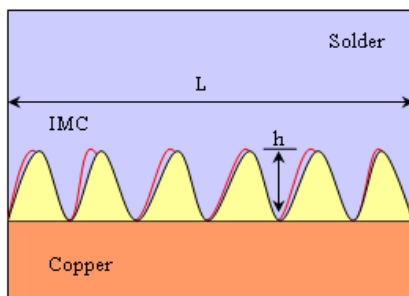
ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคระหว่างรอยต่อของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วกับแผ่นทองแดง โดยการนำชิ้นงานที่ผ่านการกัดผิวหน้าด้วยลำไอออนอาร์กอนแล้วนั้นไปตรวจดูโครงสร้างจุลภาคและชั้นสารประกอบเชิงโลหะด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope; SEM) ยี่ห้อ JEOL รุ่น JSM-6510LV ศึกษาองค์ประกอบทางเคมีเชิงปริมาณของชั้นสารประกอบเชิงโลหะโดยใช้ Energy Dispersive Spectrometry; EDS ยี่ห้อ OXFORD INSTRUMENTS รุ่น X-Max

3.1.4 การวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการบัดกรี

การเก็บข้อมูลความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะใช้เทคนิคการวัดผ่านภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์ส่องกราดที่กำลังขยายเท่ากันของแต่ละตัวอย่าง โดยมีวิธีการวัดที่สำคัญ คือ การวัดความหนาเฉลี่ยจากพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วและโลหะพื้นทองแดง โดยใช้โปรแกรม ImageJ ตัวอย่างการวัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ แสดงดังรูปที่ 3.5 โดยความหนาเฉลี่ยของชั้นคำนวณจากการแบ่งพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น ซึ่งจะคำนวณได้จากสมการที่ 3.1 [41]

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

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



รูปที่ 3.5 ตัวอย่างการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

3.2 การศึกษาพฤติกรรมทางความร้อนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu

หลังจากทำการทดลองโดยการให้ความร้อนกับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu บนแผ่นทองแดง ตั้งแต่อุณหภูมิ 50 °C จนถึงอุณหภูมิ 270 °C ด้วยอัตราการให้ความร้อนที่ 10 °C/min แล้วลดอุณหภูมิลงไปยังอุณหภูมิ 50 °C ด้วยอัตราการเย็นตัว 5, 10, 25, 50 และ 100 °C/min ด้วยเครื่อง DSC สามารถศึกษาพฤติกรรมทางความร้อนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ได้จากข้อมูลและกราฟที่ได้จาก DSC

3.2.1 กราฟ DSC

วิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงทางความร้อน (Thermal Transition) จากกราฟ DSC ได้แก่ Onset Temperature (T_{Onset}), Peak Temperature (T_{Peak}) และ End Temperature (T_{End}) ซึ่งเป็นอุณหภูมิเริ่มต้น, อุณหภูมิสูงสุด และอุณหภูมิสุดท้าย ของการเปลี่ยนแปลงของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่แตกต่างกัน

3.2.2 อุณหภูมิโซลิดัสและอุณหภูมิลิควิดัส

วิเคราะห์อุณหภูมิโซลิดัสและอุณหภูมิลิควิดัสจากกราฟ DSC และศึกษาช่วงของการหลอมละลายของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่ใช้ในการศึกษานี้มีจากผลต่างของอุณหภูมิลิควิดัส (T_{Peak}) และอุณหภูมิโซลิดัส (T_{Onset}) ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว ในช่วงกราฟของการดูความร้อนหรือการหลอมเหลว แสดงดังสมการที่ 3.2 [42]

$$\text{Melting Range} = T_{\text{Peak}} - T_{\text{Onset}} \quad (3.2)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.3 ค่าตัวแปรทางจลนพลศาสตร์

3.3.1 ค่าพลังงานการกระตุ้น

วิเคราะห์หาค่าตัวแปรทางจลนพลศาสตร์ (Kinetic Parameters) โดยคำนวณหาค่าพลังงานการกระตุ้น (Activation Energy) โดยเป็นค่าพลังงานน้อยที่สุดซึ่งอนุภาคของวัสดุจะต้องได้รับเพิ่มเพื่อทำให้เกิดปฏิกิริยา ซึ่งในการเกิดปฏิกิริยานั้นจำเป็นต้องใช้พลังงานในการกระตุ้น เนื่องจากพลังงานดังกล่าวจะทำให้อนุภาคของวัสดุที่เข้าทำปฏิกิริยามีการเปลี่ยนแปลง โดยอนุภาคของวัสดุจะเคลื่อนที่เร็วขึ้นเนื่องจากได้รับพลังงานเพิ่มขึ้น โอกาสที่อนุภาคชนกันในพื้นที่ที่เหมาะสมจะมากขึ้นทำให้มีพลังงานเพียงพอที่จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงเฟสได้

3.3.2 จลนพลศาสตร์การเกิดผลึก

ศึกษาจลนพลศาสตร์การเกิดผลึก (Crystallization Kinetics) ของการทดลองโดยลดอุณหภูมิของโลหะบัดกรี Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ด้วยอัตราการเย็นตัว 5 °C/min, 10 °C/min, 25 °C/min, 50 °C/min และ 100 °C/min ซึ่งเป็นการศึกษาการเกิดผลึกภายใต้สภาวะอุณหภูมิไม่คงที่ (Non-isothermal Crystallization) เนื่องจากเป็นวิธีแบบที่ในภาคอุตสาหกรรมนิยมใช้กัน

บทที่ 4

ผลการทดลองและอภิปราย

ในบทนี้แสดงผลการศึกษาอิทธิพลของปริมาณทองแดงและอัตราการเย็นตัวต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-xCu ซึ่งประกอบด้วยผลของการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะและการวิเคราะห์พฤติกรรมทางความร้อน แสดงผลการทดลองตามลำดับ ได้ดังนี้

4.1 โครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

4.1.1 การเกิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ

การเกิดชั้นและการเจริญเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะเป็นสิ่งที่กำหนดถึงความแข็งแรงและความน่าเชื่อถือได้ของรอยต่อ หากชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นมีความหนามากเกินไปจะเป็นผลเสีย เนื่องจากชั้นสารประกอบเชิงโลหะโดยธรรมชาติจะมีความเปราะ [3, 4] ซึ่งปฏิกิริยาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างทองแดงและดีบุกเริ่มต้นมักจะเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ที่ระหว่างพื้นผิวของรอยต่อ แต่สามารถเปลี่ยนเป็นเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 กับ Cu_3Sn ขึ้นได้ [5]

จากการทดลองโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วกับโลหะพื้นทองแดงเกิดปฏิกิริยาของทองแดงและดีบุกทำให้เกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างทองแดง [6] จากงานวิจัยที่ผ่านมา พบว่าสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn เกิดขึ้นได้โดยปฏิกิริยาระหว่างอะตอมดีบุกจากโลหะบัดกรีและอะตอมของทองแดงจากโลหะพื้น ซึ่งสามารถอธิบายได้ด้วยสมการที่ (4.1), (4.2) [43]



ซึ่ง Cu สามารถทำปฏิกิริยาโดยตรงกับ Cu_6Sn_5 ที่ผิวสัมผัส Cu/ Cu_6Sn_5 เกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn แสดงได้ดังสมการที่ (4.3) [43]

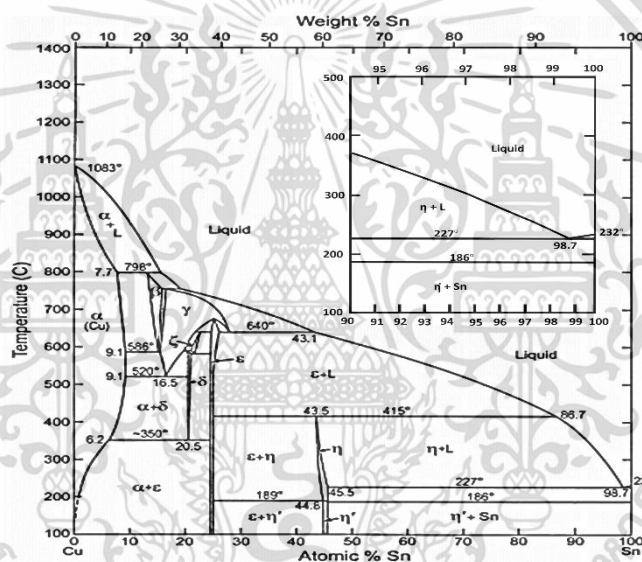


เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การเติบโตของ Cu_6Sn_5 ขึ้นอยู่กับปฏิกิริยาต่อไปนี้ ที่ด้าน Cu_6Sn_5 ของผิวสัมผัส $\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{Cu}_3\text{Sn}$ ปฏิกิริยาจะเกิดขึ้นระหว่างชั้น Cu_3Sn และอะตอมของ Sn จากชั้น Sn ซึ่งเขียนได้ดังสมการที่ (4.4) [44]



การเกิดขึ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างพื้นผิวสัมผัสสามารถพิจารณาจากสมดุลเฟส ไดอะแกรมของทองแดงและดีบุก (Sn-Cu) แสดงดังรูปที่ 4.1 ที่อุณหภูมิการทดลอง 270°C โดยเฟสที่สามารถเกิดขึ้นได้ คือ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn เท่านั้น โดยเกิดเฟส Cu_6Sn_5 ขึ้นมาก่อน จากนั้นจึงเกิดเฟส Cu_3Sn ขึ้นระหว่างทองแดงกับเฟส Cu_6Sn_5 [44]

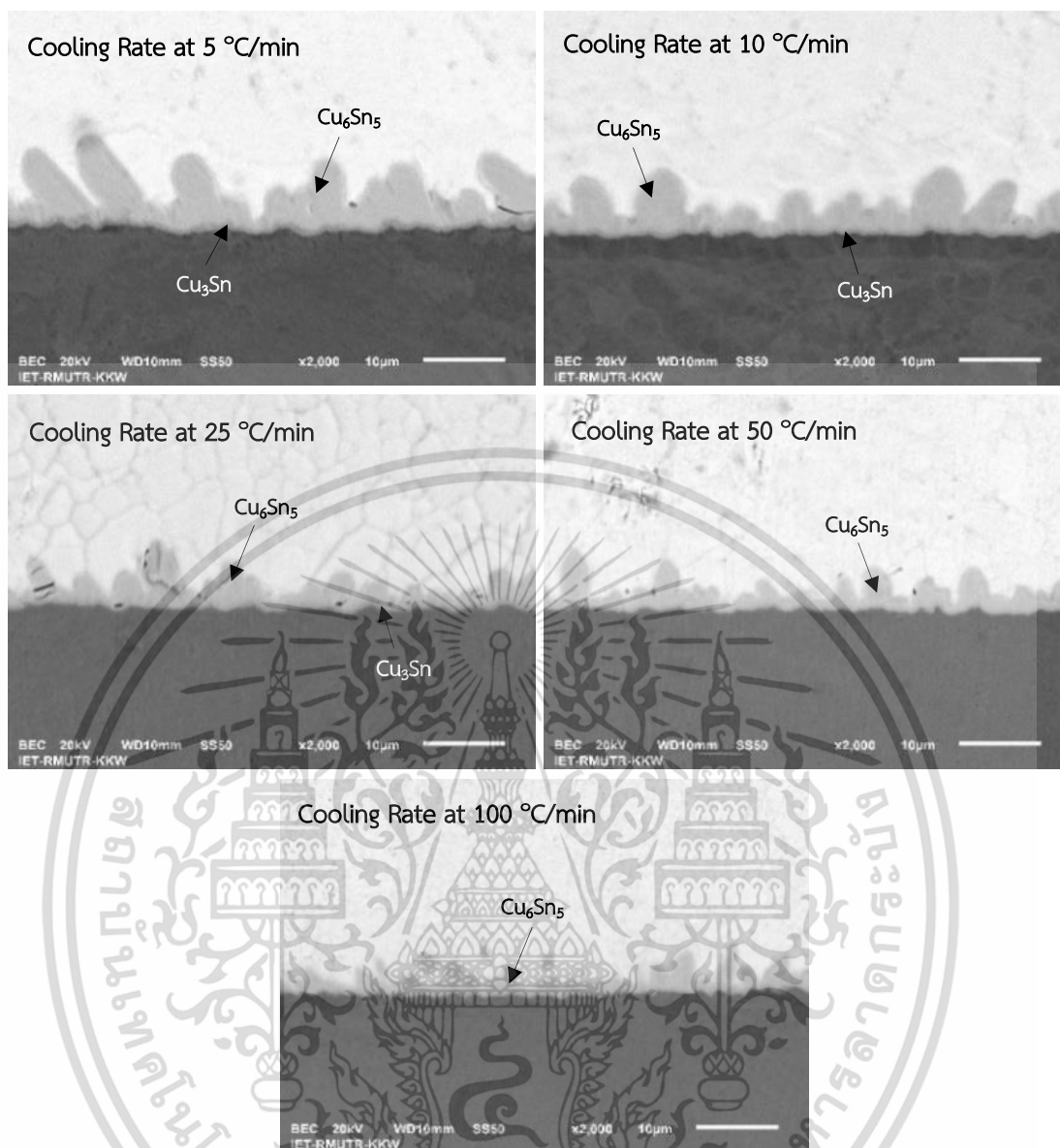


รูปที่ 4.1 เฟสไดอะแกรมของทองแดงและดีบุก (Sn-Cu) [45]

สารประกอบเชิงโลหะในแต่ละสภาวะการทดลองจากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดสามารถแสดงดังรูปที่ 4.2-4.5 สำหรับการทดลองกับโลหะบัดกรีชนิด Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ตามลำดับ ผลการทดลองจากการใช้อัตราการเย็นตัวที่ $5\text{--}25^\circ\text{C/min}$ ที่ระหว่างพื้นผิวโลหะบัดกรีและแผ่นทองแดงปรากฏขึ้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างพื้นผิวมี 2 เฟส (Phase) คือ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn แต่ขณะใช้การลดอุณหภูมิที่เร็วขึ้นที่ $50\text{--}100^\circ\text{C/min}$ พบขึ้นสารประกอบเชิงโลหะเพียงเฟสเดียว คือ Cu_6Sn_5 ซึ่งเกิดขึ้นเหมือนกันกับการนำโลหะบัดกรีทั้ง 4 ชนิด มาทดลอง ดังนั้นจึงทำการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของชั้นสารประกอบเชิงโลหะโดยใช้ Energy Dispersive Spectrometry (EDS) เพื่อวิเคราะห์ธาตุบริเวณชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและโลหะพื้นทองแดง

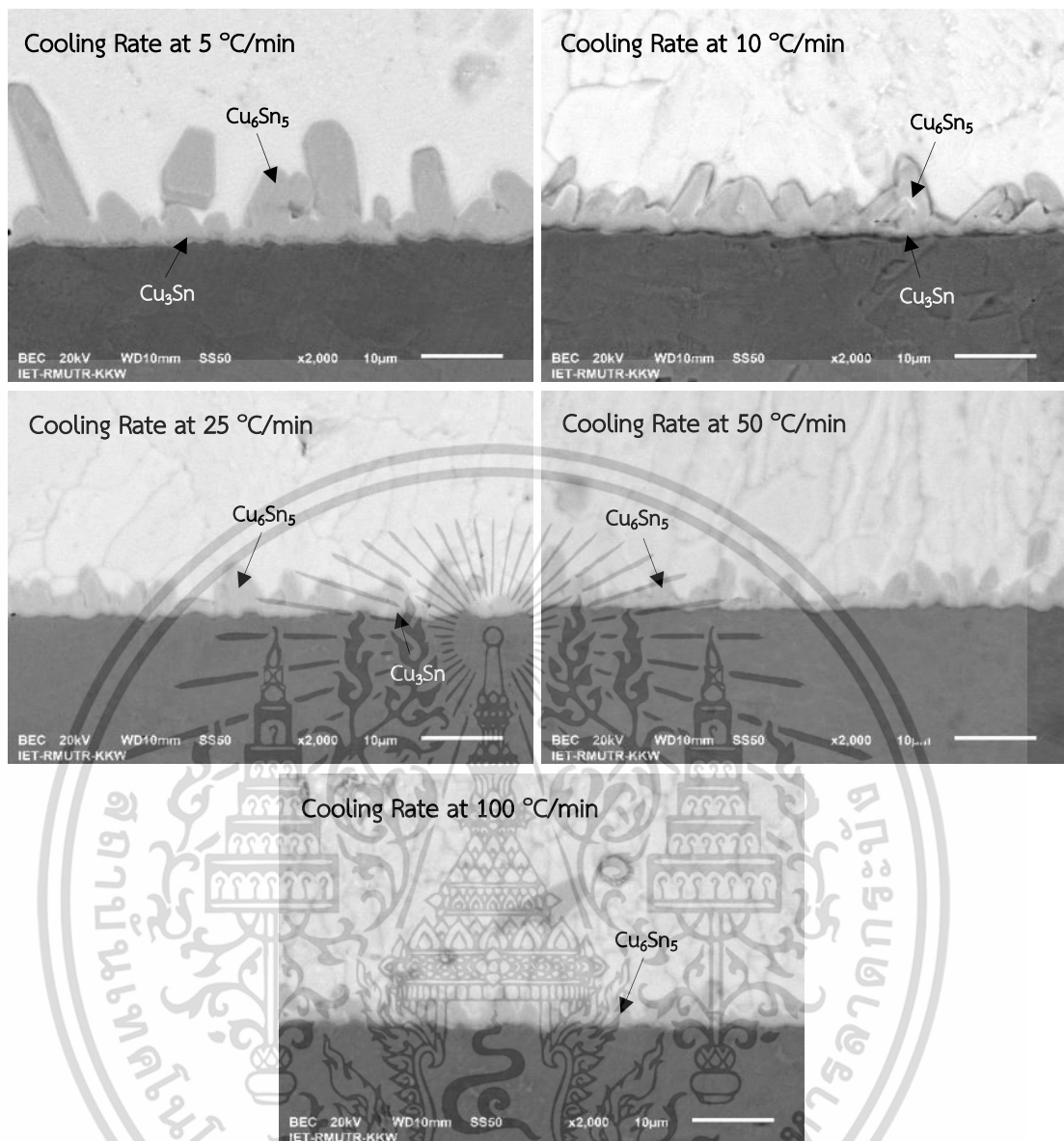
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



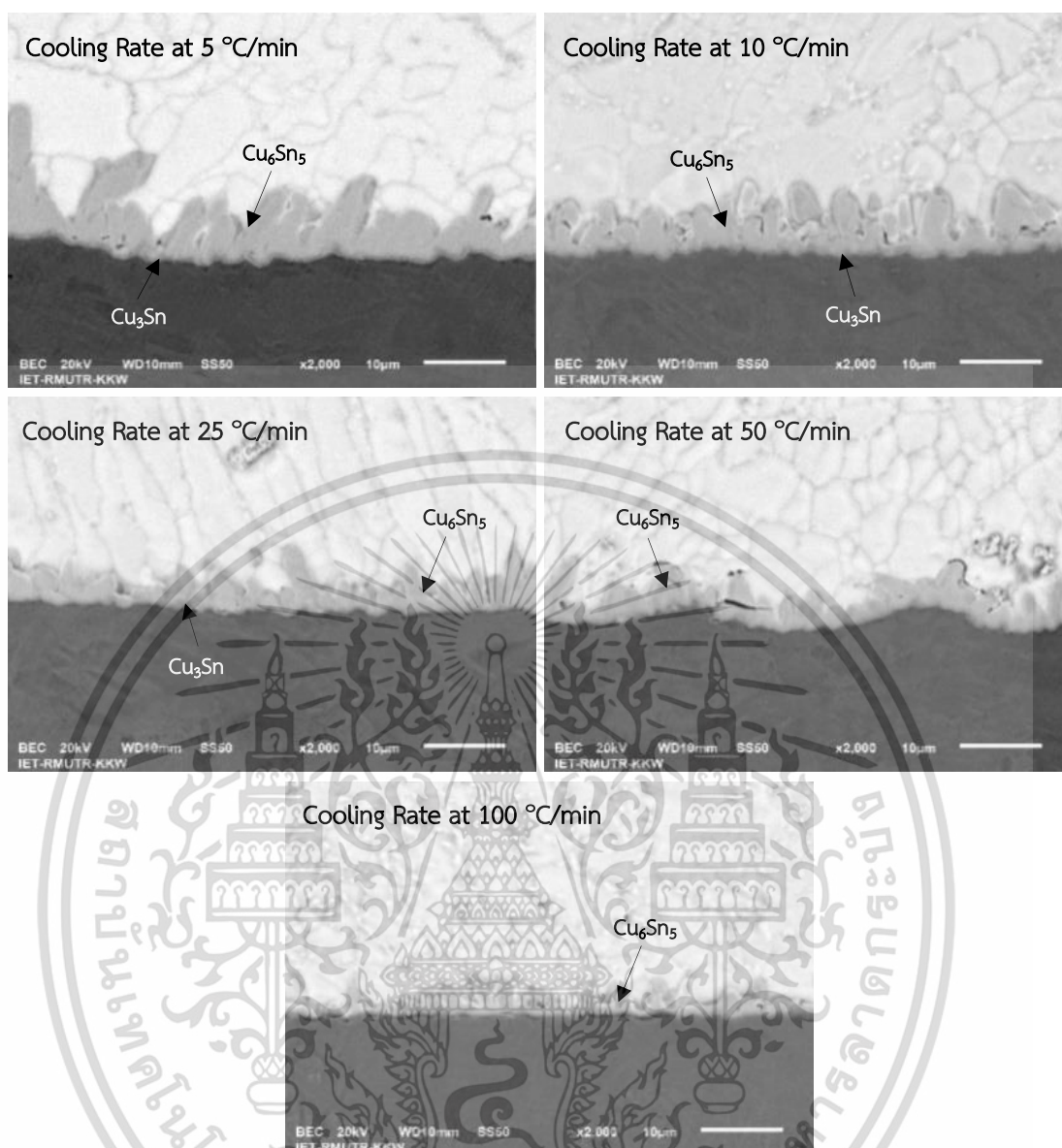
รูปที่ 4.2 ชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn/Cu

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



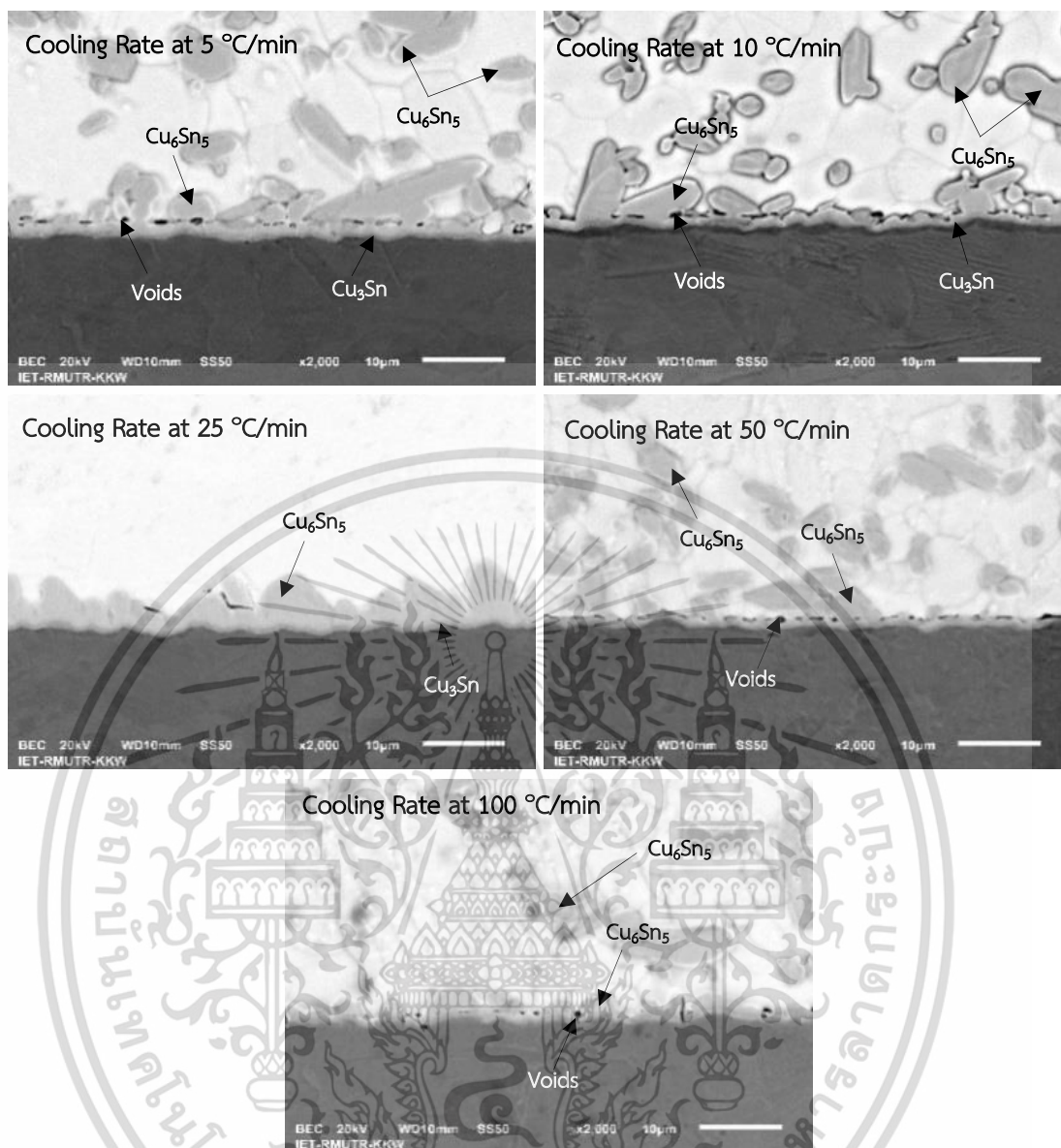
รูปที่ 4.3 ชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu/Cu

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.4 ชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu/Cu

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

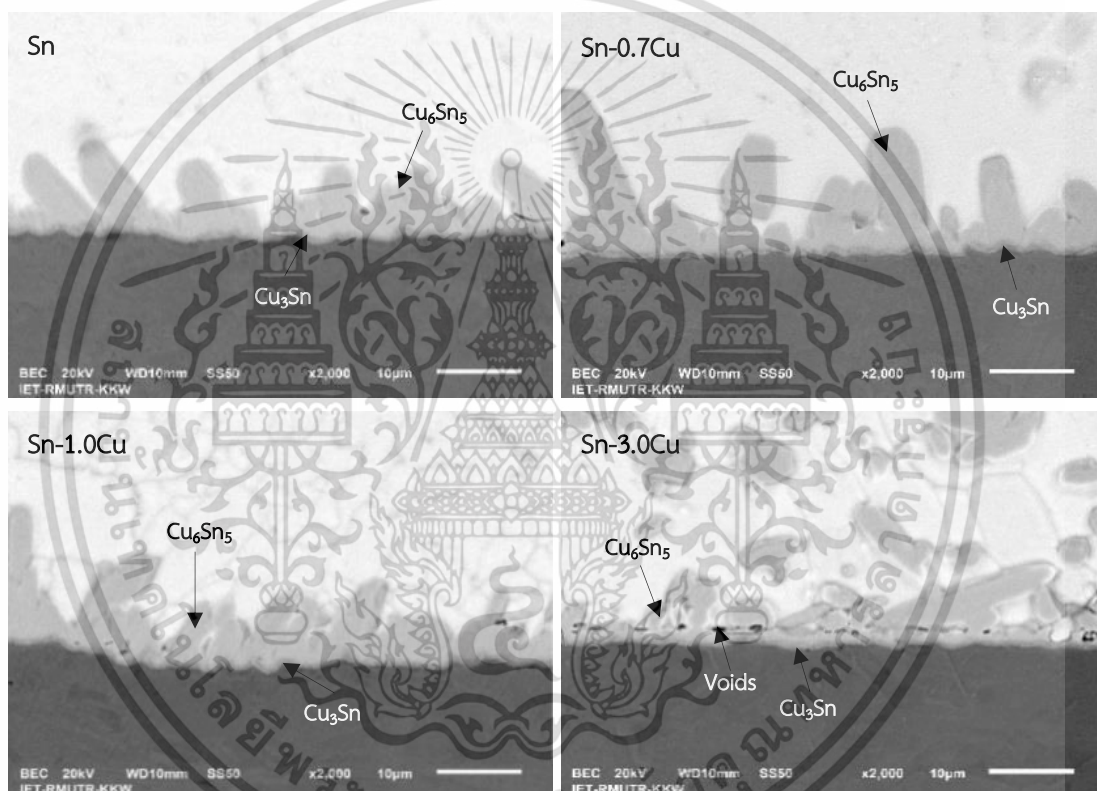


รูปที่ 4.5 ชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu/Cu

จากการตรวจสอบการเกิดขึ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยพิจารณาจากอัตราการเย็นตัว (Cooling Rate) ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วบนแผ่นทองแดงในการทดลองที่แตกต่างกัน ได้แก่ 5, 10, 25, 50 และ 100 °C/min โดยจากการทดลอง พบว่า ที่อัตราการเย็นตัวของโลหะบัดกรี 5, 10 และ 25 °C/min มีเฟสของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเกิดขึ้นเป็นสองเฟส ได้แก่ Cu₆Sn₅ และ Cu₃Sn บริเวณรอยต่อของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วบนแผ่นทองแดง ซึ่งเฟส Cu₃Sn นั้นพบระหว่างโลหะพื้นทองแดงและเฟส Cu₆Sn₅ (Cu/Cu₃Sn/Cu₆Sn₅) [46] แต่ที่อัตราการเย็นตัว 50 และ 100 °C/min สารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างรอยต่อ พบเพียงเฟสเดียว คือ Cu₆Sn₅ เนื่องจากเฟส Cu₃Sn นั้นจำเป็นต้องใช้ระยะเวลาในการเกิด ทำให้ที่อัตราการเย็นตัวสูงซึ่งหมายความว่า เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ใช้เวลาในการลดอุณหภูมิของชิ้นงานน้อยจึงไม่พบเฟส Cu_3Sn เกิดขึ้น สำหรับลักษณะสัณฐานวิทยาของชั้นสารประกอบที่เกิดขึ้นนั้น พบว่า ขนาดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจะแปรผกผันกับอัตราการเย็นตัวที่ใช้ในการทดลอง เมื่ออัตราการเย็นตัวในการทดลองเพิ่มขึ้นชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะมีขนาดที่ลดลง

พิจารณาการเกิดเฟสสารประกอบโลหะจากการทดลองโดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu กับแผ่นทองแดง จากอัตราการเย็นตัวเท่ากันแต่โลหะบัดกรีต่างชนิดกัน พบว่า ปริมาณของทองแดงมีผลต่อขนาดและความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยเมื่อเพิ่มปริมาณของทองแดงในโลหะบัดกรีชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีแนวโน้มที่จะมีขนาดใหญ่ขึ้น

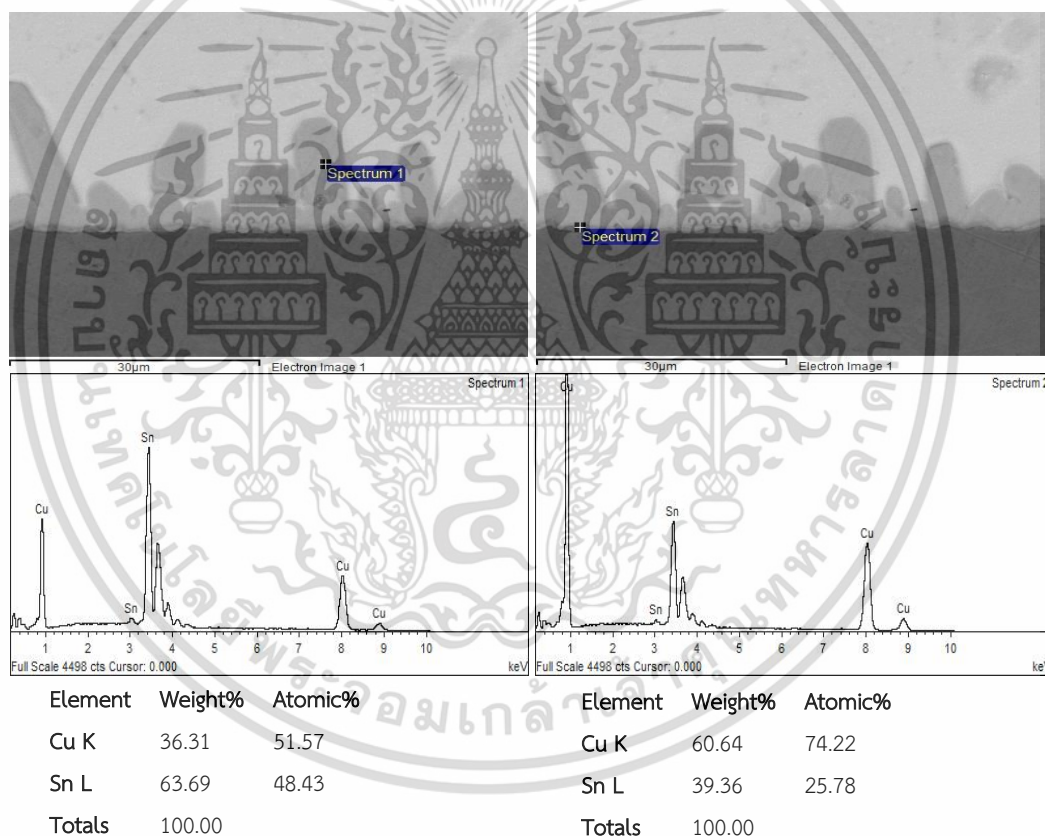


รูปที่ 4.6 ชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด ที่อัตราการเย็นตัว $5^\circ\text{C}/\text{min}$

จากการทดลองด้วยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-3.0Cu ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นมีลักษณะที่แตกต่างไปจากการทดลองด้วยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วอีก 3 ชนิด คือ มีเฟสของสารประกอบเชิงโลหะกระจายตัวอยู่ภายในฝั่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว ทำให้ขนาดและความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่บริเวณพื้นผิวสัมผัสมีความหนาค่อนข้างน้อยเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีชนิดอื่น นอกจากนั้นยังเกิดช่องว่างภายในเฟสชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ซึ่งช่องว่างที่เกิดขึ้นนี้ เรียกว่า Kirkendall Voids โดยเป็นผลมาจากความไม่สมดุลของการแพร่ ในกรณีของการบัดกรี Sn/Cu หากปริมาณการแพร่ของ Sn น้อยกว่าปริมาณการแพร่กระจาย Cu จะส่งผลให้เกิดการแยกสารนี้เป็นเอกลักษณ์ที่สังเกตเห็นได้ชัดในเฟสชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น เมื่ออยู่ภายใต้เงื่อนไขการทดสอบไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สะสมของช่องว่างที่ส่วนต่อประสานระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับ Cu มักจะเกิด Kirkendall Voids ที่ผิวสัมผัสของสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn กับ Cu [47, 48] สำหรับในการทดลองของ Sn-3.0Cu กับแผ่นทองแดง พบว่า เกิด Kirkendall Voids ขึ้นภายในเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ซึ่งปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรีอาจส่งผลต่อตำแหน่งของการเกิดช่องว่าง

สำหรับการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ เมื่อพิจารณาทั้งชนิดของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วและอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน พบว่า เฟสของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นเป็นไปในทิศทางเดียวกัน โดยเฟส Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn เกิดขึ้นในการทดลองด้วยโลหะบัดกรี Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ด้วยอัตราการเย็นตัวของโลหะบัดกรี 5, 10 และ 25 °C/min ส่วนการทดลองด้วยโลหะบัดกรี Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ด้วยอัตราการเย็นตัวของโลหะบัดกรี 50 และ 100 °C/min พบว่า เฟสที่เกิดขึ้นมีเพียงเฟสเดียว คือ Cu_6Sn_5



รูปที่ 4.7 ผลการวิเคราะห์ EDS ของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu/Cu ที่อัตราการเย็นตัว 5 °C/min

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูปที่ 4.7 แสดงตัวอย่างผลการวิเคราะห์ EDS เพื่อวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะทั้งสองชั้น ผลจากการศึกษา พบว่า ที่การทดลองด้วยโลหะบัดกรี Sn กับแผ่นทองแดง ปริมาณทองแดงในเฟส Cu_6Sn_5 ในช่วง 50.83 at% ถึง 52.19 at% โดยในเฟส Cu_3Sn มีปริมาณธาตุอยู่ 61.16 at% ถึง 66.80 at% และที่เหลือคือดีบุก จากการทดลองด้วยโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu พบว่า ปริมาณทองแดงในเฟส Cu_6Sn_5 ในช่วง 50.46 at% ถึง 52.37 at% โดยในเฟส Cu_3Sn มีปริมาณธาตุอยู่ 66.16 at% ถึง 74.22 at% ในการทดลองด้วยโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu พบว่า ปริมาณทองแดงในเฟส Cu_6Sn_5 ในช่วง 51.09 at% ถึง 53.05 at% โดยในเฟส Cu_3Sn มีปริมาณธาตุอยู่ในช่วง 60.00 at% ถึง 66.19 at% และการทดลองด้วยโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu พบว่า ปริมาณทองแดงในเฟส Cu_6Sn_5 ในช่วง 50.76 at% ถึง 56.02 at% โดยในเฟส Cu_3Sn มีปริมาณธาตุทองแดงอยู่ในช่วง 69.00 at% ถึง 75.42 at% แสดงปริมาณทองแดงในเฟส Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn ดังตารางที่ 4.1-4.2

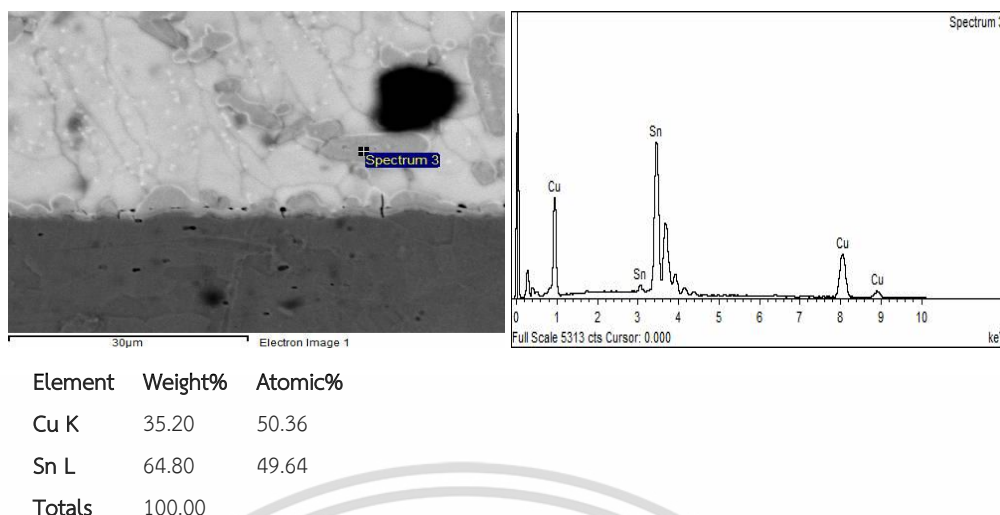
ตารางที่ 4.1 ปริมาณทองแดงในเฟส Cu_6Sn_5

Cooling Rate (°C/min)	Atomic% of Cu				Atomic% of Sn
	Sn	Sn-0.7Cu	Sn-1.0Cu	Sn-3.0Cu	
5	51.33	51.57	53.05	56.02	Bal.
10	51.12	50.46	51.59	54.01	Bal.
25	52.19	52.37	51.26	51.06	Bal.
50	51.12	51.66	51.09	51.38	Bal.
100	50.83	50.89	52.87	50.76	Bal.

ตารางที่ 4.2 ปริมาณทองแดงในเฟส Cu_3Sn

Cooling Rate (°C/min)	Atomic% of Cu				Atomic% of Sn
	Sn	Sn-0.7Cu	Sn-1.0Cu	Sn-3.0Cu	
5	66.80	74.22	66.19	69.00	Bal.
10	62.02	67.45	61.05	72.18	Bal.
25	61.16	66.16	60.00	75.42	Bal.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.8 ตัวอย่างผลการวิเคราะห์ EDS ของเฟสที่กระจายอยู่ในฝังโลหะบัดกรี

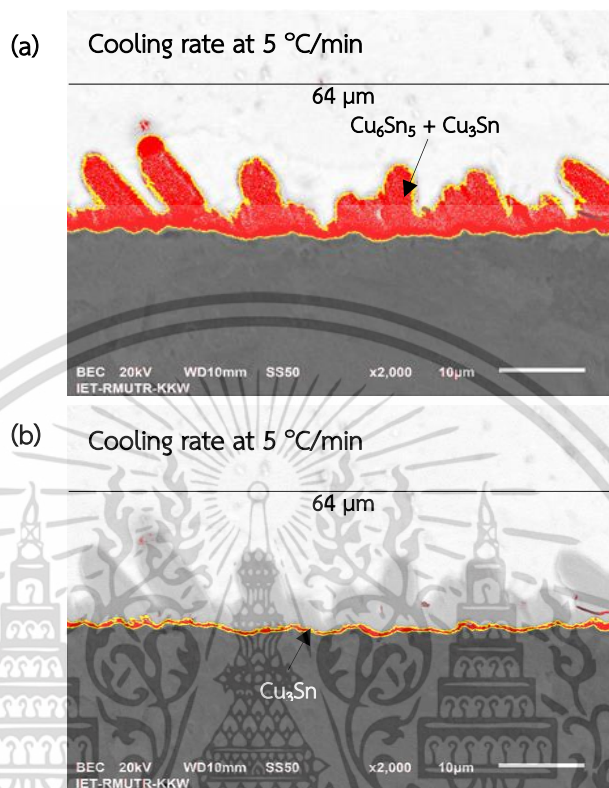
วิเคราะห์เฟสของสารประกอบเชิงโลหะที่กระจายตัวอยู่ภายในฝังของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-3.0Cu โดยใช้เทคนิค EDS แสดงดังรูปที่ 4.8 พบว่า เฟสที่เกิดขึ้นภายในโลหะบัดกรี คือ เฟส Cu_6Sn_5 เนื่องจากเฟส Cu_6Sn_5 มีคุณสมบัติทางกลค่อนข้างเปราะ การแตกหักหรือการกระจายตัวของสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 อาจเกิดขึ้นได้เมื่อความเข้มข้นของทองแดงในโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น [44] การเกิดเฟส Cu_6Sn_5 ภายในโลหะบัดกรียังมีสาเหตุจากการทำปฏิกิริยาของทองแดงกับดีบุกในโลหะบัดกรีด้วยตัวเอง เนื่องจากปริมาณของทองแดงที่มากของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu

4.1.2 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด แสดงตัวอย่างการวัดพื้นที่ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn ที่อัตราการเย็นตัว $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ดังรูปที่ 4.9 โดยลากเส้นรอบรูปถ่ายโครงสร้างจุลภาค กำลังขยาย 2,000 เท่า จากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด รูปที่ 4.9a คือลักษณะการวัดพื้นที่ของสารประกอบเชิงโลหะรวม ($\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$) และลักษณะการวัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn แสดงดังรูป 4.9b พื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแต่ละชนิด แสดงดังตารางที่ 4.3-4.6 โดยวัดพื้นที่ชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ($\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$) และชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn ทำการวัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะซ้ำจำนวน 3 ครั้ง ด้วยโปรแกรม Image J จากนั้นคำนวณหาพื้นที่เฉลี่ยของแต่ละชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น ณ สภาวะการลดอุณหภูมิของชิ้นงานที่แตกต่างกัน โดยวัดพื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม ในทุกอัตราการเย็นตัว (5, 10, 25, 50 และ $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$) และวัดพื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn ที่อัตราการเย็นตัว 5, 10 และ $25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ เท่านั้น ของ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

การทดลองด้วยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วทุกชนิดที่ใช้ เนื่องจากไม่ปรากฏเฟสของ Cu_3Sn ที่อัตราการการเย็นตัว 50 และ 100 °C/min



รูปที่ 4.9 การวัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn/Cu

ตารางที่ 4.3 พื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn

IMC Layers	Cooling Rate (°C/min)	Area (μm^2)			
		1 st	2 nd	3 rd	Average
$\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$	5	355.195	355.866	357.201	356.087
	10	289.268	290.637	286.236	288.713
	25	220.539	217.44	216.301	218.093
	50	183.260	178.719	180.155	180.711
	100	149.601	147.043	147.737	148.127
Cu_3Sn	5	30.779	31.293	31.265	31.112
	10	20.927	22.023	20.556	21.169
	25	14.152	13.578	14.675	14.135

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.4 พื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu

IMC Layers	Cooling Rate (°C/min)	Area (μm^2)			
		1 st	2 nd	3 rd	Average
Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	5	490.883	483.567	496.012	490.145
	10	373.462	370.761	369.204	371.142
	25	239.533	232.429	234.732	235.565
	50	201.327	202.169	200.199	201.232
	100	182.522	182.744	181.880	182.382
Cu ₃ Sn	5	46.817	43.543	46.548	45.636
	10	26.238	25.800	27.420	26.486
	25	22.640	21.105	22.731	22.159

ตารางที่ 4.5 พื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu

IMC Layers	Cooling Rate (°C/min)	Area (μm^2)			
		1 st	2 nd	3 rd	Average
Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	5	511.562	511.562	506.032	509.719
	10	386.969	386.689	388.560	387.406
	25	292.129	291.058	290.257	291.148
	50	258.896	261.327	258.227	259.483
	100	190.909	191.436	190.217	190.854
Cu ₃ Sn	5	47.782	53.312	47.782	49.625
	10	28.023	30.550	31.680	30.084
	25	26.774	27.003	26.019	26.599

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.6 พื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu

IMC Layers	Cooling Rate (°C/min)	Area (μm^2)			
		1 st	2 nd	3 rd	Average
$\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$	5	403.927	403.561	403.404	403.631
	10	323.573	323.542	323.881	323.665
	25	318.001	318.842	318.005	318.283
	50	189.128	187.408	189.250	188.595
	100	138.947	138.390	138.285	138.541
Cu_3Sn	5	52.511	52.646	52.234	52.464
	10	30.186	30.236	30.225	30.216
	25	28.484	28.641	28.430	28.518

เมื่อเปรียบเทียบพื้นที่เฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn ที่เกิดขึ้นหลังการให้ความร้อน ที่อุณหภูมิการทดลอง 270 °C แล้วลดอุณหภูมิด้วยอัตราที่แตกต่างกัน (5, 10, 25, 50 และ 100 °C/min) ผลปรากฏว่า อัตราการเย็นตัวของโลหะบัดกรีมีผลต่อพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นหลังการทดลอง โดยเมื่ออัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้นชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะมีขนาดของพื้นที่เล็กลง เนื่องจากการลดอุณหภูมิอย่างรวดเร็วของโลหะบัดกรีทำให้มีระยะเวลาในการเกิดน้อยลง เช่นเดียวกันกับสาเหตุที่ไม่พบชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn ที่อัตราการเย็นตัว 50 และ 100 °C/min

ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วแต่ละชนิด ที่อัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน พบว่า อัตราการเย็นตัวจะแปรผกผันกันกับความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะรวม $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + \text{Cu}_3\text{Sn}$ มีค่าลดลงเมื่อเพิ่มอัตราในการเย็นตัวสำหรับชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 พบว่า เมื่ออัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 มีความหนาที่ลดลงเช่นกัน การลดอุณหภูมิที่เกิดขึ้นช้าหรือใช้ระยะเวลานานจะทำให้ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 มีความหนาที่มากขึ้น ซึ่งจะตอมทองแดงจะสามารถแพร่จากโลหะพื้นไปยังโลหะบัดกรีและทำปฏิกิริยากับอะตอมดีบุกเพื่อเกิดการตกตะกอนของ Cu_6Sn_5 ดังสมการที่ (4.1) และการแพร่นี้ทำให้เกิดการเจริญเติบโตอย่างต่อเนื่องของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 นอกจากนี้ที่อัตราการเย็นตัว 5 °C/min, 10 °C/min และ 25 °C/min พบชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn เกิดขึ้น โดยดีบุกสามารถแพร่ผ่าน Cu_6Sn_5 ไปทำปฏิกิริยากับทองแดงทำให้เกิด Cu_3Sn ดังสมการที่ (4.2) ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจากการใช้อัตราการเย็นตัวต่ำและการเพิ่มปริมาณทองแดง เมื่อความเข้มข้นของทองแดงเพิ่มขึ้นจะทำให้ทองแดงทำปฏิกิริยาโดยตรงกับ Cu_6Sn_5 เป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn ได้ดังสมการที่ (4.3) แต่ที่การ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ทดลองที่อัตราการเย็นตัวสูง ได้แก่ 50 °C/min และ 100 °C/min ไม่พบชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu₃Sn ดังนั้นจากผลการทดลอง พบว่า Cu₆Sn₅ เกิดขึ้นเป็นเฟสแรกและตามด้วย Cu₃Sn ที่ระหว่างพื้นผิว Cu₆Sn₅ กับทองแดงหลังการทดลองโดยใช้อัตราการเย็นตัวที่ต่ำ โดยชั้นสารประกอบ Cu₃Sn มีแนวโน้มบางลงเมื่ออัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้น ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn บัดกรีไร้สารตะกั่วแต่ละชนิด ที่อัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน แสดงดังตารางที่ 4.7-4.10

ตารางที่ 4.7 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn

Cooling Rate (°C/min)	Thickness (μm)		
	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	Cu ₆ Sn ₅	Cu ₃ Sn
5	5.564	5.078	0.486
10	4.511	4.180	0.331
25	3.408	3.187	0.221
50	2.824	2.824	-
100	2.314	2.314	-

ตารางที่ 4.8 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu

Cooling Rate (°C/min)	Thickness (μm)		
	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	Cu ₆ Sn ₅	Cu ₃ Sn
5	7.659	6.946	0.713
10	5.799	5.385	0.414
25	3.681	3.335	0.346
50	3.144	3.144	-
100	2.850	2.850	-

ตารางที่ 4.9 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu

Cooling Rate (°C/min)	Thickness (μm)		
	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	Cu ₆ Sn ₅	Cu ₃ Sn
5	7.964	7.189	0.775
10	6.053	5.583	0.470
25	4.549	4.133	0.416
50	4.054	4.054	-
100	2.982	2.982	-

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.10 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu

Cooling Rate (°C/min)	Thickness (μm)		
	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	Cu ₆ Sn ₅	Cu ₃ Sn
5	6.307	5.487	0.820
10	5.057	4.585	0.472
25	4.973	4.528	0.446
50	2.947	2.947	-
100	2.165	2.165	-

ตารางที่ 4.11-4.15 เปรียบเทียบความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่สภาวะการเย็นตัวเดียวกันของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด โดยโลหะบัดกรีที่ใช้ทดลอง ได้แก่ Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu พบว่า หลังการทดลองเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu₆Sn₅ ระหว่างบริเวณผิวสัมผัสระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดง ที่อัตราการเย็นตัว 5-100 °C/min ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจากการทดลองด้วยโลหะบัดกรี Sn, Sn-0.7Cu และ Sn-1.0Cu มีความหนาเพิ่มขึ้นซึ่งแปรผันตรงกับปริมาณของทองแดงที่เพิ่มขึ้น ในทางตรงกันข้ามความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu มีความแตกต่างกัน ความหนาของชั้น Cu₆Sn₅ ที่ระหว่างบริเวณผิวสัมผัสไม่ไปในทิศทางเดียวกันกับ Sn, Sn-0.7Cu และ Sn-1.0Cu การลดความหนาของ Cu₆Sn₅ เนื่องจาก Cu₆Sn₅ มีแนวโน้มที่จะสลายตัวทำให้ดีบุกในโลหะบัดกรีสามารถแพร่ผ่าน Cu₆Sn₅ ไปทำปฏิกิริยากับทองแดงเกิดเฟส Cu₃Sn นอกจากนี้โลหะบัดกรี Sn-3.0Cu มีปริมาณทองแดงที่มาก ทำให้ทองแดงในโลหะบัดกรีทำปฏิกิริยากับดีบุกในโลหะบัดกรี ทำให้เกิดเฟส Cu₆Sn₅ ภายในโลหะบัดกรีแทนที่จะเกิดบริเวณผิวสัมผัสของแผ่นทองแดงกับโลหะบัดกรี อย่างไรก็ตามหลังการทดลองด้วยโลหะบัดกรี Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ยังเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu₃Sn ที่ผิวสัมผัสระหว่าง Cu₆Sn₅/Cu ที่อัตราการเย็นตัว 5, 10 และ 25 °C/min โดยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu₃Sn นั้นแปรผันตรงกับความเข้มข้นของทองแดงในโลหะบัดกรี สำหรับความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu และ Sn-1.0Cu ไม่แตกต่างกัน เนื่องจากมีองค์ประกอบของทองแดงแตกต่างกันเพียงเล็กน้อย

ตารางที่ 4.11 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่อัตราการเย็นตัว 5 °C/min

Solders	Thickness (μm)		
	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	Cu ₆ Sn ₅	Cu ₃ Sn
Sn	5.564	5.078	0.486
Sn-0.7Cu	7.659	6.946	0.713
Sn-1.0Cu	7.964	7.189	0.775
Sn-3.0Cu	6.307	5.487	0.820

ตารางที่ 4.12 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่อัตราการเย็นตัว 10 °C/min

Solders	Thickness (μm)		
	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	Cu ₆ Sn ₅	Cu ₃ Sn
Sn	4.511	4.180	0.331
Sn-0.7Cu	5.799	5.385	0.414
Sn-1.0Cu	6.053	5.583	0.470
Sn-3.0Cu	5.057	4.585	0.472

ตารางที่ 4.13 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่อัตราการเย็นตัว 25 °C/min

Solders	Thickness (μm)		
	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	Cu ₆ Sn ₅	Cu ₃ Sn
Sn	3.408	3.187	0.221
Sn-0.7Cu	3.681	3.335	0.346
Sn-1.0Cu	4.549	4.133	0.416
Sn-3.0Cu	4.973	4.528	0.446

ตารางที่ 4.14 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่อัตราการเย็นตัว 50 °C/min

Solders	Thickness (μm)		
	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	Cu ₆ Sn ₅	Cu ₃ Sn
Sn	2.824	2.824	-
Sn-0.7Cu	3.144	3.144	-
Sn-1.0Cu	4.054	4.054	-
Sn-3.0Cu	2.947	2.947	-

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.15 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่อัตราการเย็นตัว 100 °C/min

Solders	Thickness (μm)		
	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	Cu ₆ Sn ₅	Cu ₃ Sn
Sn	2.314	2.314	-
Sn-0.7Cu	2.850	2.850	-
Sn-1.0Cu	2.982	2.982	-
Sn-3.0Cu	2.165	2.165	-

อัตราการเย็นตัวที่ 50 °C/min และ 100 °C/min เป็นอัตราการเย็นตัวที่เร็วใช้เวลาน้อย หลังจากการทดลองจึงพบเพียงชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu₆Sn₅ ที่บริเวณระหว่างผิวสัมผัสระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดง เนื่องจากการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu₃Sn ใช้เวลาในการแพร่ของทองแดงจากแผ่นทองแดงไปทำปฏิกิริยากับดีบุกของโลหะบัดกรี หรืออาจต้องใช้เวลาในการสลายตัวของ Cu₆Sn₅ เพื่อให้ดีบุกในโลหะบัดกรีสามารถแพร่ผ่านไปทำปฏิกิริยากับทองแดงเพื่อทำให้เกิด Cu₃Sn

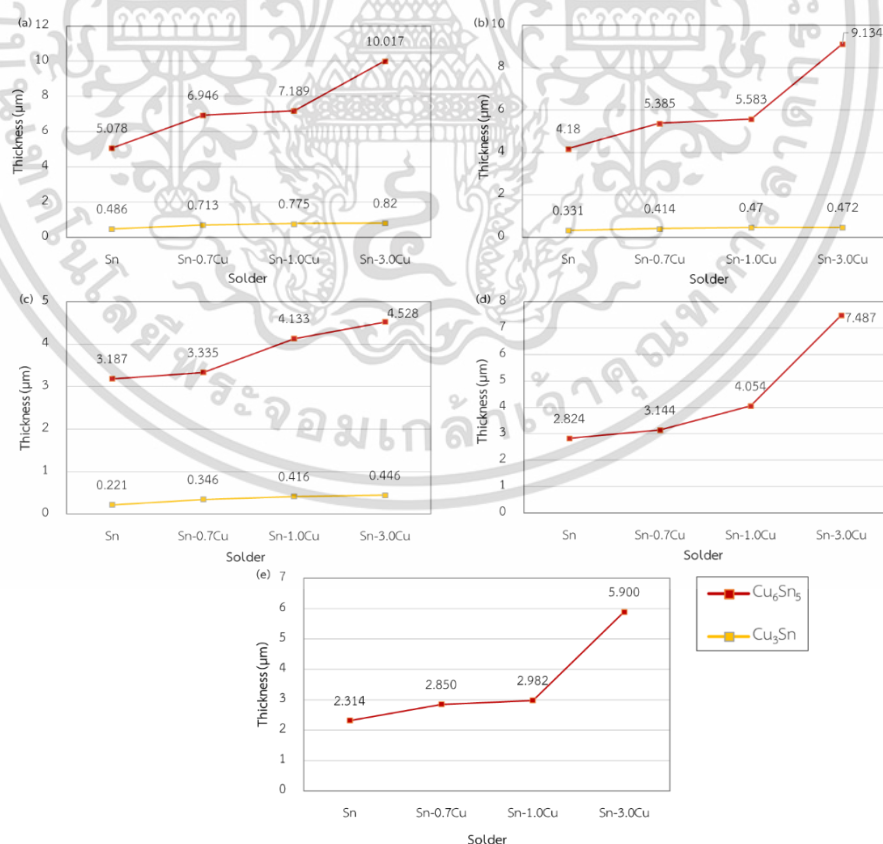
สำหรับชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu₆Sn₅ ที่เกิดขึ้นภายในฝัองโลหะบัดกรี จากการทดลองด้วยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-3.0Cu ซึ่งเป็นโลหะบัดกรีที่มีทองแดงผสมอยู่ปริมาณมากกว่าโลหะบัดกรีชนิดอื่น ๆ โดยเกิดจากทองแดงและดีบุกภายในโลหะบัดกรีทำปฏิกิริยากัน ส่งผลให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดบริเวณผิวสัมผัสของแผ่นทองแดงกับโลหะบัดกรีมีความหนาที่ลดลง จึงได้ทำการวัดความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจากการทดลองด้วยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-3.0Cu ทั้งหมดได้แก่ ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นบริเวณผิวสัมผัสของแผ่นทองแดงกับโลหะบัดกรีและชั้นสารประกอบที่เกิดขึ้นภายในฝัองโลหะบัดกรีรวมกัน แสดงดังตารางที่ 4.16

ตารางที่ 4.16 ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu ที่เกิดขึ้นทั้งหมด

Cooling Rate (°C/min)	Thickness (μm)		
	Cu ₆ Sn ₅ + Cu ₃ Sn	Cu ₆ Sn ₅	Cu ₃ Sn
5	10.836	10.017	0.820
10	9.606	9.134	0.472
25	4.973	4.528	0.446
50	7.487	7.487	-
100	5.900	5.900	-

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ความหนาเฉลี่ยของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-3.0Cu จากการวัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นบริเวณผิวสัมผัสของแผ่นทองแดงกับโลหะบัดกรีและชั้นสารประกอบที่เกิดขึ้นภายในฝั่งของโลหะบัดกรี แล้วคำนวณค่าความหนาเฉลี่ย พบว่า ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn มีความหนาลดลงเมื่ออัตราการเย็นตัวที่สูงขึ้น เนื่องจากอัตราการเย็นตัวที่มีค่ามากจะเป็นการลดอุณหภูมิของโลหะบัดกรีโดยใช้ระยะเวลาสั้นลง ทำให้ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn ซึ่งเป็นเฟสที่ต้องใช้ระยะเวลาในการเกิดเฟสค่อนข้างมาก จึงมีขนาดเล็กลงเมื่อเกิดการเย็นตัวที่รวดเร็ว และไม่ปรากฏเฟส Cu_3Sn ที่การทดลองด้วยอัตราการเย็นตัว 50 และ 100 °C/min เพราะเป็นการเย็นตัวที่ใช้เวลาน้อยเกินไป สำหรับชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ที่เกิดขึ้นบริเวณผิวสัมผัสของรอยต่อและภายในฝั่งของโลหะบัดกรี หลังจากทำการคำนวณค่าความหนาเฉลี่ยของทั้งสองบริเวณรวมกัน พบว่า ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 มีแนวโน้มลดลงเมื่อเพิ่มอัตราในการเย็นตัว แต่ที่อัตราการเย็นตัว 25 °C/min ชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีความหนาน้อยที่สุดเมื่อเปรียบเทียบกับค่าการทดลองโดยใช้อัตราการเย็นตัวอื่น ๆ ในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-3.0Cu เนื่องจากการทดลองที่อัตราการเย็นตัว 25 °C/min นี้ ไม่มีการเกิดเฟส Cu_6Sn_5 ภายในบริเวณฝั่งของโลหะบัดกรี จึงทำให้ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่สภาวะการทดลองนี้มีความหนาเฉลี่ยไม่ได้เปลี่ยนไปจากเดิม



รูปที่ 4.10 เปรียบเทียบความหนาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ

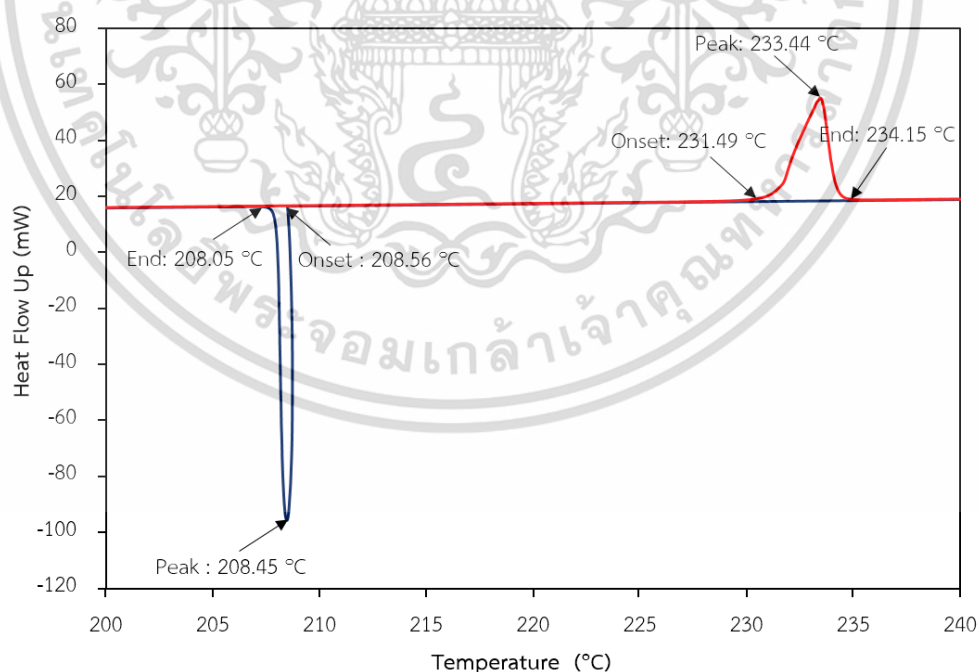
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อผู้ใดเห็นไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

พิจารณาอิทธิพลของปริมาณของทองแดงกับความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ จากความหนาเฟสของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจากการประสานกันระหว่างทองแดงกับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และเฟสของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นทั้งหมดของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-3.0Cu ที่สภาวะอัตราการเย็นตัวเดียวกัน แสดงดังรูปที่ 4.10 โดย (a-e) แสดงความหนาเฉลี่ยสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด ที่สภาวะการเย็นตัว 5, 10, 25, 50 และ 100 °C/min ตามลำดับ พบว่า ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ของ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn มีความหนาเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น และมีผลไปในทิศทางเดียวกันในทุกสภาวะการเย็นตัวที่ใช้ในการทดลอง

4.2 การวิเคราะห์พฤติกรรมทางความร้อน

4.2.1 กราฟ DSC

DSC คือ เทคนิคที่มีประสิทธิภาพสำหรับการวิเคราะห์เชิงปริมาณทางความร้อนโดยกราฟการให้ความร้อนและการเย็นตัว (Heating-Cooling Curves) ของ DSC แสดงข้อมูลที่มีความสำคัญที่เกี่ยวข้องกับลักษณะของการเปลี่ยนเฟส จากรูปที่ 4.11 แสดงตัวอย่างกราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn ที่อัตราการเย็นตัวที่ 5 °C/min แสดงพฤติกรรมทางความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-Cu ที่ปริมาณส่วนผสม Cu และอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกันดังตารางที่ 4.17-4.24



รูปที่ 4.11 ตัวอย่างกราฟ DSC

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูปที่ 4.11 แสดงพฤติกรรมทางความร้อนของโลหะบัดกรี Sn ที่ถูกให้ความร้อนจากอุณหภูมิ 50 °C ไปจนถึง 270 °C ด้วยอัตราการให้ความร้อน (Heating Rate) 10 °C/min แล้วลดอุณหภูมิลงไปถึงอุณหภูมิ 50 °C ด้วยอัตราการเย็นตัว (Cooling Rate) 5 °C/min โดยเครื่อง DSC ซึ่งแผนภาพ DSC แสดงกราฟของปฏิกิริยาการดูดความร้อน (Endothermic) และปฏิกิริยาการคายความร้อน (Exothermic) แสดงอุณหภูมิและการเปลี่ยนแปลงทางความร้อน (Temperature and Heat Transition) ได้แก่ Onset Temperature (T_{Onset}), Peak Temperature (T_{Peak}) และ End Temperature (T_{End}) ซึ่งเป็นอุณหภูมิเริ่มต้น, อุณหภูมิสูงสุด และอุณหภูมิสุดท้ายของการเปลี่ยนแปลง ตามลำดับ ค่าพฤติกรรมทางความร้อนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่แตกต่างกัน แสดงดังตารางที่ 4.17-4.24 โดยมีการคำนวณสัมประสิทธิ์ความแปรผัน (Coefficient of Variation; CV) ของอุณหภูมิในช่วงการเพิ่มการอุณหภูมิ เนื่องจากค่าอุณหภูมิที่ได้มีค่าที่แตกต่างกันในขณะที่เป็นการให้ความร้อนด้วยอัตราการให้ความร้อนเดียวกัน คือ 10 °C/min เพื่อยืนยันว่าการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิมีค่าสัมประสิทธิ์การแปรผันที่ยอมรับได้

โดยค่าสัมประสิทธิ์ความแปรผันมีค่าน้อยแสดงว่ามีความเที่ยงสูงหรือการวัดซ้ำมีความเที่ยง (Reproducibility of Replicates) ตามมาตรฐานการวิเคราะห์ค่าสัมประสิทธิ์ความแปรผันน้อยกว่า 5% แสดงว่าเป็นค่าที่ยอมรับได้ [31]

ตารางที่ 4.17 ค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการดูดความร้อนของโลหะบัดกรี Sn

Order	Heating Rate = 10 °C/min		
	Temperature (°C)		
	Onset	Peak	End
1	231.49	233.44	234.15
2	231.42	233.25	233.95
3	231.36	233.55	234.23
4	231.74	233.78	234.40
5	231.95	235.11	235.81
Average	231.59	233.83	234.51
SD	0.24692	0.74292	0.74560
CV (%)	0.10662	0.31772	0.31794

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.18 ค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการคายความร้อนของโลหะบัดกรี Sn

Order	Cooling Rate (°C/min)	Temperature (°C)			
		Onset	Peak	End	Onset - End
1	5	208.56	208.45	208.05	0.51
2	10	207.28	207.06	206.36	0.92
3	25	206.01	205.37	203.87	2.14
4	50	207.22	205.89	202.94	4.28
5	100	205.13	202.25	195.81	9.32

จากตารางที่ 4.17 ค่าพฤติกรรมทางความร้อนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn ในการทดลองด้วยอัตราการให้ความร้อน 10 °C/min ในทั้ง 5 การทดลอง พบว่า ค่าพฤติกรรมทางความร้อน ได้แก่ T_{Onset} , T_{Peak} และ T_{End} ของปฏิกิริยาการคายความร้อนมีค่าที่ใกล้เคียงกัน อย่างไรก็ตามในการทดลองด้วยโลหะบัดกรีชนิดเดียวกันและการเพิ่มอุณหภูมิในอัตราเดียวกัน ค่าพฤติกรรมทางความร้อนที่เกิดขึ้นควรมีค่าที่เท่ากัน แต่เนื่องจากชิ้นงานที่ใช้ในการทดลองมีมวล 5 ± 0.5 mg ซึ่งปริมาณความร้อนที่ทำให้สารชนิดหนึ่งเกิดการเปลี่ยนแปลงสภาพจะมีค่ามากหรือน้อยขึ้นอยู่กับมวลของสารที่ใช้ [49] ดังนั้นความต่างกันของมวลของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วส่งผลให้ค่าพฤติกรรมทางความร้อนมีค่าไม่เท่ากัน จึงมีการคำนวณหาค่าเฉลี่ยและส่วนเบี่ยงเบนมาตรฐานของ T_{Onset} , T_{Peak} และ T_{End}

จากปฏิกิริยาการคายความร้อนของโลหะบัดกรี Sn แสดงค่าพฤติกรรมทางความร้อนดังตารางที่ 4.18 ที่ได้จากกราฟ DSC ซึ่งทำการทดลองด้วยอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน ได้แก่ 5 °C/min, 10 °C/min, 25 °C/min, 50 °C/min และ 100 °C/min โดยเมื่อเพิ่มอัตราการเย็นตัวพบว่า ค่า T_{End} หรืออุณหภูมิสุดท้ายของการเปลี่ยนแปลงมีค่าลดลงเมื่อทำการเพิ่มอัตราการเย็นตัวของโลหะบัดกรี เนื่องจากโลหะบัดกรีมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างรวดเร็วในการเปลี่ยนแปลงสถานะจากของเหลวไปเป็นของแข็ง พื้นที่ใต้เส้นโค้งในปฏิกิริยาคายความร้อนที่อัตราการเย็นตัว 100 °C/min จะกว้างมากเมื่อเทียบกับอัตราการเย็นตัวอื่น สำหรับการทดลองด้วยอัตราการเย็นตัว 5 °C/min, 10 °C/min และ 25 °C/min ค่า T_{Onset} เท่ากับ 208.56, 207.28 และ 206.01 ค่า T_{Peak} หรือค่าสูงสุดของการเปลี่ยนแปลง เท่ากับ 208.45, 207.06 และ 205.06 ตามลำดับ พบว่า ค่า T_{Onset} และ T_{Peak} มีการแปรผกผันกับอัตราการเย็นตัว โดยพฤติกรรมทางความร้อนมีค่ามากขึ้นเมื่อใช้เวลาในการลดอุณหภูมิช้าลง เริ่มเกิดการเปลี่ยนแปลงสถานะของโลหะบัดกรีเร็วขึ้นที่อัตราการเย็นตัวที่ต่ำ ทำให้พื้นที่ใต้กราฟที่อัตราการเย็นตัว 5 °C/min, 10 °C/min และ 25 °C/min มีขนาดเล็ก ในการทดลองด้วยอัตราการเย็นตัว 50 °C/min และ 100 °C/min พบว่า ค่า T_{Onset} เท่ากับ 207.22 และ 205.13 ค่า T_{Peak} เท่ากับ 205.89 และ 202.25 ตามลำดับ โดยค่า T_{Onset} และ T_{Peak} ด้วยอัตราการเย็นตัว 50 °C/min มีค่าเพิ่มขึ้นมาจาก 25 °C/min เนื่องจากชิ้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นที่

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สภาวะนี้มีเพียง Cu_6Sn_5 อาจส่งผลให้อุณหภูมิในการเริ่มเปลี่ยนแปลงและอุณหภูมิสูงสุดมีค่าสูงขึ้น สำหรับอัตราการเย็นตัว $100\text{ }^{\circ}\text{C/min}$ ค่า T_{Onset} และ T_{Peak} มีค่าลดลง เนื่องจากเป็นการลดอุณหภูมิของโลหะบัดกรีอย่างรวดเร็ว

ตารางที่ 4.19 ค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการดูดความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu

Order	Heating Rate = $10\text{ }^{\circ}\text{C/min}$		
	Temperature ($^{\circ}\text{C}$)		
	Onset	Peak	End
1	227.31	228.65	229.48
2	228.15	229.14	230.07
3	227.88	229.16	230.13
4	230.46	231.27	231.93
5	229.08	230.21	230.83
Average	228.58	229.69	230.49
SD	1.23208	1.05258	0.93745
CV (%)	0.53903	0.45827	0.40673

ตารางที่ 4.20 ค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการคายความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu

Order	Cooling Rate ($^{\circ}\text{C/min}$)	Temperature ($^{\circ}\text{C}$)			
		Onset	Peak	End	Onset - End
1	5	206.26	206.15	205.78	0.48
2	10	206.54	206.30	205.64	0.90
3	25	203.59	202.95	201.43	2.16
4	50	205.05	203.67	200.68	4.37
5	100	206.14	203.28	196.93	9.21

จากตารางที่ 4.19 โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu มีค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการดูดความร้อนของโลหะบัดกรีเหมือนกันกับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn ค่าพฤติกรรมทางความร้อนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-1.0Cu ในการทดลองด้วยอัตราการให้ความร้อน $10\text{ }^{\circ}\text{C/min}$ ในทุกการทดลอง พบว่า ค่าอุณหภูมิเริ่มต้น, อุณหภูมิสูงสุด และอุณหภูมิสุดท้ายของการเปลี่ยนแปลงของปฏิกิริยาการดูดความร้อนมีค่าที่ใกล้เคียงกัน แสดงดังตารางที่ 4.21 ซึ่งสาเหตุที่ค่าพฤติกรรมทางความร้อนที่เกิดขึ้นจากการทดลองที่สภาวะเดียวกันมีค่าไม่เท่ากัน เนื่องจากความความเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

คลาดเคลื่อนของมวลของโลหะบัดกรีที่ใช้ เช่นเดียวกันกับค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการดูดความร้อนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-3.0Cu แสดงดังตารางที่ 4.23 ค่า T_{Onset} , T_{Peak} และ T_{End} มีค่าที่ไม่เท่ากันในการทดลองแต่ละครั้ง โดยมวลของโลหะบัดกรีมีผลต่อการเปลี่ยนแปลงสภาพ

ตารางที่ 4.21 ค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการดูดความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu

Order	Heating rate = 10 °C/min		
	Temperature (°C)		
	Onset	Peak	End
1	227.90	229.09	229.94
2	228.76	229.56	230.43
3	228.41	229.26	230.28
4	227.38	228.66	229.83
5	227.86	229.71	230.64
Average	228.06	229.26	230.22
SD	0.53397	0.41271	0.33709
CV (%)	0.23413	0.18002	0.14642

ตารางที่ 4.22 ค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการคายความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu

Order	Cooling rate (°C/min)	Temperature (°C)			
		Onset	Peak	End	Onset - End
1	5	205.40	205.30	204.91	0.49
2	10	207.01	206.79	206.1	0.91
3	25	203.80	203.17	201.65	2.15
4	50	205.13	203.77	200.75	4.38
5	100	206.33	203.43	197.06	9.27

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.23 ค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิบัติการการดูดความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu

Order	Heating rate = 10 °C/min		
	Temperature (°C)		
	Onset	Peak	End
1	227.40	228.55	229.47
2	227.71	229.13	229.80
3	227.58	228.89	229.91
4	227.46	229.22	229.89
5	229.57	230.17	230.78
Average	227.94	229.19	229.97
SD	0.91670	0.60508	0.48606
CV (%)	0.40216	0.26401	0.21136

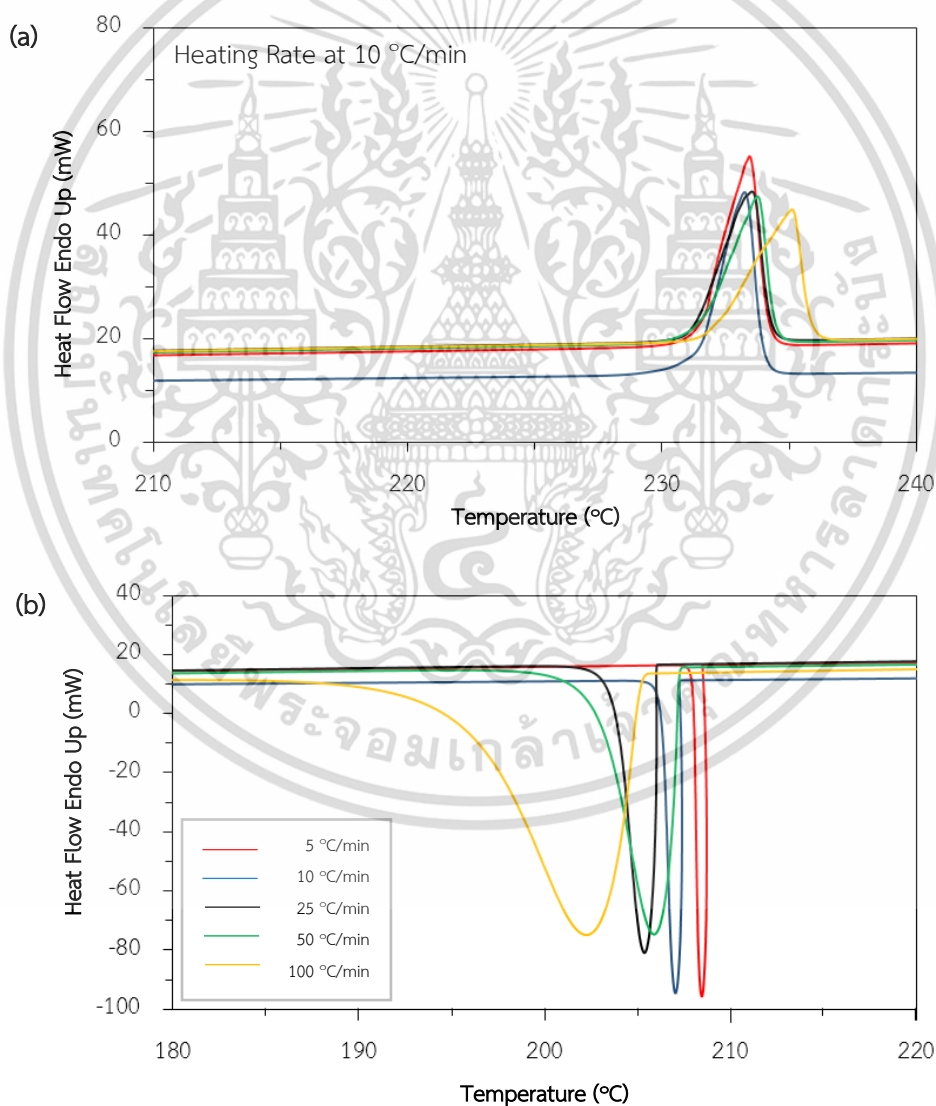
ตารางที่ 4.24 ค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิบัติการการคายความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu

Order	Cooling rate (°C/min)	Temperature (°C)			
		Onset	Peak	End	Onset - End
1	5	208.47	208.37	207.99	0.48
2	10	208.85	208.60	207.96	0.89
3	25	208.09	207.39	205.82	2.27
4	50	207.77	206.40	203.44	4.33
5	100	204.35	201.53	195.19	9.16

ปฏิบัติการการคายความร้อนของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu แสดงค่าพฤติกรรมทางความร้อนดังตารางที่ 4.20, 4.22 และ 4.24 ตามลำดับ ที่การทดลองด้วยอัตราการเย็นตัว 5 °C/min และ 10 °C/min พบว่า เมื่อลดอัตราการเย็นตัวค่า T_{Onset} และ T_{Peak} ของการเปลี่ยนแปลงทางความร้อนมีค่าเพิ่มขึ้น เนื่องจากเป็นโลหะบัดกรีมีการเพิ่มปริมาณของทองแดงลงไปเมื่อใช้เวลานานในการลดอุณหภูมิทำการเปลี่ยนแปลงสถานะจากของเหลวเป็นของแข็งเริ่มเกิดได้ที่อุณหภูมิสูงขึ้น ที่อัตราการเย็นตัว 25 °C/min พบว่า T_{Onset} และ T_{Peak} ของโลหะบัดกรีทั้ง 3 ชนิด มีค่าอุณหภูมิที่ลดลง ที่อัตราการเย็นตัว 50°C/min และ 100 °C/min โลหะบัดกรี Sn-0.7Cu และ Sn-1.0Cu มีค่าอุณหภูมิเริ่มต้นเพิ่มขึ้นจากการทดลอง ที่อัตราการเย็นตัว 25 °C/min และ T_{Peak} ของการลดอุณหภูมิด้วยอัตราการเย็นตัว 50°C/min และ 100 °C/min มีค่าใกล้เคียงกัน สำหรับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-3.0Cu เมื่อเพิ่มอัตราการเย็นตัว 25 °C/min, 50°C/min และ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

100 °C/min ค่า T_{Onset} และ T_{Peak} มีอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนแปลงลดลงจากการทดลองด้วย อัตราการเย็นตัว 10 °C/min ค่า T_{End} ของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu และ Sn-3.0Cu ที่ 5 °C/min, 10 °C/min, 25 °C/min, 50 °C/min และ 100 °C/min พบว่า ค่า T_{End} ของการเปลี่ยนแปลงมีค่าลดลงเมื่อทำการเพิ่มอัตราการเย็นตัวของโลหะบัดกรี สำหรับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-1.0Cu เมื่อเพิ่มอัตราการเย็นตัว 25 °C/min, 50 °C/min และ 100 °C/min ค่า T_{End} มีอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนแปลงลดลง พิจารณาจากรูปที่ 4.12-4.15 แสดงของกราฟ DSC ของปฏิกิริยาดูดความร้อนละลายคายความร้อน พบว่า พื้นที่ใต้กราฟของการให้ความร้อนในแต่ละการทดลองมีความใกล้เคียงกัน สำหรับกราฟ DSC ของการลดอุณหภูมิหรือการคายความร้อนจะมีพื้นที่ใต้กราฟกว้างขึ้นเมื่อเพิ่มอัตราการเย็นตัวในการทดลอง

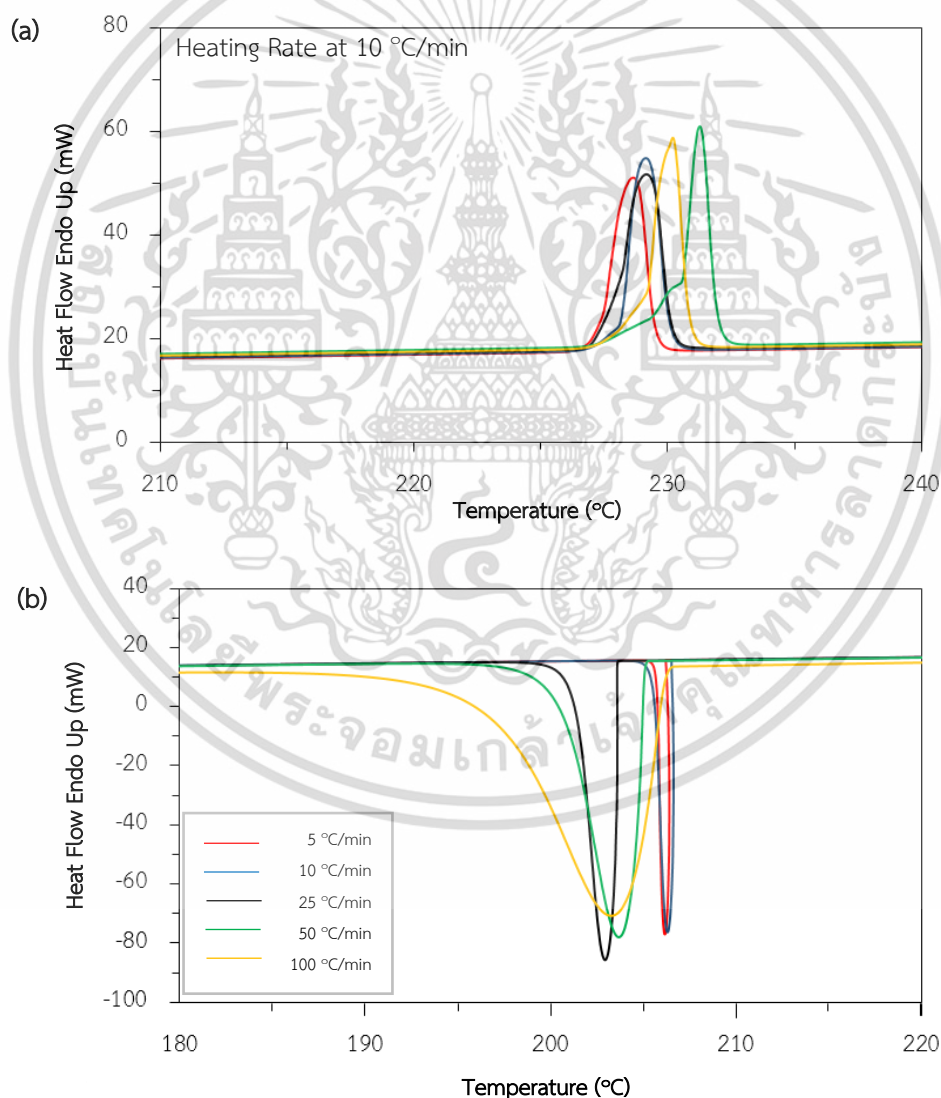


รูปที่ 4.12 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn ที่อัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เมื่อเปรียบเทียบค่าพฤติกรรมทางความร้อนในปฏิกิริยาการคายความร้อนของโลหะบัดกรี Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ในแต่ละอัตราการเย็นตัว พบว่า อุณหภูมิเริ่มต้น, อุณหภูมิสูงสุดและอุณหภูมิต่ำสุดของการเกิดปฏิกิริยา มีแนวโน้มที่ลดอุณหภูมิลงเมื่ออัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้น

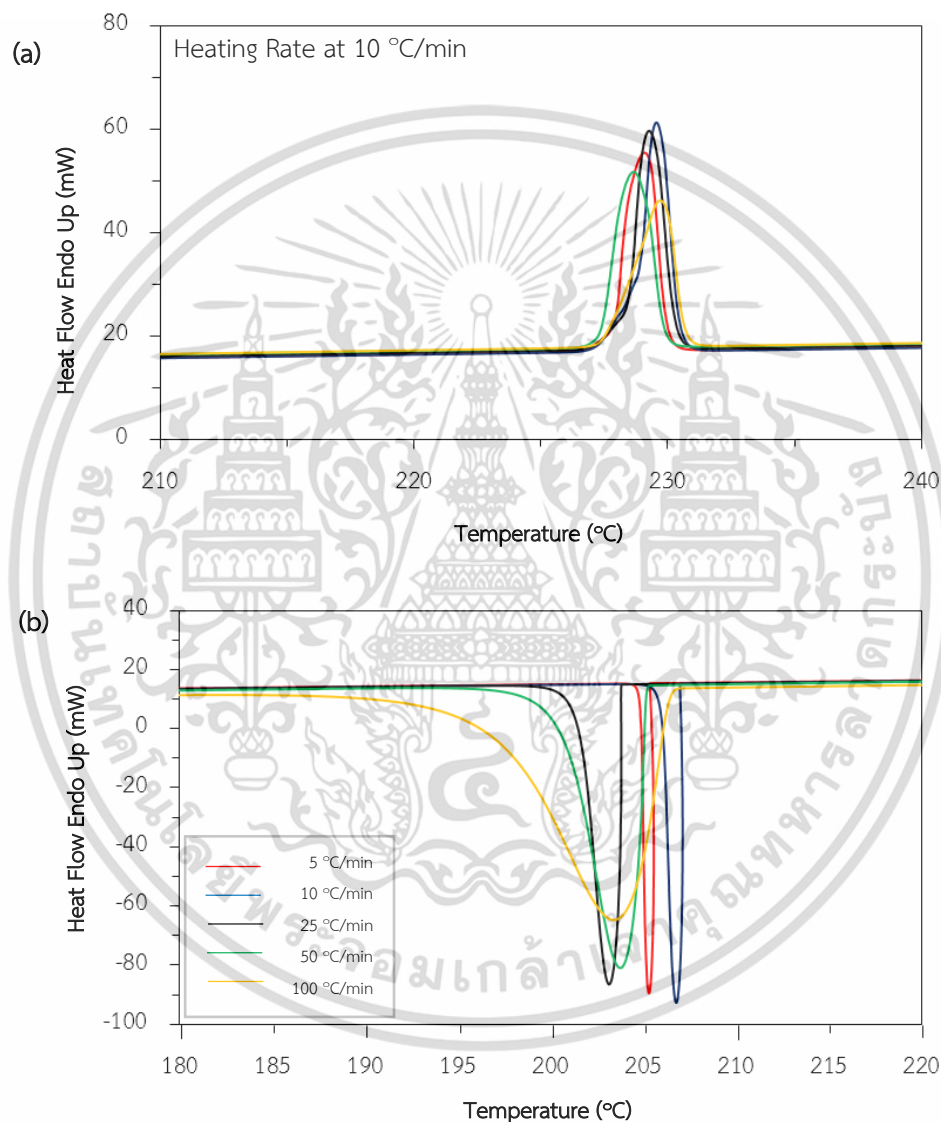
จากกราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn ซึ่งทำการทดลองด้วยอัตราการให้ความร้อน 10 °C/min พบว่า พื้นที่ใต้กราฟของปฏิกิริยาการดูดความร้อนในแต่ละการทดลองมีค่าที่ใกล้เคียงกัน พิจารณาจากรูปที่ 4.12 (a) และสำหรับพื้นที่ใต้กราฟของปฏิกิริยาการคายความร้อนในแต่ละการทดลองด้วยอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน ได้แก่ 5 °C/min, 10 °C/min, 25 °C/min, 50 °C/min และ 100 °C/min พบว่า กราฟ DSC มีพื้นที่ใต้กราฟกว้างขึ้นเมื่อเพิ่มอัตราการเย็นตัวในการทดลอง แสดงดังรูปที่ 4.12 (b)



รูปที่ 4.13 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu ที่อัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน

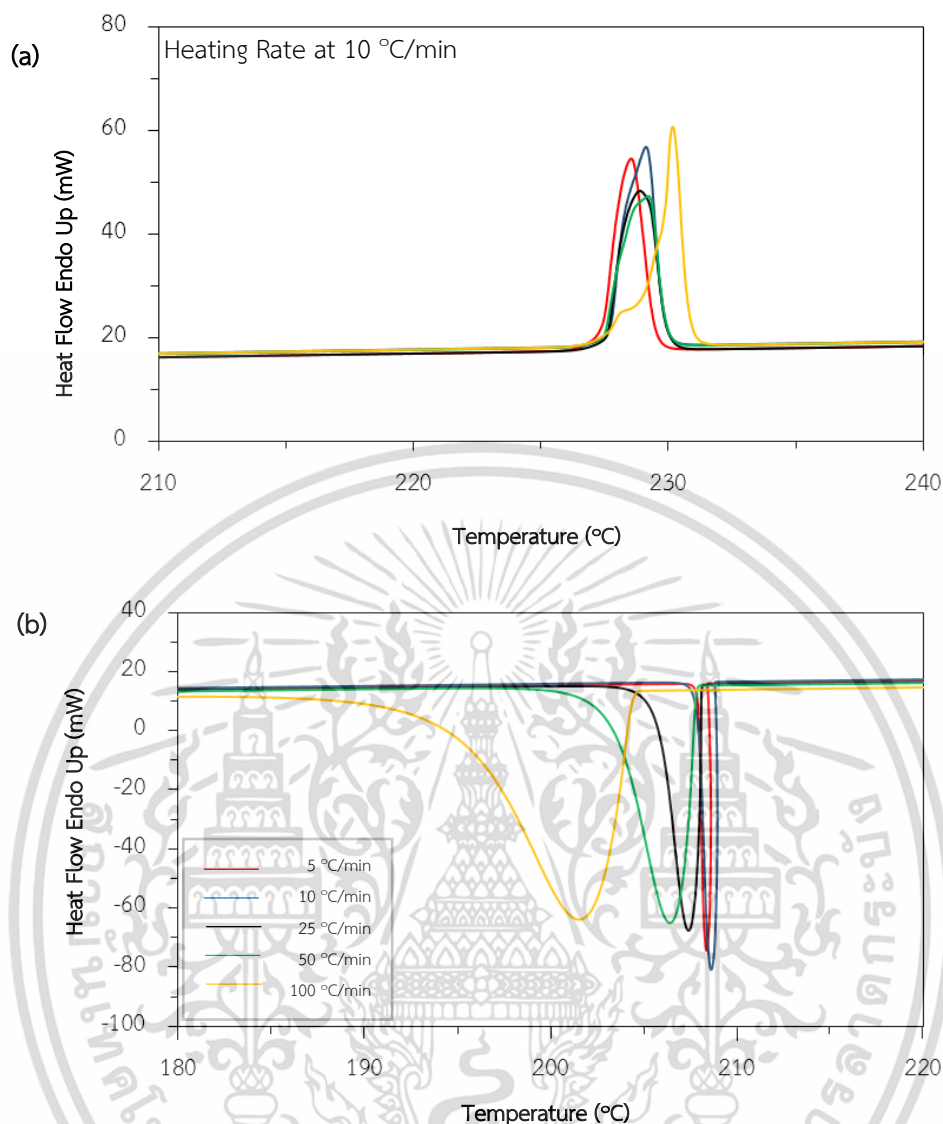
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูปที่ 4.13 แสดงกราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-0.7Cu ทำการทดลองด้วยอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน โดยเมื่อเพิ่มอัตราการเย็นตัว พบว่า มีพื้นที่ใต้กราฟของกราฟของอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงเพิ่มขึ้น ซึ่งมีแนวโน้มเช่นเดียวกันกับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn และโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่ปริมาณทองแดงแตกต่างกัน ซึ่งกราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu แสดงดังรูปที่ 4.14 และ 4.15 ตามลำดับ



รูปที่ 4.14 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu ที่อัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

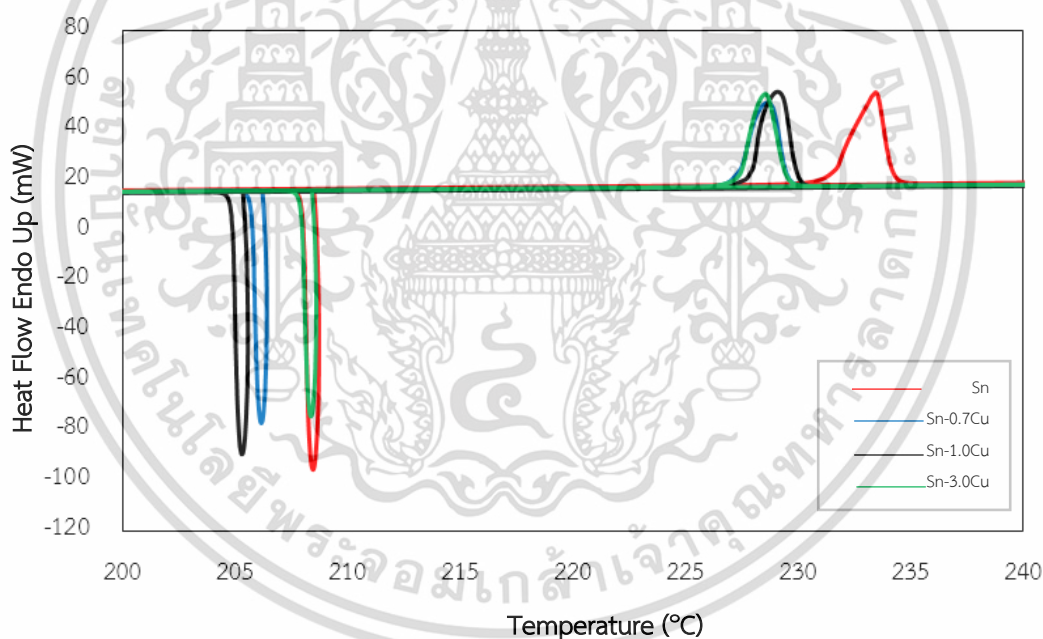


รูปที่ 4.15 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu ที่อัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน

เส้นโค้งของกราฟ DSC แสดงดังรูปที่ 4.12-4.15 คือ การเปรียบเทียบเส้นโค้ง DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ในแต่ละปริมาณทองแดงที่ทำการทดลองด้วยอัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน ได้แก่ 5 °C/min, 10 °C/min, 25 °C/min, 50 °C/min และ 100 °C/min ผลการทดลองเมื่อเพิ่มอัตราการเย็นตัวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว พบว่า โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ในแต่ละปริมาณทองแดงมีแนวโน้มของเส้นโค้ง DSC ไปในทิศทางเดียวกัน คือ เมื่อเพิ่มความเร็วในการลดอุณหภูมิของโลหะบัดกรีหรือการเพิ่มอัตราการเย็นตัว พบว่า พื้นที่ใต้กราฟ DSC มีพื้นที่กว้างมากขึ้น สำหรับกราฟ DSC ของปฏิบัติการการดูดความร้อน ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min ในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ทุกส่วนผสมที่ใช้มีค่าที่ใกล้เคียงกัน ซึ่งกราฟอาจมีการกระจายตัวอยู่บ้าง เนื่องจากความต่างของน้ำหนักของโลหะบัดกรีที่ใช้ในการทดลอง ซึ่งมีการเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

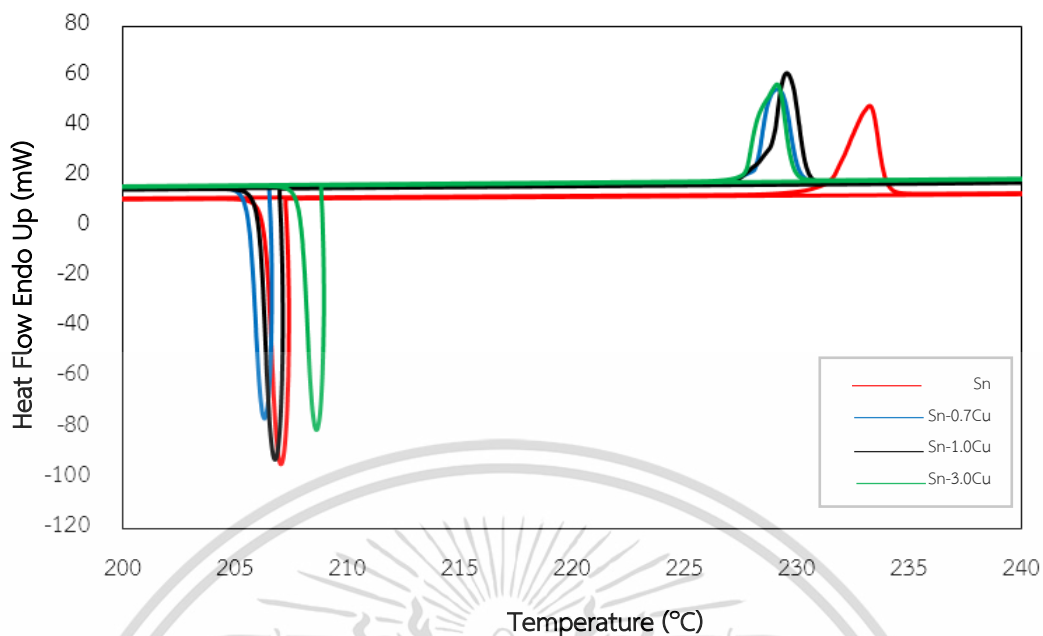
เตรียมให้มีน้ำหนัก 5 ± 0.5 mg ส่งผลให้กราฟแสดงพฤติกรรมทางความร้อนมีความคลาดเคลื่อนเล็กน้อย

เปรียบเทียบผล DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่มีปริมาณทองแดงแตกต่างกัน ได้แก่ Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ในอัตราการเย็นตัวเดียวกัน แสดงดังรูปที่ 4.16-4.20 จากรูปที่ 4.16 แสดงเส้นโค้ง DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่มีปริมาณทองแดงแตกต่างกันในอัตราการเย็นตัว $5^\circ\text{C}/\text{min}$ พบว่า เมื่อปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรี Sn-Cu เพิ่มขึ้นส่งผลให้อุณหภูมิการเกิดปฏิกิริยาเริ่มต้นและอุณหภูมิสูงสุดในการเกิดปฏิกิริยาของการดูดความร้อนมีแนวโน้มลดลงหรือกล่าวคือ โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu จะมีจุดหลอมเหลวลดต่ำลงเมื่อเพิ่มปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรี ส่วนกราฟการคายความร้อน พบว่า เมื่อเพิ่มปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรีทำให้อุณหภูมิการเกิดปฏิกิริยาเริ่มต้นและอุณหภูมิสูงสุดในการเกิดปฏิกิริยามีแนวโน้มลดลงเมื่อเทียบกับโลหะบัดกรี Sn คือ โลหะบัดกรีที่เติมทองแดงเริ่มเปลี่ยนสถานะจากของเหลวไปเป็นของแข็งช้าลง

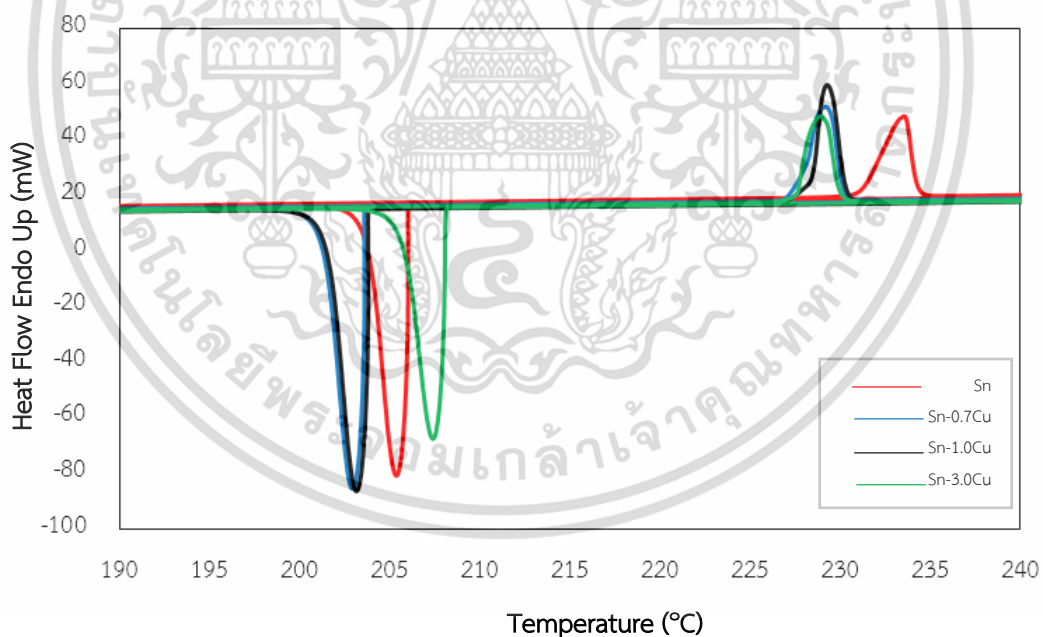


รูปที่ 4.16 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัว $5^\circ\text{C}/\text{min}$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

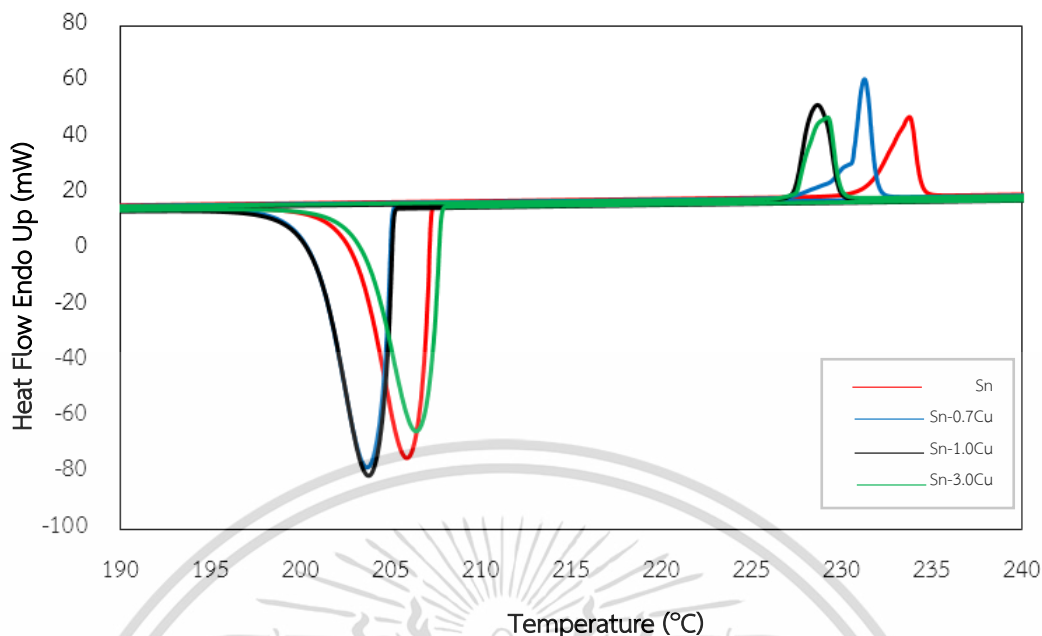


รูปที่ 4.17 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัว 10 °C/min

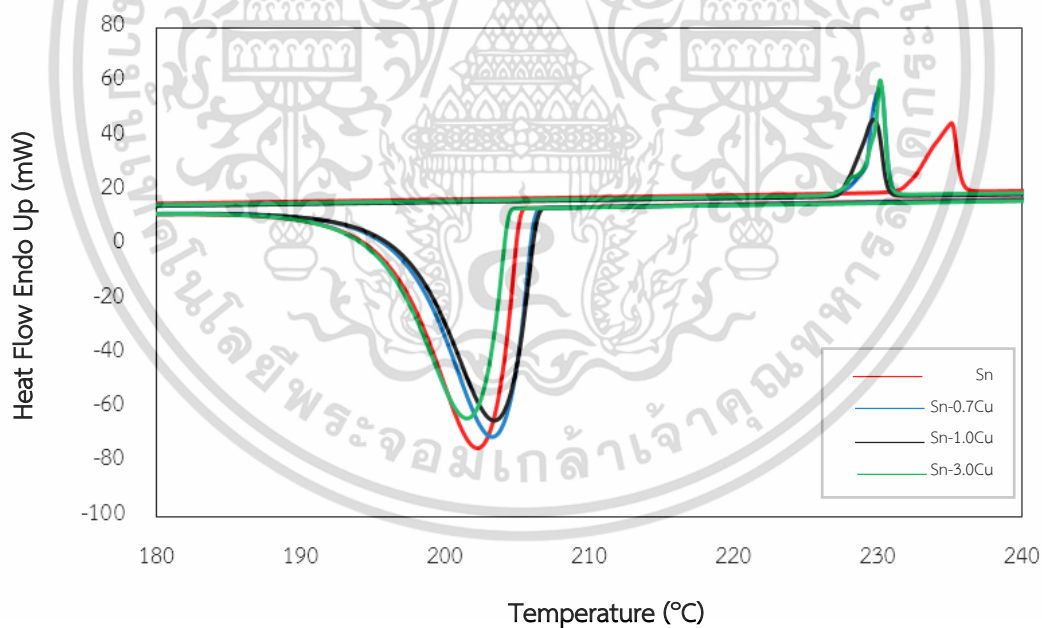


รูปที่ 4.18 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัว 25 °C/min

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.19 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัว 50 °C/min



รูปที่ 4.20 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัว 100 °C/min

จากรูปที่ 4.17 และ 4.18 แสดงเส้นกราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่มีปริมาณทองแดงแตกต่างกันในอัตราการเย็นตัว 10 °C/min และ 25 °C/min พบว่า อุณหภูมิการเกิดปฏิกิริยาเริ่มต้นและอุณหภูมิสูงสุดในกราฟการเกิดปฏิกิริยาของการดูดความร้อนและการคายความร้อนเป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่ออนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

คายความร้อนเป็นไปในทิศทางเดียวกันกับกราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่มีปริมาณทองแดงแตกต่างกันในอัตราการเย็นตัว 5 °C/min คือ โลหะบัดกรีมีอุณหภูมิการเกิดปฏิกิริยาคูดความร้อนมีค่าน้อยลง หรือการเติมทองแดงในโลหะบัดกรีส่งผลให้โลหะบัดกรีมีจุดหลอมเหลวต่ำลงจากจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี Sn สำหรับกราฟ DSC ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่มีปริมาณทองแดงแตกต่างกันในอัตราการเย็นตัว 50 °C/min และ 100 °C/min พบว่าอุณหภูมิการเกิดปฏิกิริยาเริ่มต้นและอุณหภูมิสูงสุดในการเกิดปฏิกิริยาของเส้นกราฟของปฏิกิริยาคูดความร้อนมีแนวโน้มลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรี ส่วนค่า T_{Onset} และ T_{Peak} ของกราฟการคายความร้อนมีค่าใกล้เคียงกันเมื่อปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu เพิ่มขึ้น แสดงดังรูปที่ 4.19-4.20

4.2.2 อุณหภูมิโซลิดัสและอุณหภูมิลิกวิดัส

จากการวิเคราะห์ผล DSC ของกราฟคายความร้อนและกราฟการคายความร้อนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ที่มีปริมาณทองแดงแตกต่างกัน เมื่อให้ความร้อน (Heating) ด้วยอัตรา 10 °C/min และคายความร้อนหรือเย็นตัว (Cooling) ด้วยอัตราที่แตกต่างกัน ซึ่งผลการทดลองสามารถสรุปได้ในตารางที่ 4.25 แสดงให้เห็นว่าการเติมทองแดงมีผลต่อการลดของอุณหภูมิ โซลิดัส (T_{Onset}), อุณหภูมิลิกวิดัส (T_{End}) และช่วงกราฟของการคายความร้อนหรือการหลอมเหลวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu ในระหว่างกระบวนการให้ความร้อน เมื่อทองแดงที่ผสมอยู่ในโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้นอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงจะมีค่าลดลง โดยคำนวณช่วงของการหลอมละลาย (Pasty Range) จากผลต่างของอุณหภูมิสุดท้ายของการเปลี่ยนแปลงเฉลี่ยกับอุณหภูมิเริ่มต้นเกิดการเปลี่ยนแปลงเฉลี่ยในปฏิกิริยาคูดความร้อน ดังสมการที่ (4.5) [50-52]

$$\text{Pasty Range} = \text{Heating } T_{\text{End}} - \text{Heating } T_{\text{Onset}} \quad (4.5)$$

ตารางที่ 4.25 อุณหภูมิโซลิดัส (Heating T_{Onset}) และอุณหภูมิลิกวิดัส (Heating T_{End}) ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu และช่วงการหลอมละลาย

Solder Alloys	Heating		Pasty Range (°C)
	T_{Onset} (°C)	T_{End} (°C)	
Sn	231.59	234.51	2.92
Sn-0.7Cu	228.58	230.49	1.91
Sn-1.0Cu	228.06	230.22	2.16
Sn-3.0Cu	227.94	229.97	2.03

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ช่วงการหลอมเหลวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Cu มีการเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยเมื่อโลหะบัดกรีมีปริมาณทองแดงที่แตกต่างกัน โดยโลหะบัดกรีชนิด Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu มีค่าช่วงการหลอมละลาย 2.92 °C, 1.91 °C, 2.16 °C และ 2.03 °C ตามลำดับ โดยช่วงการหลอมละลายของโลหะบัดกรีที่มีการเติมทองแดงจะมีค่าลดลงจากโลหะบัดกรี Sn และช่วงของการหลอมละลายของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่ใช้ในการศึกษานี้มีค่าต่ำกว่าช่วงการหลอมละลายของโลหะบัดกรี Pb-61.9Sn (Pb-Sn Eutectic) ที่มีค่าเท่ากับ 11.5 °C [42, 50] คุณสมบัติของช่วงการหลอมละลายเป็นสิ่งสำคัญมากสำหรับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ หากช่วงการหลอมละลายกว้างอาจทำให้เกิดปัญหาในการผลิต เช่น ความกว้างของช่วงการหลอมละลายเพิ่มแนวโน้มที่จะเกิดความพรุนและการฉีกขาดเนื่องจากผลของการหดตัวของโลหะผสมและการหดตัวเนื่องจากความร้อนที่แตกต่างกันระหว่างการแข็งตัว ด้วยเหตุนี้โลหะบัดกรี Sn-Cu จึงมีความน่าเชื่อถือที่น่าพอใจ [51] นอกจากนี้ อันเดอร์คูลิ่ง (Undercooling) เป็นอีกปัจจัยหลักที่มีผลต่อความน่าเชื่อถือของรอยบัดกรีที่กำหนดพฤติกรรมของการแข็งตัวของโลหะบัดกรี อันเดอร์คูลิ่ง หมายถึงความแตกต่างระหว่างจุดเริ่มต้นของการหลอมละลายในระหว่างขั้นตอนการทำความร้อนและจุดเริ่มต้นของการแข็งตัวระหว่างขั้นตอนการลดอุณหภูมิ ดังสมการที่ (4.6) [52]

$$\text{Undercooling; } \Delta T = \text{Heating } T_{\text{Onset}} - \text{Cooling } T_{\text{Onset}} \quad (4.6)$$

ตารางที่ 4.26-4.30 เปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัวที่แต่ละอัตราตามลำดับ ซึ่งผลการทดลองสามารถสรุปได้ว่า ที่การทดลองด้วยอัตราการเย็นตัว 5 °C/min ค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ลดลงอย่างมีนัยสำคัญจาก 22.93 °C ถึง 18.93 °C ที่อัตราการเย็นตัว 10 °C/min อันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu มีค่าลดลงจาก 24.14 °C ถึง 18.86 °C ช่วงการเย็นของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัว 25 °C/min มีค่าลดลงจาก 27.49 °C ถึง 19.49 °C และอัตราการเย็นตัว 50 °C/min ค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu มีค่าลดลงจาก 24.52 °C ถึง 19.69 °C ด้วยการเติม Cu ที่ 3.0 wt% สำหรับค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัว 100 °C/min มีค่าลดลงจาก 26.82 °C ถึง 21.53 °C ด้วยการเติมทองแดงที่ปริมาณ 1.0 wt% แสดงเปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัวแตกต่างกันดังรูปที่ 4.21

ตารางที่ 4.26 เปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 5 °C/min

Solder Alloys (wt%)	Heating	Cooling	Undercooling (°C)
	T_{Onset} (°C)	T_{Onset} (°C)	$(T_{\text{Heat Onset}} - T_{\text{Cool Onset}})$
Sn	231.49	208.56	22.93
Sn-0.7Cu	227.31	206.26	21.05
Sn-1.0Cu	227.90	205.40	22.50
Sn-3.0Cu	227.40	208.47	18.93

ตารางที่ 4.27 เปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 10 °C/min

Solder Alloys (wt%)	Heating	Cooling	Undercooling (°C)
	T_{Onset} (°C)	T_{Onset} (°C)	$(T_{\text{Heat Onset}} - T_{\text{Cool Onset}})$
Sn	231.42	207.28	24.14
Sn-0.7Cu	228.15	206.54	21.61
Sn-1.0Cu	228.76	207.01	21.75
Sn-3.0Cu	227.71	208.85	18.86

ตารางที่ 4.28 เปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 25 °C/min

Solder Alloys (wt%)	Heating	Cooling	Undercooling (°C)
	T_{Onset} (°C)	T_{Onset} (°C)	$(T_{\text{Heat Onset}} - T_{\text{Cool Onset}})$
Sn	231.36	206.01	25.35
Sn-0.7Cu	227.88	203.59	24.29
Sn-1.0Cu	228.41	203.80	24.61
Sn-3.0Cu	227.58	208.09	19.49

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

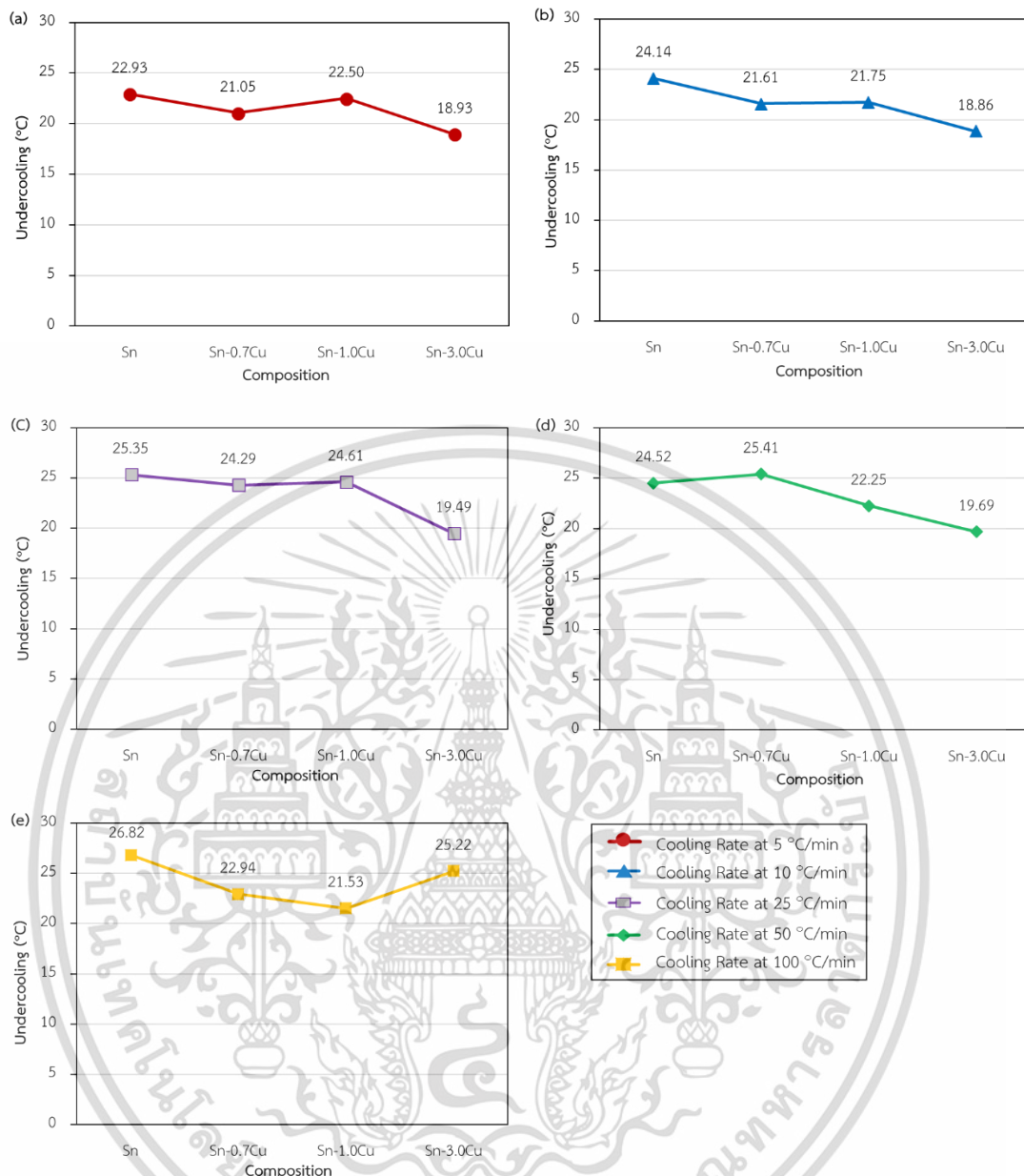
ตารางที่ 4.29 เปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 50 °C/min

Solder Alloys (wt%)	Heating	Cooling	Undercooling (°C)
	T_{Onset} (°C)	T_{Onset} (°C)	$(T_{\text{Heat Onset}} - T_{\text{Cool Onset}})$
Sn	231.74	207.22	24.52
Sn-0.7Cu	230.46	205.05	25.41
Sn-1.0Cu	227.38	205.13	22.25
Sn-3.0Cu	227.46	207.77	19.69

ตารางที่ 4.30 เปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 100 °C/min

Solder Alloys (wt%)	Heating	Cooling	Undercooling (°C)
	T_{Onset} (°C)	T_{Onset} (°C)	$(T_{\text{Heat Onset}} - T_{\text{Cool Onset}})$
Sn	231.95	205.13	26.82
Sn-0.7Cu	229.08	206.14	22.94
Sn-1.0Cu	227.86	206.33	21.53
Sn-3.0Cu	229.57	204.35	25.22

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.21 เปรียบเทียบค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน

จากรูปที่ 4.21 แสดง (a) ค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 5 °C/min, (b) ค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 10 °C/min, (c) ค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 25 °C/min, (d) ค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 50 °C/min และ (e) ค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Sn-Cu ที่อัตราการให้ความร้อน 10 °C/min และอัตราการเย็นตัว 100 °C/min โดยค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีที่มีการเติมทองแดงในทุกอัตราการเย็นตัวมีแนวโน้มต่ำกว่าค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรีชนิด Sn ที่อัตราการเย็นตัวเดียวกัน โดยหากโลหะบัดกรีมีค่าอันเดอร์คูลิ่งน้อย การเย็นตัวจะเริ่มเกิดขึ้นได้เร็วส่งผลให้ผลึกที่เกิดขึ้นมีขนาดที่ใหญ่ ดังนั้นจากรูปที่ 4.21 (a-d) ซึ่งเป็นการทดลองด้วยอัตราการเย็นตัว 5, 10, 25 และ 50 °C/min ตามลำดับ พบว่า ค่าอันเดอร์คูลิ่งมีแนวโน้มลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรี สำหรับค่าอันเดอร์คูลิ่งของการทดลองด้วยอัตราการเย็นตัว 100 °C/min แสดงดังรูปที่ 4.21 (e) พบว่า ค่าอันเดอร์คูลิ่งของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu มีค่าเพิ่มขึ้นไปจากโลหะบัดกรีชนิดอื่น เนื่องจากโลหะบัดกรีชนิดนี้มีปริมาณทองแดงอยู่ค่อนข้างมาก เมื่อลดอุณหภูมิด้วยอัตราที่มากอาจส่งผลให้เกิดความล่าช้าอันเนื่องมาจากความร้อน (Thermal Lag) กล่าวคือ อุณหภูมิของชิ้นงานลดลงช้ากว่าอุณหภูมิของเครื่องส่งผลให้อันเดอร์คูลิ่งมีค่าสูงขึ้น

4.3 ค่าตัวแปรทางจลนพลศาสตร์

4.3.1 ค่าพลังงานการกระตุ้น

หาค่าตัวแปรทางจลนพลศาสตร์ (Kinetic Parameters) โดยคำนวณหาค่าพลังงานการกระตุ้น (Activation Energy) ตามวิธีแบบ Kissinger equation ดังสมการที่ 4.7 [53] วิธีแบบ Kissinger นี้เป็นวิธีการที่ง่ายและรวดเร็วในการหาค่าพลังงานการกระตุ้น ซึ่งมีประโยชน์ในการศึกษาเปรียบเทียบโดยเฉพาะอย่างยิ่งการทดลองที่เกิดขึ้นในช่วงอัตราความร้อนคงที่และมีการกำหนดอุณหภูมิสูงสุดไว้แล้ว [54]

$$\ln\left(\frac{\beta}{T_p^2}\right) = -\frac{E_a}{RT_p} + \text{Constant} \quad (4.7)$$

เมื่อ β คือ อัตราการเย็นตัว (Cooling Rate, °C/min) และ T_p คือ อุณหภูมิสูงสุด (Peak Maximum Temperature) ในหน่วยเคลวิน ด้วยการพล็อต $\ln\left(\frac{\beta}{T_p^2}\right)$ กับ $1/T_p$ หรือ $1/K$ โดยที่ใช้สมการเส้นตรงเพื่อหาค่าความชัน (Slope) ของเส้นตรง [53] ค่าพารามิเตอร์ที่ได้จากการทดลองของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดแสดงดังตารางที่ 4.31-4.34 และกราฟเส้นตรงของโลหะบัดกรีแต่ละส่วนผสมแสดงดังรูปที่ 4.22-4.25

ตารางที่ 4.31 ค่าพารามิเตอร์ของโลหะบัดกรี Sn

Cooling Rate; β (°C/min)	Peak Temperature; T_p		T_p^2 (K)	$\ln\left(\frac{\beta}{T_p^2}\right)$	Reciprocal Temperature; $1/T_p$ (K ⁻¹)
	(°C)	(K)			
5	208.45	481.60	231938.56	-10.74478988	0.002076412
10	207.06	480.21	230601.64	-10.04586192	0.002082422
25	205.37	478.52	228981.39	-9.12252019	0.002089777
50	205.89	479.04	229479.32	-8.431545197	0.002087508
100	202.25	475.40	226005.16	-7.723142924	0.002103492

ตารางที่ 4.32 ค่าพารามิเตอร์ของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu

Cooling Rate; β (°C/min)	Peak Temperature; T_p		T_p^2 (K)	$\ln\left(\frac{\beta}{T_p^2}\right)$	Reciprocal Temperature; $1/T_p$ (K ⁻¹)
	(°C)	(K)			
5	206.15	479.30	229728.49	-10.7352155	0.002086376
10	206.30	479.45	229872.30	-10.04269413	0.002085723
25	202.95	476.10	226671.21	-9.112380008	0.002100399
50	203.67	476.82	227357.31	-8.422255117	0.002097227
100	203.28	476.43	226985.54	-7.72747143	0.002098944

ตารางที่ 4.33 ค่าพารามิเตอร์ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu

Cooling Rate; β (°C/min)	Peak Temperature; T_p		T_p^2 (K)	$\ln\left(\frac{\beta}{T_p^2}\right)$	Reciprocal Temperature; $1/T_p$ (K ⁻¹)
	(°C)	(K)			
5	205.30	478.45	228914.40	-10.73166551	0.002090083
10	206.79	479.94	230342.40	-10.0447371	0.002083594
25	203.17	476.32	226880.74	-9.11330397	0.002099429
50	203.77	476.92	227452.69	-8.422674518	0.002096788
100	203.43	476.58	227128.50	-7.728101014	0.002098284

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

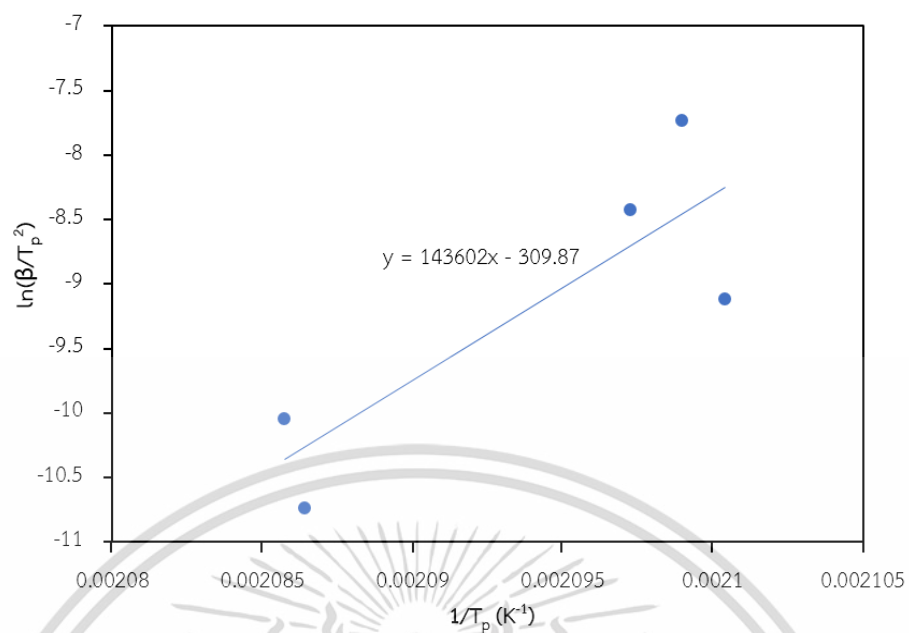
ตารางที่ 4.34 ค่าพารามิเตอร์ของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu

Cooling Rate; β (°C/min)	Peak Temperature; T_p (°C) (K)		T_p^2 (K)	$\ln\left(\frac{\beta}{T_p^2}\right)$	Reciprocal Temperature; $1/T_p$ (K ⁻¹)
5	208.37	481.52	231861.51	-10.74445762	0.002076757
10	208.60	481.75	232083.06	-10.05226552	0.002075765
25	207.39	480.54	230918.69	-9.130945118	0.002080992
50	206.40	479.55	229968.20	-8.433673323	0.002085288
100	201.53	474.68	225321.10	-7.720111600	0.002106682

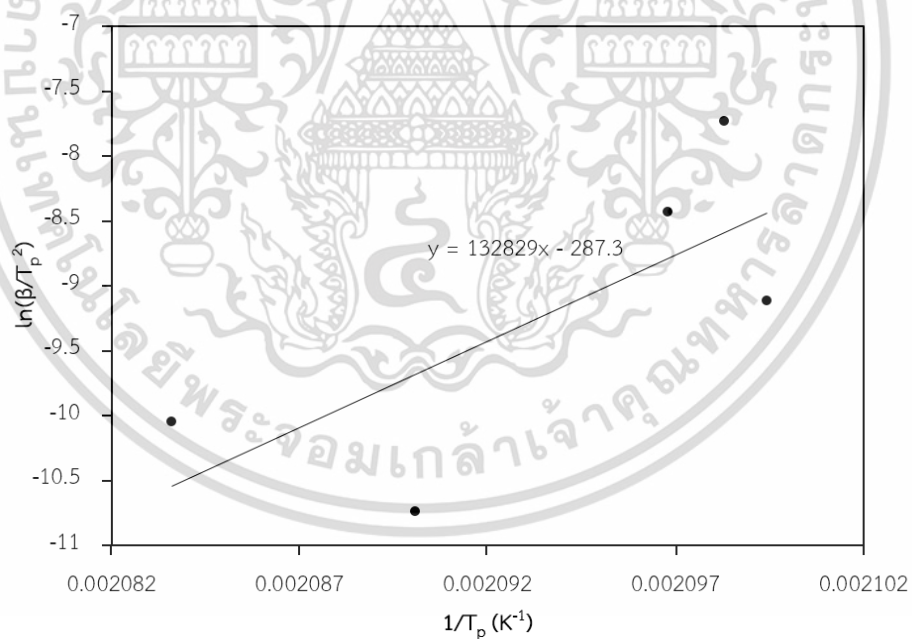


รูปที่ 4.22 กราฟเส้นตรงของโลหะบัดกรี Sn

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

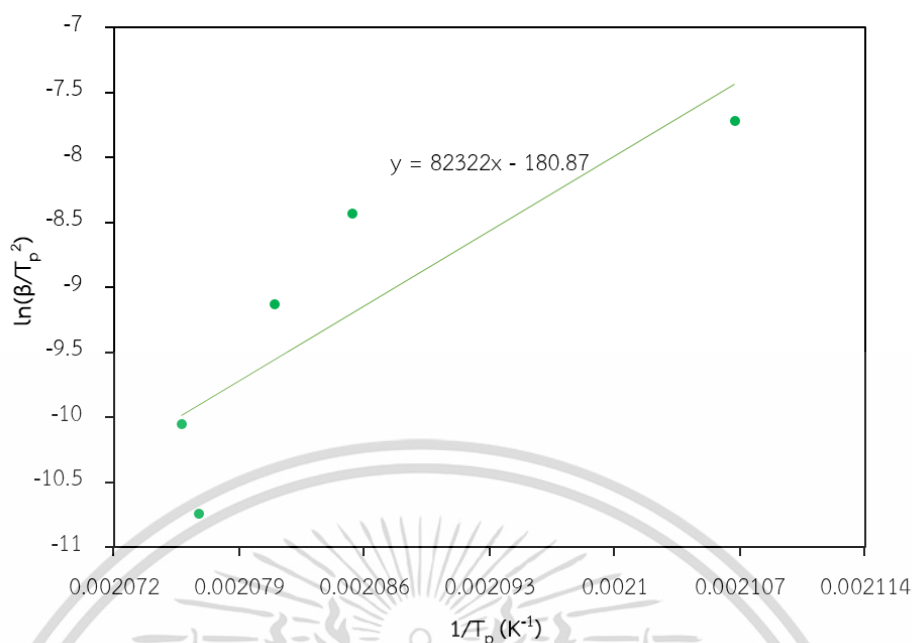


รูปที่ 4.23 กราฟเส้นตรงของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu



รูปที่ 4.24 กราฟเส้นตรงของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.25 กราฟเส้นตรงของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu

ค่าพลังงานการกระตุ้นของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu หลังการคำนวณด้วยวิธีการแบบ Kissinger แสดงดังตารางที่ 4.35 โดยค่าพลังงานในการกระตุ้นในการเกิดปฏิกิริยาคายความร้อนของโลหะบัดกรีชนิด Sn มีค่า เท่ากับ 919.98348 kJ/mol ซึ่งเป็นค่าพลังงานที่น้อยกว่าพลังงานการกระตุ้นของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu และ Sn-1.0Cu ที่มีค่าพลังงานเท่ากับ 1,193.33262 และ 1,103.80899 kJ/mol ตามลำดับ เนื่องจากการทดลองด้วยโลหะบัดกรีชนิด Sn เป็นการเกิดปฏิกิริยาระหว่างดีบุกในโลหะบัดกรีโดยไม่มีธาตุเติมและทองแดงในโลหะพื้น ทำให้ปฏิกิริยาการคายความร้อนใช้พลังงานการกระตุ้นในการเกิดปฏิกิริยาที่น้อยกว่า

ตารางที่ 4.35 ค่าพลังงานการกระตุ้นของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu

Solders	Slope	Activation Energy (kJ/mol)
Sn	110,708	919.98348
Sn-0.7Cu	143,602	1,193.33262
Sn-1.0Cu	132,829	1,103.80899
Sn-3.0Cu	82,322	684.09582

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

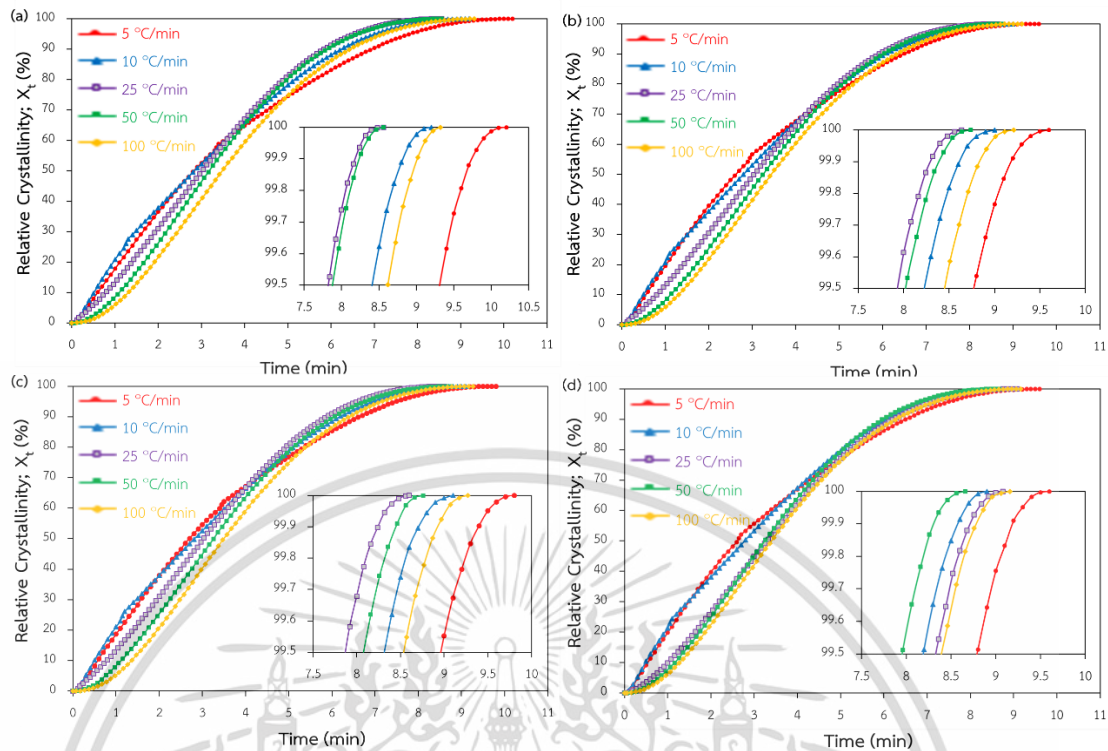
อย่างไรก็ตามเมื่อเปรียบเทียบระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ที่มีการเติมทองแดงลงไป พบว่า พลังงานที่ใช้ในการกระตุ้นให้เกิดการเปลี่ยนแปลงมีค่า 1,193.33262 kJ/mol, 1,103.80899 kJ/mol และ 684.09582 kJ/mol โดยสามารถอธิบายได้ว่า เมื่อมีการเติมทองแดงลงในโลหะบัดกรีด้วยปริมาณที่เพิ่มขึ้น ทำให้พลังงานการกระตุ้นลดลงหรือกล่าวเป็นอีกนัยหนึ่งได้ว่า เมื่อปริมาณทองแดงมากขึ้นส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงเฟสโดยใช้พลังงานน้อยลง นอกจากนี้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะยังสัมพันธ์กับพลังงานการกระตุ้น สำหรับการทดลองด้วยโลหะบัดกรีที่มีค่าพลังงานการกระตุ้นสูงจะมีความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะน้อยกว่าการทดลองด้วยโลหะบัดกรีที่มีค่าพลังงานกระตุ้นที่ต่ำกว่า ซึ่งอาจเป็นผลมาจากชั้นสารประกอบเชิงโลหะต้องใช้พลังงานมากขึ้นในการเจริญเติบโต [55]

4.3.2 จลนพลศาสตร์การเกิดผลึก

ศึกษาจลนพลศาสตร์การเกิดผลึก (Crystallization Kinetics) ของการทดลองโดยลดอุณหภูมิของโลหะบัดกรี Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ด้วยอัตราการเย็นตัว 5 °C/min, 10 °C/min, 25 °C/min, 50 °C/min และ 100 °C/min ซึ่งเป็นการศึกษาการเกิดผลึกภายใต้สภาวะอุณหภูมิไม่คงที่ (Non-Isothermal Crystallization) แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างการเกิดผลึก (Relative Degree of Crystallinity; X_t) กับเวลา (Time; t) ของโลหะบัดกรี Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัวแตกต่างกัน ดังรูปที่ 4.26 ในกรณีนี้การวิเคราะห์จลนพลศาสตร์การเกิดผลึก ได้ดำเนินการเพื่อประเมินพฤติกรรมการตกผลึกของของโลหะบัดกรีโดยใช้แบบจำลอง Avrami ที่ดัดแปลงโดย Jeziorny แสดงดังสมการที่ (4.8) [53]

$$1 - X_t = \exp(-Zt^n) \quad (4.1)$$

โดยที่ X_t คือ ระดับความเป็นผลึกสัมพัทธ์ ณ เวลา t , n คือ เลขชี้กำลังของอาฟรามิ (Avrami Exponent) ที่ขึ้นอยู่กับกลไกการสร้างนิวเคลียสและการเจริญเติบโต และ Z คือ ค่าคงที่ของอัตราการเติบโตที่เกี่ยวข้องกับพารามิเตอร์ของนิวเคลียสและอัตราการเติบโต ค่า n และ Z ถูกกำหนดจากความชันและจุดตัดของพล็อตของ $\ln[-\ln(1-X_t)]$ เทียบกับ $\ln t$ รูปที่ 4.27 แสดงกราฟของ $\ln[-\ln(1-X_t)]$ เทียบกับ $\ln t$ ซึ่งให้ความสัมพันธ์ที่ชัดเจนระหว่าง $\ln[-\ln(1-X_t)]$ และ $\ln t$ ที่มีความชันของ n และจุดตัดของ $\ln Z$



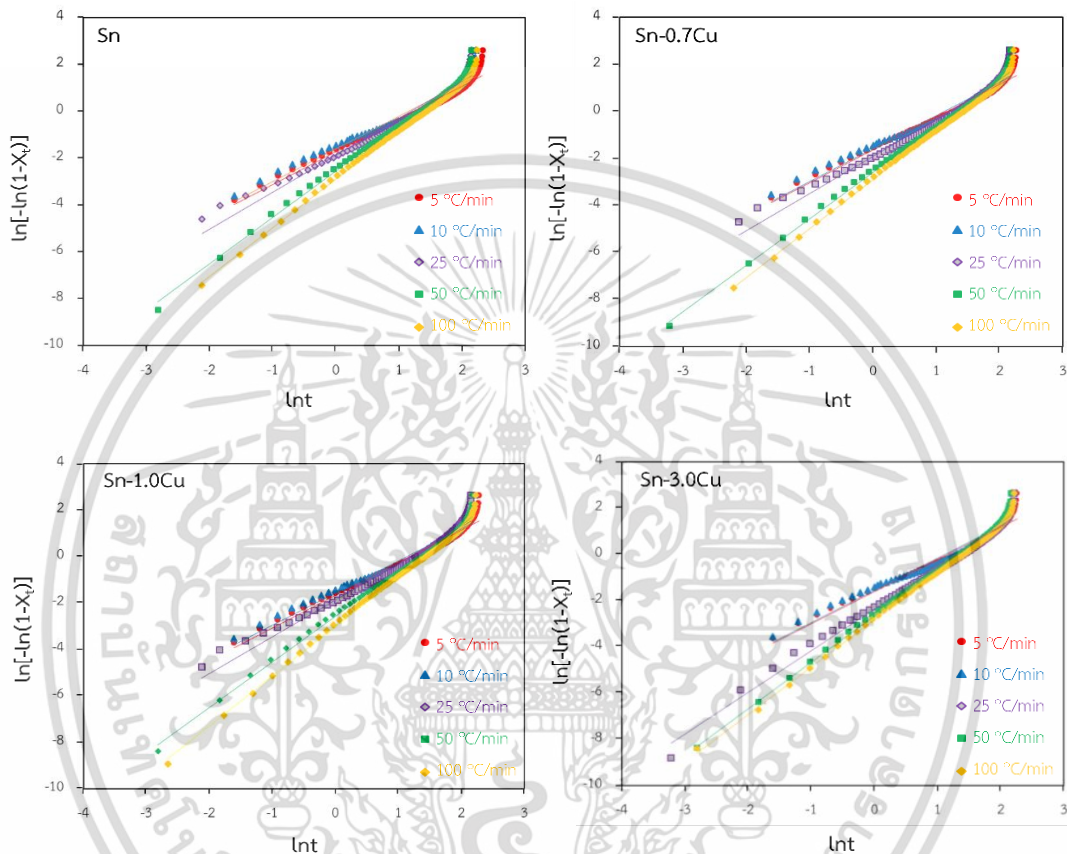
รูปที่ 4.26 ความสัมพันธ์ของการเกิดผลึกกับฟังก์ชันของเวลาของโลหะบัดกรี Sn-Cu ที่อัตราการเย็นตัวต่างกัน

สำหรับการตกผลึกภายใต้สภาวะอุณหภูมิไม่คงที่ ความสัมพันธ์ของการเกิดผลึกกับฟังก์ชันของเวลาของโลหะบัดกรี แสดงดังรูปที่ 4.26 (a) โลหะบัดกรี Sn (b) โลหะบัดกรี Sn-0.7Cu (c) โลหะบัดกรี Sn-1.0Cu และ (d) โลหะบัดกรี Sn-3.0Cu ที่อัตราการเย็นตัวต่างกัน เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์ของการเกิดผลึกกับฟังก์ชันของเวลาของโลหะบัดกรี Sn-Cu ในช่วงเริ่มเกิด พบว่า ระยะเวลา มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่ออัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้น แล้วจึงมีการเปลี่ยนแปลงของกราฟความสัมพันธ์ของการเกิดผลึกกับฟังก์ชันของเวลาในช่วงกลาง เนื่องจากมีเฟสที่ 2 คือ Cu_3Sn เกิดขึ้นมาในการทดลอง ด้วยอัตราการเย็นตัว $5^\circ\text{C}/\text{min}$ $10^\circ\text{C}/\text{min}$ และ $25^\circ\text{C}/\text{min}$ สำหรับในช่วงท้ายของกราฟที่อัตราการเย็นตัวที่ $5^\circ\text{C}/\text{min}$ การเกิดผลึกโดยสมบูรณ์ใช้เวลามากที่สุดในการทดลองด้วยโลหะบัดกรีทุกส่วนผสมที่ใช้ เนื่องจากการลดอุณหภูมิของโลหะบัดกรีที่ใช้อัตราการเย็นตัวอย่างช้า ๆ จึงใช้เวลานานและที่สภาวะการเย็นตัวนี้เฟส Cu_3Sn มีความหนาแน่นมากที่สุด ซึ่งเป็นเฟสที่ต้องใช้เวลาในการเกิดค่อนข้างมาก ในการทดลองด้วยอัตราการเย็นตัว $10^\circ\text{C}/\text{min}$, $25^\circ\text{C}/\text{min}$, $50^\circ\text{C}/\text{min}$ และ $100^\circ\text{C}/\text{min}$ ใช้ระยะเวลาในการเกิดผลึกจนสมบูรณ์ที่ค่อนข้างใกล้เคียงไม่ต่างกันมากนัก สำหรับการทดลองด้วยอัตราการเย็นตัวที่ $100^\circ\text{C}/\text{min}$ เป็นการลดอุณหภูมิอย่างรวดเร็ว แต่เมื่อพิจารณา

ความสัมพันธ์ของการเกิดผลึกกับฟังก์ชันของเวลาของโลหะบัดกรี Sn-Cu พบว่า มีการใช้เวลานาน เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่ภายนอก

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ในการเกิดผลึกซึ่งสอดคล้องกับความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยชั้นสารประกอบเชิงโลหะของการทดลองที่ อัตราการเย็นตัวที่ 100 °C/min ของทุกโลหะบัดกรีมีความหนาน้อยที่สุดเมื่อเปรียบเทียบกับอัตราการเย็นตัวอื่น ดังนั้นผลึกสามารถเกิดขึ้นได้ช้าจึงต้องใช้เวลาในการเปลี่ยนแปลงมาก



รูปที่ 4.27 กราฟ $\ln[-\ln(1-X_t)]$ เทียบกับ $\ln t$ ของ (a) Sn (b) Sn-0.7Cu (c) Sn-1.0Cu และ (d) Sn-3.0Cu ที่อัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน

อย่างไรก็ตามเพื่อให้เข้าใจถึงอัตราการเกิดผลึกของโลหะบัดกรีได้ชัดเจนขึ้น จึงมีการรายงานข้อมูลเป็นครึ่งเวลาในการเกิดผลึก (Crystallization Half-Time; $t_{1/2}$) ซึ่งหมายถึง เวลาที่เกิดผลึกไปแล้วร้อยละ 50 ของปริมาณผลึกทั้งหมดที่เกิดขึ้น ($X_t = 0.5$) ค่า $t_{1/2}$ แปรผกผันกับอัตราการเกิดผลึก (Z) นั่นคือ ถ้าอัตราการเกิดผลึกมีค่ามากผลึกสามารถเกิดขึ้นได้เร็ว ค่า $t_{1/2}$ จะมีค่าน้อย ในทางกลับกัน ถ้าอัตราการเกิดผลึกมีค่าน้อยผลึกเกิดได้ช้า ค่า $t_{1/2}$ จะมีค่ามาก ดังนั้นการเติมธาตุประเภทต่าง ๆ อาจส่งผลให้ช่วยในการก่อผลึก [56] โดยอัตราการเกิดผลึกขึ้นอยู่กับอัตราการเย็นตัว (Z_c) มีค่าเพิ่มขึ้นเมื่ออัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้นซึ่งสัมพันธ์กับ $t_{1/2}$ ที่มีค่าเพิ่มขึ้นเช่นกัน เปรียบเทียบอัตราการเกิดผลึกและ

ครึ่งชีวิตของการเกิดผลึกของโลหะบัดกรี Sn-Cu ดังตารางที่ 4.36-4.39
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.36 เปรียบเทียบอัตราการเกิดผลึกและครึ่งชีวิตของการเกิดผลึกของโลหะบัดกรี Sn

Cooling Rate	n	Z	Z_c	$t_{1/2}$ (min)
5	1.4056	0.175678	0.706226	2.655182
10	1.3963	0.200649	0.851616	2.429869
25	1.5768	0.152712	0.927588	2.609973
50	1.9818	0.076842	0.949975	3.033882
100	2.0709	0.054743	0.971367	3.407019

ตารางที่ 4.37 เปรียบเทียบอัตราการเกิดผลึกและครึ่งชีวิตของการเกิดผลึกของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu

Cooling Rate	n	Z	Z_c	$t_{1/2}$ (min)
5	1.3979	0.195988	0.721848	2.468552
10	1.3985	0.205687	0.85373	2.383827
25	1.5802	0.147799	0.926375	2.659051
50	1.9743	0.074736	0.949447	3.089904
100	2.0853	0.055471	0.971495	3.356983

ตารางที่ 4.38 เปรียบเทียบอัตราการเกิดผลึกและครึ่งชีวิตของการเกิดผลึกของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu

Cooling Rate	n	Z	Z_c	$t_{1/2}$ (min)
5	1.4039	0.187027	0.715124	2.542393
10	1.3873	0.205584	0.853688	2.401470
25	1.5800	0.151117	0.927198	2.622276
50	1.9644	0.075148	0.949551	3.098834
100	2.1418	0.049085	0.970308	3.442497

ตารางที่ 4.39 เปรียบเทียบอัตราการเกิดผลึกและครึ่งชีวิตของการเกิดผลึกของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu

Cooling Rate	n	Z	Z_c	$t_{1/2}$ (min)
5	1.3882	0.197918	0.723265	2.466713
10	1.3862	0.209507	0.855303	2.370597
25	1.8046	0.094034	0.909770	3.025093
50	2.0164	0.070397	0.948312	3.108818
100	2.0572	0.059101	0.972111	3.309397

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากตารางที่ 4.36-4.39 แสดงตารางเปรียบเทียบอัตราการเกิดผลึกและครึ่งชีวิตของการเกิดผลึกของโลหะบัดกรี Sn, Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu พบว่า ครึ่งชีวิตของการเกิดผลึกแปรผกผันกับอัตราการเกิดผลึก เมื่อโลหะบัดกรีมีอัตราการเกิดผลึกมากครึ่งชีวิตของการเกิดผลึกก็จะใช้ระยะเวลาที่สั้น โดยที่อัตราการเย็นตัว $10\text{ }^{\circ}\text{C/min}$ มีค่า $t_{1/2}$ น้อยที่สุดในทุกการทดลองด้วยโลหะบัดกรี Sn-Cu ที่ปริมาณทองแดงแตกต่างกัน เนื่องจากการทดลองด้วยอัตราการเย็นตัว $10\text{ }^{\circ}\text{C/min}$ มีค่าอัตราการเกิดผลึกมากที่สุด แสดงว่าที่สภาวะการทดลองนี้เป็นสภาวะที่โลหะบัดกรี Sn-Cu มีอัตราการเกิดผลึกโดยใช้ระยะเวลาที่น้อยที่สุด



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 5

สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการทดลอง

ในงานวิจัยฉบับนี้ศึกษาอิทธิพลของปริมาณทองแดงและอัตราการเย็นตัวต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-xCu โดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่มีปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรี ได้แก่ โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu สามารถสรุปผลการทดลองได้ดังนี้

จากการศึกษาโครงสร้างจุลภาคของโลหะของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น พบว่า ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นที่ผิวสัมผัสระหว่างพื้นผิวโลหะบัดกรีและแผ่นทองแดงของการลดอุณหภูมิของโลหะบัดกรีด้วยอัตราการเย็นตัวที่ 5-25 °C/min ขึ้น 2 เฟส คือ Cu_6Sn_5 และ Cu_3Sn โดยเกิดเฟส Cu_6Sn_5 ขึ้นมาก่อน แล้วจึงเกิดเฟส Cu_3Sn ที่ผิวสัมผัสระหว่างโลหะพื้นทองแดงและเฟส Cu_6Sn_5 แต่ขณะใช้การลดอุณหภูมิที่เร็วขึ้น ที่ 50-100 °C/min พบชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพียงเฟสเดียว คือ Cu_6Sn_5

หลังการทดลองเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ระหว่างบริเวณผิวสัมผัสระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดง ที่อัตราการเย็นตัวเดียวกัน ซึ่งเกิดขึ้นจากการทดลองด้วยโลหะบัดกรี Sn, Sn-0.7Cu และ Sn-1.0Cu ชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีความหนาเพิ่มขึ้นซึ่งแปรผันตรงกับปริมาณของทองแดงที่เพิ่มขึ้น โดยความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_3Sn จะเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณของทองแดงในโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 จากการทดลองด้วยโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu เป็นไปในทิศทางตรงกันข้ามกับ Sn, Sn-0.7Cu และ Sn-1.0Cu เนื่องจาก Cu_6Sn_5 มีแนวโน้มที่จะสลายตัวทำให้ดีบุกในโลหะบัดกรีสามารถแพร่ผ่าน Cu_6Sn_5 ไปทำปฏิกิริยากับทองแดงเกิดเฟส Cu_3Sn นอกจากนี้โลหะบัดกรี Sn-3.0Cu มีปริมาณทองแดงที่มาก ทำให้ทองแดงในโลหะบัดกรีทำปฏิกิริยากับดีบุกในโลหะบัดกรี ทำให้เกิดเฟส Cu_6Sn_5 ภายในโลหะบัดกรีแทนที่จะเกิดบริเวณผิวสัมผัสของแผ่นทองแดงกับโลหะบัดกรี ความหนาของชั้นสารประกอบจึงลดลง แต่เมื่อพิจารณาความหนารวมของสารประกอบที่เกิดขึ้นทั้ง 2 บริเวณ ของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu เปรียบเทียบกับความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีชนิดอื่น พบว่า ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ มีความหนาเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น

จากการทดลองด้วยโลหะบัดกรีชนิดเดียวกัน ที่อัตราการเย็นตัวที่ 5-100 °C/min พบว่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังการทดลอง ชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะมีความหนาลดลงเมื่อใช้อัตราการเย็นตัวที่มาก เนื่องจากการลดอุณหภูมิของโลหะบัดกรีที่เร็วขึ้น ซึ่งเฟสของสารประกอบเชิงโลหะเป็นเฟสที่ต้องใช้ระยะเวลา การเกิดขึ้นจึงสามารถเกิดได้น้อยลงทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะลดลง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ค่าพฤติกรรมทางความร้อนหลังการให้ความร้อน ที่อัตราการเย็นตัวที่ $10\text{ }^{\circ}\text{C/min}$ กับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu มีแนวโน้มที่ใกล้เคียงกัน สำหรับค่าพฤติกรรมทางความร้อนหลังลดอุณหภูมิของโลหะบัดกรี ในอัตราการเย็นตัว $5\text{ }^{\circ}\text{C/min}$, $10\text{ }^{\circ}\text{C/min}$, $25\text{ }^{\circ}\text{C/min}$, $50\text{ }^{\circ}\text{C/min}$ และ $100\text{ }^{\circ}\text{C/min}$ มีแนวโน้มลดลงเมื่ออัตราการเย็นตัวเพิ่มขึ้น สำหรับช่วงการหลอมเหลวของโลหะบัดกรีสารตะกั่วชนิด Sn-Cu ถือว่าไม่มีการเปลี่ยนแปลงอย่างเห็นได้ชัดเมื่อเติมทองแดงลงไป แต่ช่วงของการหลอมละลายของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่ใช้ในการศึกษานี้มีค่าต่ำกว่าช่วงการหลอมละลายของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Pb ที่มีค่าเท่ากับ $11.5\text{ }^{\circ}\text{C}$ สำหรับค่าอินเตอร์คูลลิงมีแนวโน้มลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรี คือ โลหะบัดกรีเริ่มเกิดการเปลี่ยนสถานะจากของเหลวไปเป็นของแข็งได้เร็วยิ่งขึ้นเมื่อโลหะบัดกรีมีปริมาณทองแดงเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดหลังการทดลองด้วยโลหะบัดกรีที่มีปริมาณทองแดงมากมีความหนาที่มากกว่าโลหะบัดกรีที่มีปริมาณทองแดงที่น้อย

ค่าพลังงานการกระตุ้นของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu มีค่า เท่ากับ $1,193.33262\text{ kJ/mol}$, $1,103.80899\text{ kJ/mol}$ และ 684.09582 kJ/mol ตามลำดับ พบว่า พลังงานที่ใช้ในการกระตุ้นให้เกิดการเปลี่ยนแปลงมีค่าลดลงเมื่อมีการเติมทองแดงลงในโลหะบัดกรีด้วยปริมาณที่เพิ่มขึ้นหรือเมื่อปริมาณทองแดงมากขึ้นส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงเฟสมากขึ้น

ครึ่งชีวิตของการเกิดผลึกของโลหะบัดกรี Sn ที่การทดลองด้วยอัตราการเย็นตัวที่ $5\text{ }^{\circ}\text{C/min}$, $10\text{ }^{\circ}\text{C/min}$, $25\text{ }^{\circ}\text{C/min}$, $50\text{ }^{\circ}\text{C/min}$ และ $100\text{ }^{\circ}\text{C/min}$ มีค่า 2.655182 , 2.429869 , 2.609973 , 3.033882 และ 3.407019 ตามลำดับ $t_{1/2}$ ของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu ที่อัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน มีค่า 2.468552 , 2.383827 , 2.659051 , 3.089904 และ 3.356983 ตามลำดับ ครึ่งชีวิตของการเกิดผลึกของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu ที่อัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน มีค่า 2.542393 , 2.401470 , 2.622276 , 3.098834 และ 3.442497 ตามลำดับ สำหรับการทดลองด้วยโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu อัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกัน มีค่าครึ่งชีวิตของการเกิดผลึก ดังนี้ 2.466713 , 2.370597 , 3.025093 , 3.108818 และ 3.309397 ตามลำดับ ครึ่งชีวิตของการเกิดผลึกแปรผกผันกับอัตราการเกิดผลึกโดยอัตราการเกิดผลึกมีค่ามาก $t_{1/2}$ จะมีค่าน้อย เนื่องจากผลึกสามารถเกิดขึ้นได้เร็วจึงใช้เวลาน้อยในทางกลับกันหากอัตราการเกิดผลึกมีค่าน้อย $t_{1/2}$ จะมีค่ามาก เนื่องจากผลึกสามารถเกิดขึ้นได้ช้าจึงต้องใช้เวลาในการเปลี่ยนแปลงมาก โดยที่อัตราการเย็นตัว $10\text{ }^{\circ}\text{C/min}$ มีค่า $t_{1/2}$ น้อยที่สุด แสดงว่าเป็นสภาวะที่โลหะบัดกรี Sn-Cu ที่ปริมาณทองแดงแตกต่างกัน มีอัตราการเกิดผลึกโดยใช้ระยะเวลาที่น้อยที่สุด

5.2 ข้อเสนอแนะ

จากการศึกษานี้เป็นการศึกษาอิทธิพลของปริมาณทองแดงและอัตราการเย็นตัวต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-xCu โดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu ที่มีปริมาณทองแดงในโลหะบัดกรี ได้แก่ โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu, Sn-1.0Cu และ Sn-3.0Cu ทำการทดลองโดยอาศัยหลักการภายใต้สภาวะอุณหภูมิไม่คงที่ (Non-Isothermal Crystallization) ที่เป็นการกำหนดอัตราการเย็นตัวเพียงเท่านั้น จึงควรมีการทดลองโดยอาศัยหลักการภายใต้สภาวะอุณหภูมิคงที่ (Isothermal Crystallization) ที่เป็นการศึกษาโดยใช้การกำหนดอุณหภูมิที่ใช้ในการทดลองที่แตกต่างกัน เพื่อเป็นการเปรียบเทียบค่าพารามิเตอร์ต่าง ๆ เพิ่มเติม



บรรณานุกรม

- [1] E. George and M. Pecht. “RoHS compliance in safety and reliability critical electronics” **Microelectronics Reliability**. 2016. pp.1-7.
- [2] L. Yang, Y. Zhang, J. Dai, Y. Jing, J. Ge and N. Zhang. “Microstructure, Interfacial IMC and Mechanical Properties of Sn–0.7Cu–xAl (x = 0–0.075) Lead-Free Solder Alloy” **Materials and Design**. 67, 2015. pp.209-216.
- [3] P. Yao, X. Li, X. Liang and B. Yu. “Investigation of Soldering Process and Interfacial Microstructure Evolution for the Formation of Full Cu₃Sn joints in Electronic Packaging” **Materials Science in Semiconductor Processing**. 58, 2017. pp.39-50.
- [4] G. Li, Y. Shi, H. Hao, Z. Xia, Y. Lei and F. Guo. “Effect of Phosphorus Element on the Comprehensive Properties of Sn–Cu Lead-Free Solder” **Journal of Alloys and Compounds**. 491, 2010. pp.382–385.
- [5] Satyanarayan and K.N. Prabhu. “Reactive Wetting, Evolution of Interfacial and Bulk IMCs and their Effect on Mechanical Properties of Eutectic Sn–Cu solder alloy” **Advances in Colloid and Interface Science**. 166, 2011. pp.87-118.
- [6] H.R. Kotadiaa, O. Mokhtari, M.P. Clode, M.A. Greena and S.H. Mannana. “Intermetallic Compound Growth Suppression at High Temperature in SAC Solders with Zn Addition on Cu and Ni–P Substrates” **Journal of Alloys and Compounds**. 511, 2012. pp.176–188.
- [7] X. Hu, Y. Li and Z. Min. “Interfacial Reaction and IMC Growth between Bi-containing Sn0.7Cu Solders and Cu Substrate During Soldering and Aging” **Journal of Alloys and Compounds**. 582, 2014. pp.341-34.
- [8] A.A. El-Daly, W.M. Desoky, A.F. Saad, N.A. Mansor, E.H. Lotfy, H.M. Abd-Elmoniem and H. Hashem. “The Effect of Undercooling on the Microstructure and Tensile Properties of Hypoeutectic Sn–6.5Zn–xCu Pb-Free Solders” **Materials and Design**. 80, 2015. pp.152-162
- [9] F. Hodaj, L. Petit, L. Baggetto, O. Boisier and L. Vefneyre. “Undercooling of Sn-Ag-Cu Alloys: Solder Balls and Solder Joints Solidification” 2013.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บรรณานุกรม (ต่อ)

- [10] ธนชัย เอกธนานันท์. 2559. **PCB-Assembly**. [Online]. Available : [http:// arduiembededsystem.blogspot.com/p/blog-page.html](http://arduiembededsystem.blogspot.com/p/blog-page.html).
- [11] Corporate Staff Development, Electronic Components and Materials Diviskn, N. V. Philips Gloeilampfenfabrieken, Eindhoven and The Netherlands. “Future Development of Electronic Components” **Electrocomponent Science and Technology**. Vol. 1, 1974. pp.103-112.
- [12] PSP TECH CO., LTD. 2558. **เทคนิคการบัดกรี**. [Online]. Available : <http://www.psptech.co.th>.
- [13] **อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ (IC และ PCB)**. [Online]. Available : <http://www2.diw.go.th>.
- [14] ประพิศ ประคุณหังสิต และวาสนา คงสุข. “โลหะบัดกรี” **วารสารวิทยาศาสตร์บริการ**. 49, มกราคม 2544. pp.21-23.
- [15] **ตะกั่วบัดกรี**. [Online]. Available : http://119.46.166.126/self_all/selfaccess8/m2/527/more/lesson3/p4.php.
- [16] ศิริกุล วิสฤทธเมธางกูร และธวัชชัย ปลุกผล. “การผลิตผงโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วโดยกระบวนการอัลตราโซนิกอะตอมไมเซชัน”
- [17] T.-K. Lee, Th.R. Bieler, C.-U. Kim and H. Ma. “Fundamentals of Lead-Free Solder Interconnect Technology” 2015.
- [18] **ทองแดง (Copper) ประโยชน์ และพิษทองแดง**. [Online]. Available : <https://www.siamchemi.com>.
- [19] **โลหะทองแดง**. [Online]. Available : <https://sites.google.com/site/varayagrp/khkhkwam-thekhnikh/khxmml-khwr-ru/loha-thxngdaeng>.
- [20] W.D. Callister. **Fundamentals of Materials Science and Engineering**. John Wiley & Sons, Inc. 2001.
- [21] T. Yotkaew, R. Krataitong, S. Yenwiset and R. Tongsri. “Water-Atomised Cu-Sn Alloy Powders” **International Conference on Materials Processing Technology**. June 2-3, 2011, Phuket, Thailand.
- [22] สุธรรม นิยมवास. “การเตรียมสารประกอบเชิงโลหะฐานทั้งสแตนดาร์ดโดยปฏิกิริยาก้าวหน้าด้วยตัวเองที่อุณหภูมิสูง” **ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์**. 2557.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บรรณานุกรม (ต่อ)

- [23] “Interfacial Reaction of Sn-Ag-Cu Lead-Free Solder Alloy on Cu: A Review” **Advances in Materials Science and Engineering**. 2013.
- [24] L. Bjerregaard, K. Geels, B. Ottesen, M. Ruckert. **Metalog Guide**. 1992.
- [25] **บทที่ 2**. [Online]. Available : file:///C:/Users/Admin/Downloads/ Chapter% 20 2%20(1).pdf.
- [26] **ส่วนประกอบพื้นฐานของ SEM**. [Online]. Available : <https://kanokwan09.wordpress.com/nano/sem-2>.
- [27] **วิเคราะห์ธาตุเชิงปริมาณ เชิงคุณภาพด้วย EDS,EDX**. [Online]. Available : <http://www.dosem24hr.com>.
- [28] วชิราพรรณ บุญญาพิพิพงศ์. “บทปฏิบัติการ Differential Scanning Calorimetry” **Food Analysis (Ubon Ratchathani University)**. 2555.
- [29] **Differential Scanning Calorimeter/ดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งแคลอริมิเตอร์**. [Online]. Available : <http://www.foodnetworksolution.com>.
- [30] **PerkinElmer. DSC 8000**. [Online]. Available : <https://www.perkinelmer.com>.
- [31] วรวิทย์ จันท์สุวรรณ. “การประเมินความน่าเชื่อถือของข้อมูล” คณะวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลพระนคร.
- [32] A. Jeziorny. “Parameters Characterizing the Kinetics of the Non-Isothermal Crystallization of Poly(Ethylene Terephthalate) Determined by D.S.C.” **Polymers**. Vol 19, 1978.
- [33] J. Li, Y. Wang, X.Wang and D. Wu. “Development of Polyoxymethylene/ Polylactide Blends for a Potentially Biodegradable Material: Crystallization Kinetics, Lifespan Prediction, and Enzymatic Degradation Behavior” **Polymers**. 11, 2019.
- [34] สุชาติ จันทรณีย์ และไพโรจน์ สังขพิทธรย์. “การศึกษาความสามารถการเปียกและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC305 และ SAC305-0.5In บนวัสดุฐานทองแดง” **วารสารข่ายงานวิศวกรรมอุตสาหกรรมไทย (Thai Industrial Engineering Network Journal)**. ปีที่ 4, ฉบับที่ 1, มกราคม-มิถุนายน 2561.
- [35] G. Benchabanea, Z. Boumerzouga, I. Thibonb and T. Gloriantb. “Recrystallization of Pure copper Investigated by Calorimetry and Microhardness” **Materials Characterization**. 59, 2008. pp.1425–1428.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บรรณานุกรม (ต่อ)

- [36] K. Sweatman, T. Nishimura, S.D. McDona and K. Nogita. “Effect of Cooling Rate on the Intermetallic Layer in Solder Joints”
- [37] วลีรัตน์ เต่ากล้า และราชธีร์ เตชไพศาลเจริญกิจ. “การศึกษาสมบัติทางกายภาพของโลหะบัดกรีระบบดีบุก-สังกะสี-ทองแดง-บิสมัท”
- [38] นิวัฒน์ มูเก็ม. “ผลกระทบของสภาวะการเย็นตัวต่อโครงสร้างจุลภาค โครงสร้างผลึกและชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu และ Sn-0.3Ag-0.7Cu กับโลหะพื้นทองแดง” **การประชุมวิชาการข่ายงานวิศวกรรมอุตสาหกรรม.** 20-21 ตุลาคม 2554.
- [39] กมลวิภา พึ่งเจียก, ชัยพนม หนูแก้ว และกรรณชัย กัลยาศิริ. “การศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาบัดกรีที่มีต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรี Sn-58Bi กับแผ่นรองทองแดง” **การประชุมวิชาการข่ายงานวิศวกรรมอุตสาหกรรม.** 16-18 ตุลาคม 2556.
- [40] กฤษฎา สุรวัฒนวิเศษ, ศิรรัตน์ คงวุฒิ และพิระพงศ์ ตรียเจริญ. “การศึกษาลักษณะจำเพาะของสารประกอบเชิงโลหะ ณ รอยต่อของลูกบอลบัดกรีชนิดไร้สารตะกั่ว”
- [41] สุชาติ จันทรมณีย์, ไพโรจน์ สังขไพฑูรย์, พงศ์ศิริ รวยรื่น, เสกสิทธิ์ สุวรรณชาติ และวัฒนา มีสุข. “ผลกระทบของธาตุเจือปนเดียวต่อชั้นความหนาของสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-3.0Ag-0.5Cu-0.5In บนวัสดุฐานทองแดง” **วิศวกรรมสารฉบับวิจัยและพัฒนา.** ปีที่ 29, ฉบับที่ 2 เมษายน-มิถุนายน 2561.
- [42] X. Tu , D. Yi, J. Wu and B. Wang. “Influence of Ce Addition on Sn-3.0Ag-0.5Cu Solder Joints: Thermal Behavior, Microstructure and Mechanical Properties” **Journal of Alloys and Compounds.** 698, 2017. pp.317-328.
- [43] C. Yu, H. Lu and S. Li. “Effect of Zn Addition on The Formation and Growth of Intermetallic Compound at Sn–3.5 wt% Ag/Cu Interface” **Journal of Alloys and Compounds.** 460, 2008. pp.594–598.
- [44] N. Mookam, P. Tunthawiroon and K. Kanlayasiri. “Effects of Copper Content in Sn-Based Solder on the Intermetallic Phase Formation and Growth During Soldering” **9th International Conference on Mechatronics and Manufacturing.** 2018.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บรรณานุกรม (ต่อ)

- [45] M.T. Naus, P.J. Lee and D. C. Larbalestier. “The Interdiffusion of Cu and Sn in Internal Sn Nb₃Sn Superconductors” **IEEE Transactions on Applied Superconductivity**. 2000.
- [46] Z. Yin, F. Sun and M.Guo. “The Fast Formation of Cu-Sn Intermetallic Compound in Cu/Sn/Cu system by Induction Heating Process” 2017.
- [47] K. Weinberg, T. Böhme and W.H. Müller. “Kirkendal Voids in the Intermetallic Layers of Solder Joints in MEMS” **Computational Materials Science**. 45, 2009. pp. 827–831.
- [48] S.H. Kim and J. Yu. “Heat-Treatment to Suppress the Formation of Kirkendall Voids in Sn-3.5Ag/Cu Solder Joints” **Materials Letters**. 106, 2013. pp. 75–78.
- [49] เฉลิมชัย ไชยธรัตน์. “การวิเคราะห์ปัจจัยทางความร้อนที่มีผลต่อวัสดุพอลิคาร์บอเนตผสม. สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี” 2553.
- [50] A.A. EL-Daly and A.E. Hammad. “Enhancement of Creep Resistance and Thermal Behavior of Eutectic Sn-Cu Lead-Free Solder Alloy by Ag and In-Additions” **Materials and Design**. 40, 2012. pp.292–298.
- [51] R. Sayyadi and H. Nafakh-Moosavy. The Role of Intermetallic Compounds in Controlling the Microstructural, Physical and Mechanical Properties of Cu-[SnAg-Cu-Bi]-Cu Solder Joints. **Scientific Reports**. 2019.
- [52] A.L. Teoh, M.A.A.M. Salleh, D.S.C. Halin, K.L. Foo and J.A. Wahab. “Thermal Behaviour and Microstructural Analysis of Sn-0.7Cu Alloy and Sn-0.7Cu Soldered on Electroless Nickel/Immersion Gold” **Materials Science and Engineering**. 701, 2019.
- [53] G. Benchabane, Z. Boumerzoug, I. Thibon and T. Gloriant. “Recrystallization of Pure Copper Investigated by Calorimetry and Microhardness” **Material Characterization**. 59, 2008. pp.1425 – 1428.
- [54] R.M.R. Wellen and E.L. Canedo. “On the Kissinger Equation and The Estimate of Activation Energies for Non-Isothermal Cold Crystallization of PET” **Polymer Testing**. 40, 2014. pp.33-38.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บรรณานุกรม (ต่อ)

- [55] M.I.I. Ramli, M.A.A.M. Salleh, R.M. Said, M.M.A.B. Abdullah, D.S.C. Halin, N. Saud, and M. Nabiatek. “The Effect of Thermal Annealing on the Microstructure and Mechanical Properties of Sn-0.7Cu-xZn Solder Joint” **Metals**. 11, 2021.
- [56] วรศักดิ์ เพชรโรทัย และนิรันดร์ ภู่อันติ. “พฤติกรรมและจลนศาสตร์การเกิดผลึกของพอลิแล็กไทด์ผ่านกระบวนการก่อผลึกแบบเนื้อผสมและการเสริมสภาพพลาสติก ” **วารสารวิทยาศาสตร์ มข.** ปีที่ 44, เล่มที่ 3, 2559. pp.458-474.



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

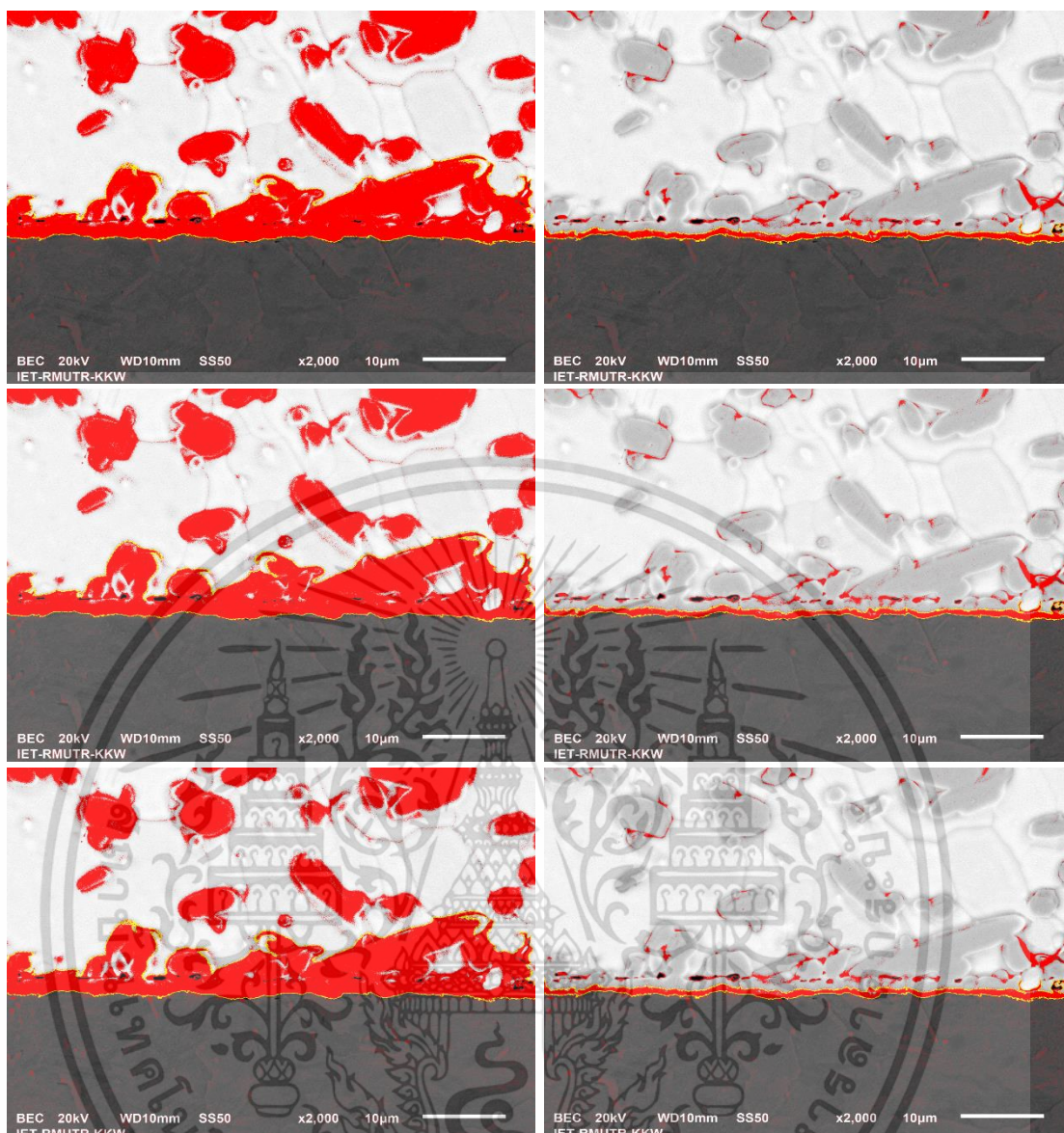


ภาคผนวก ก

วัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น

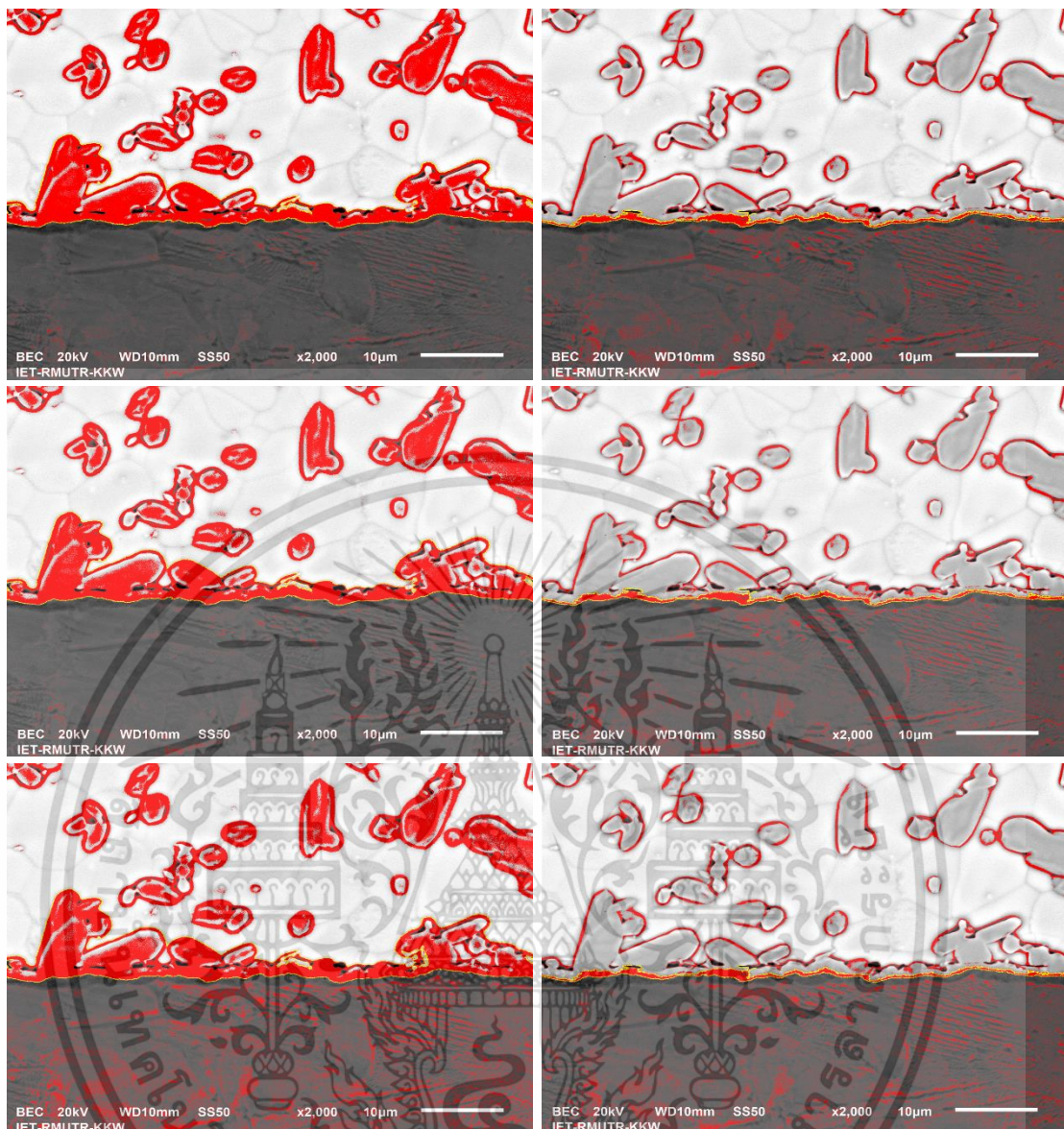
โดยใช้ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด ที่กำลังขยาย 2000 เท่า ด้วยโปรแกรม Image J

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



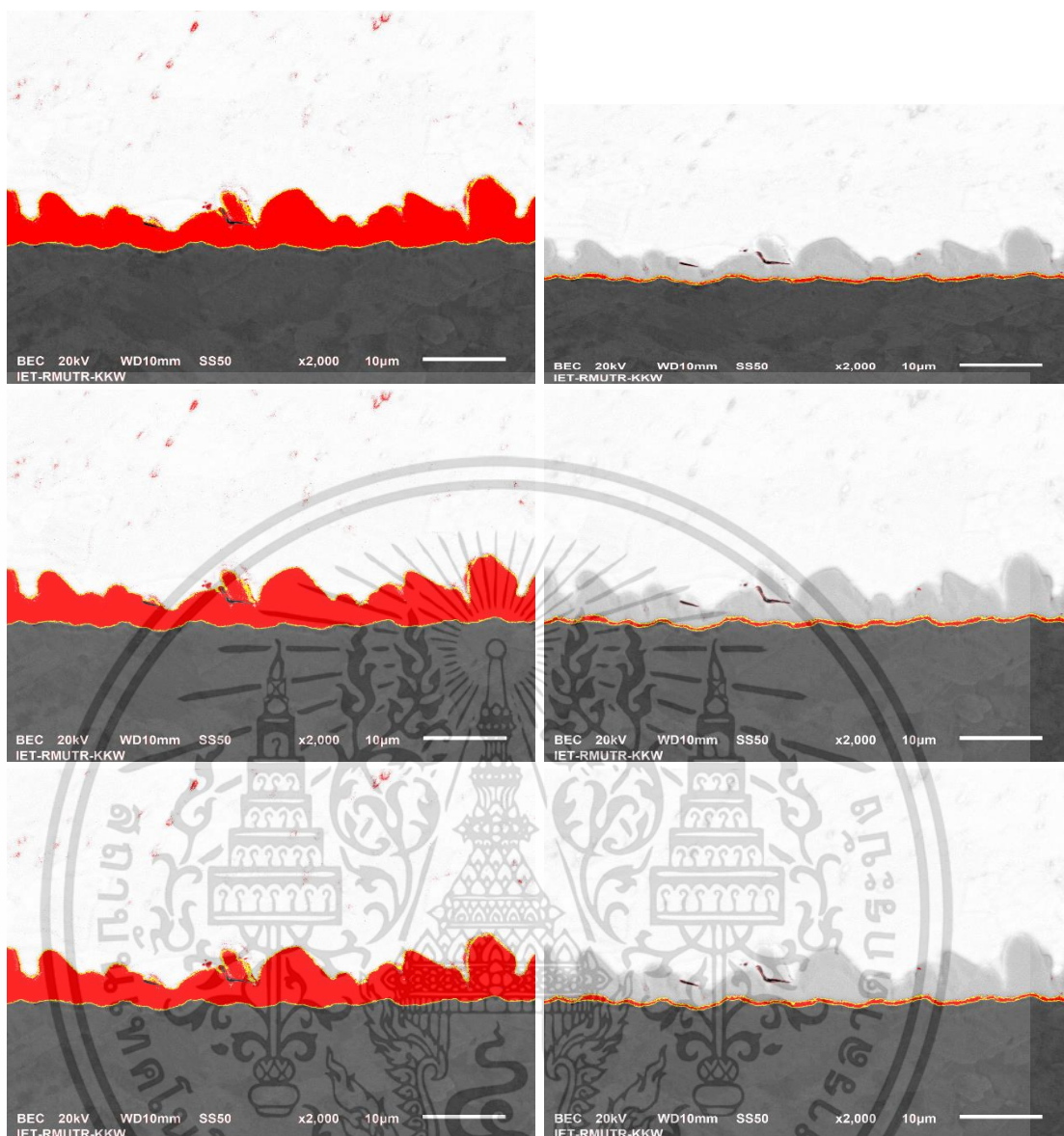
รูปที่ ก-16 วัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu
ที่อัตราการเย็นตัว 5 °C/min (บริเวณผิวสัมผัส)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



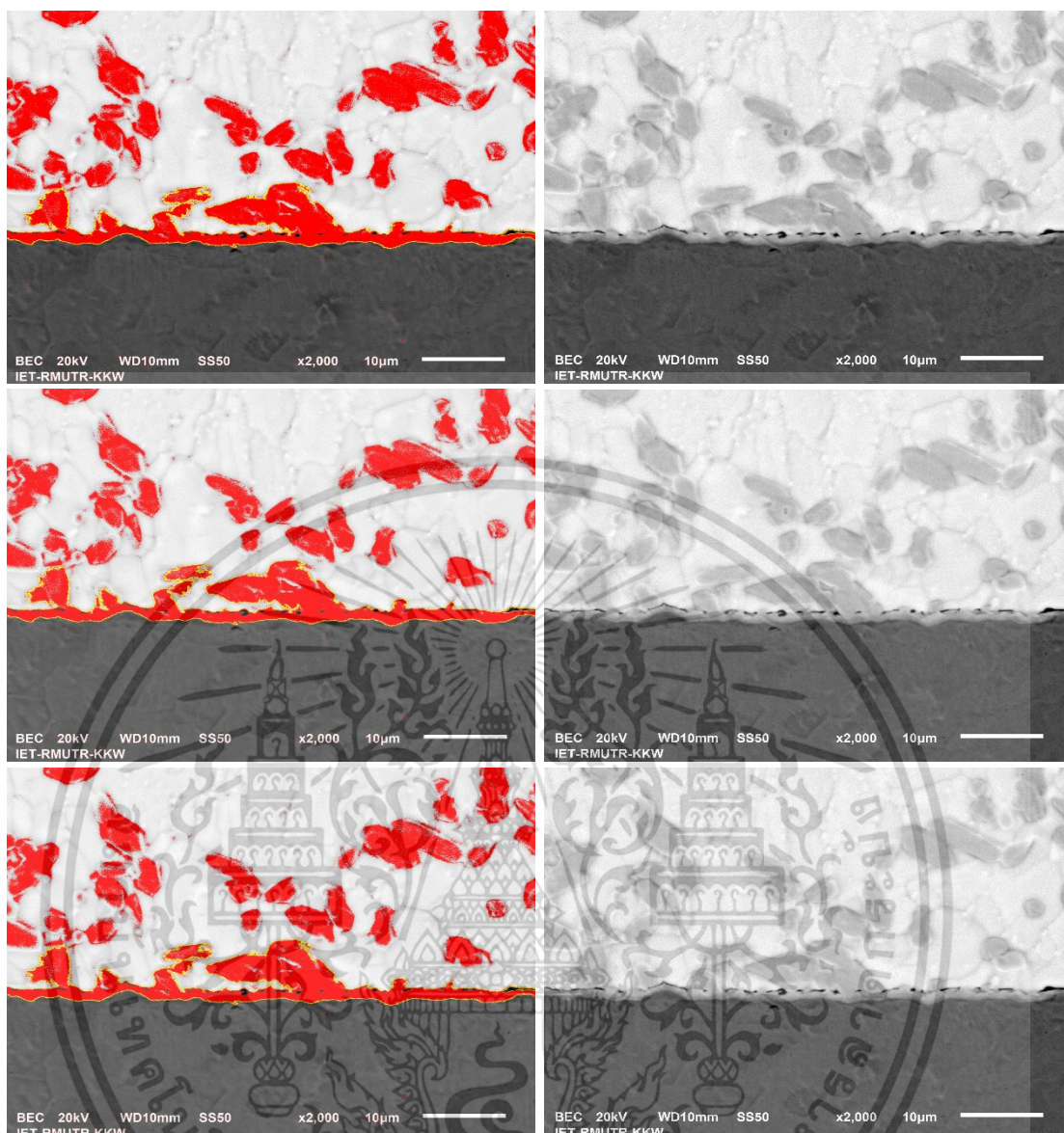
รูปที่ ก-17 วัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu
ที่อัตราการเย็นตัว 10 °C/min (บริเวณผิวสัมผัส)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



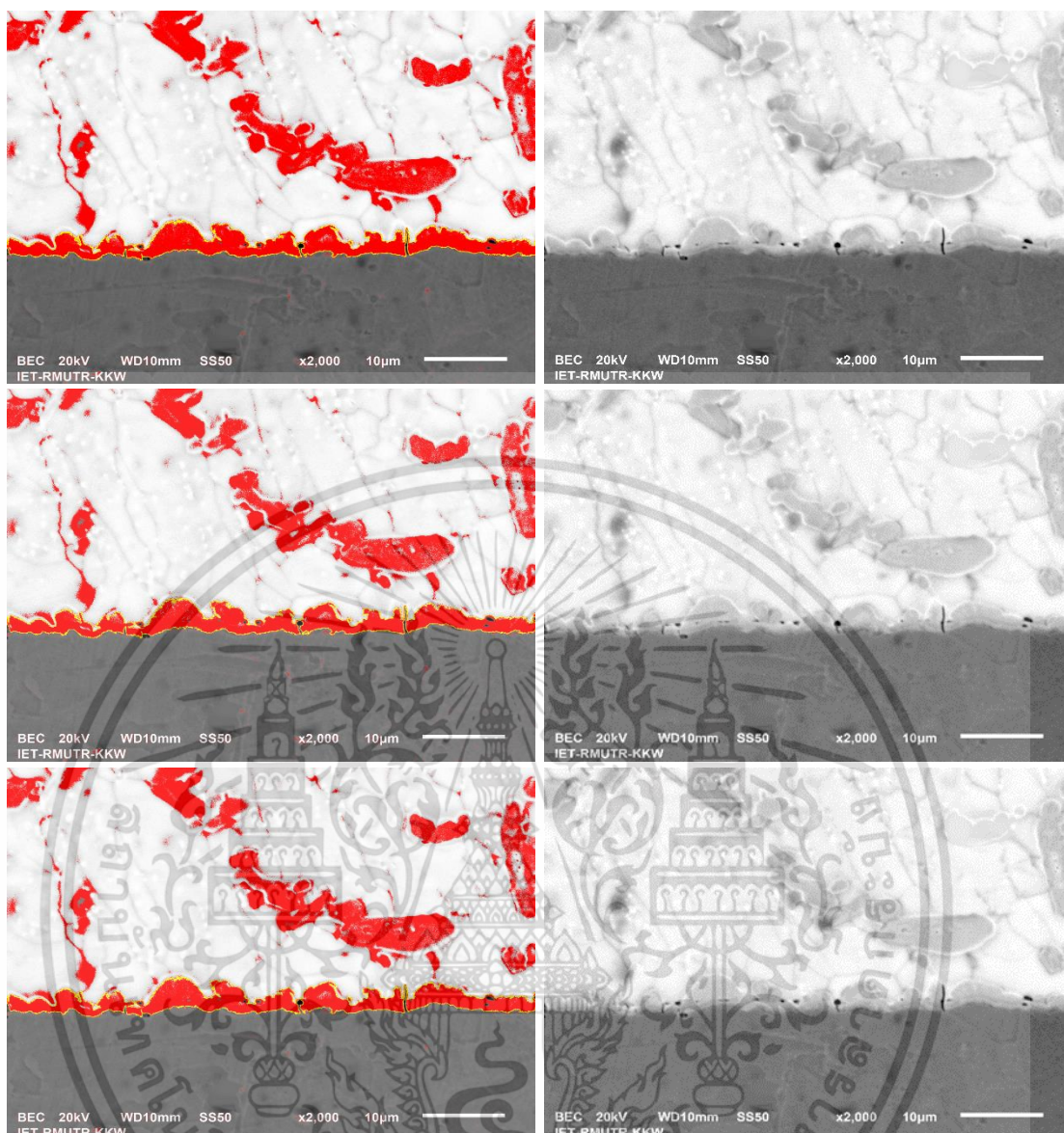
รูปที่ ก-18 วัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu
ที่อัตราการเย็นตัว 25 °C/min (บริเวณผิวสัมผัส)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



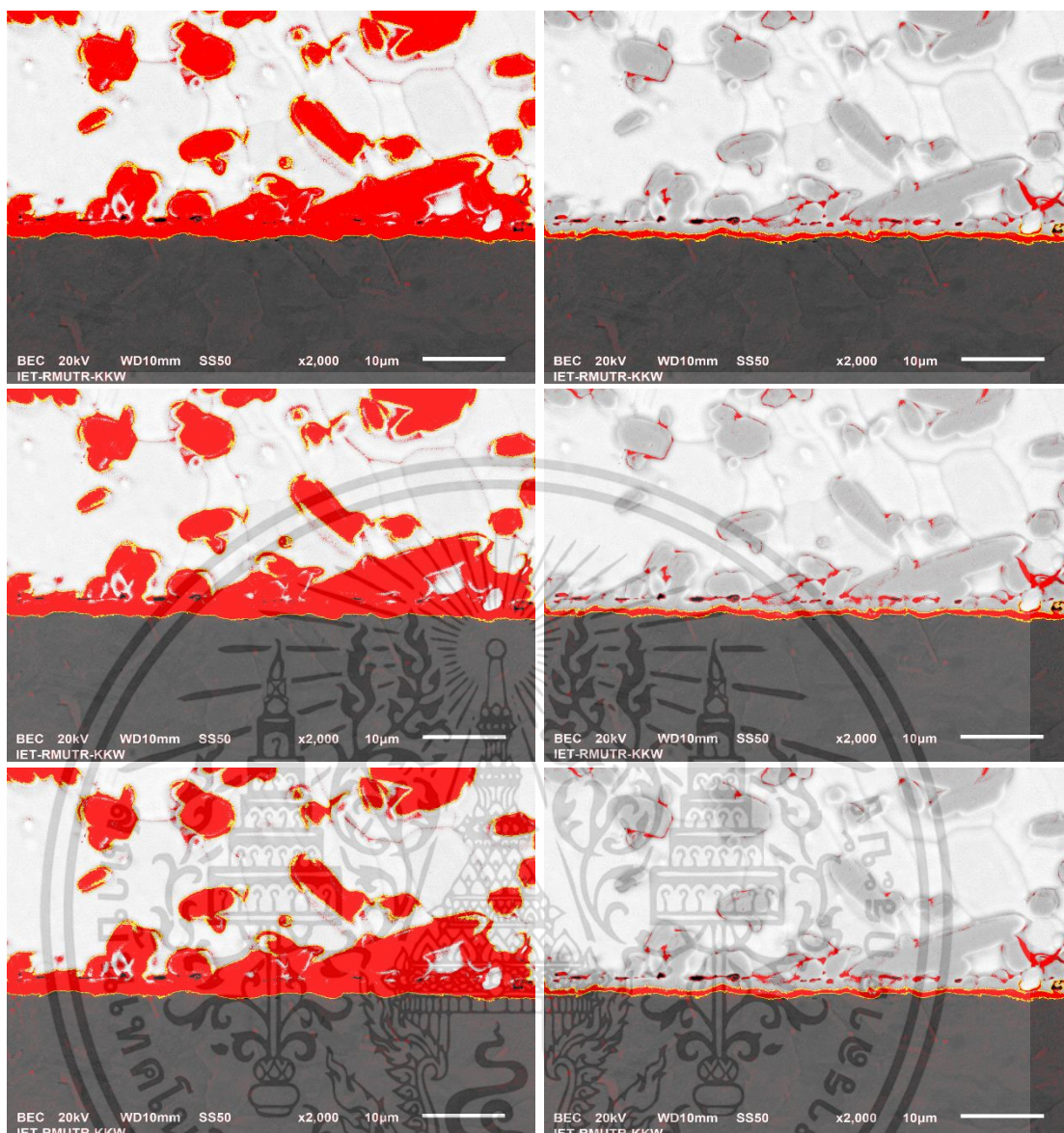
รูปที่ ก-19 วัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu
ที่อัตราการเย็นตัว 50 °C/min (บริเวณผิวสัมผัส)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



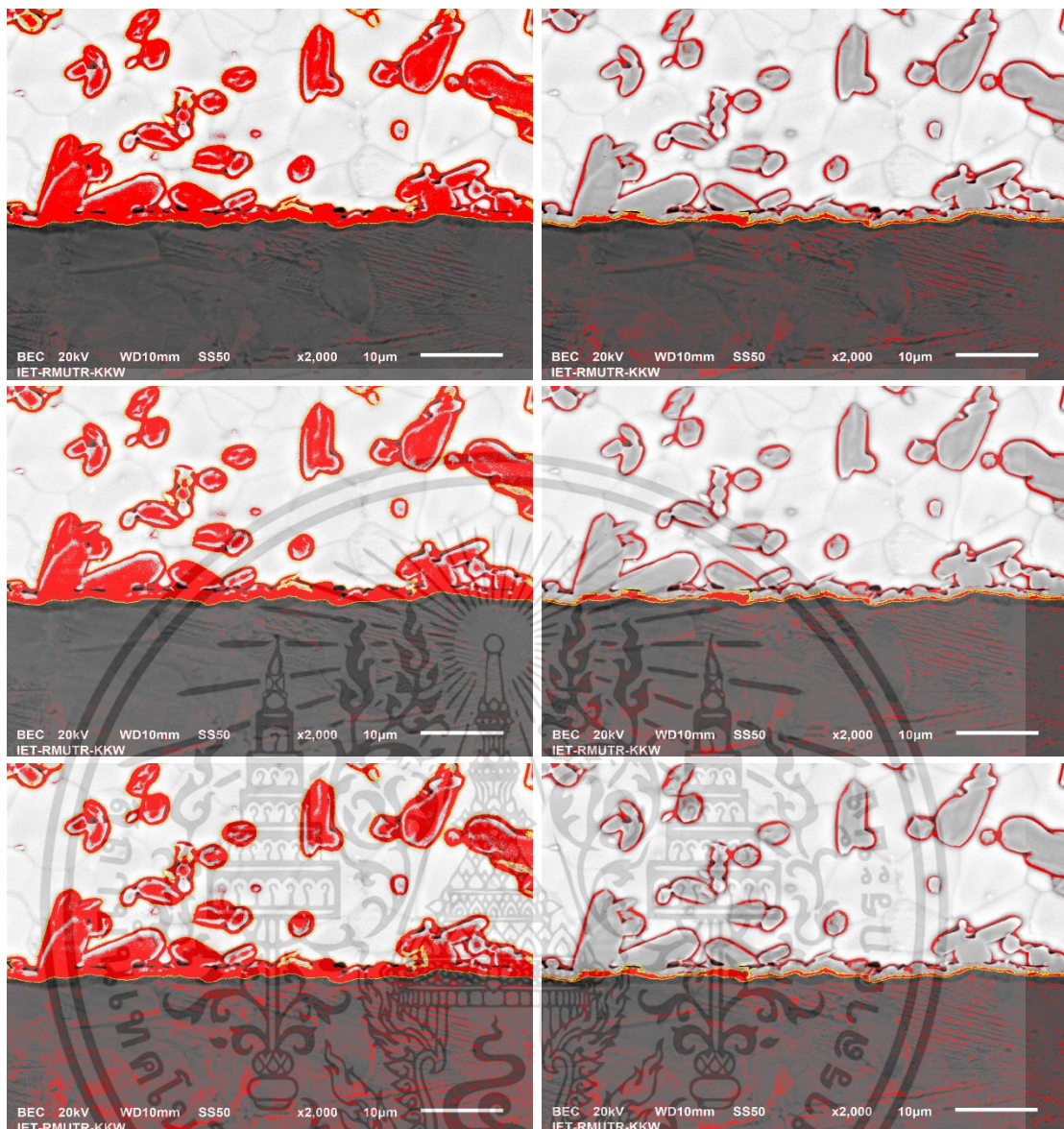
รูปที่ ก-20 วัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu
ที่อัตราการเย็นตัว 100 °C/min (บริเวณผิวสัมผัส)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



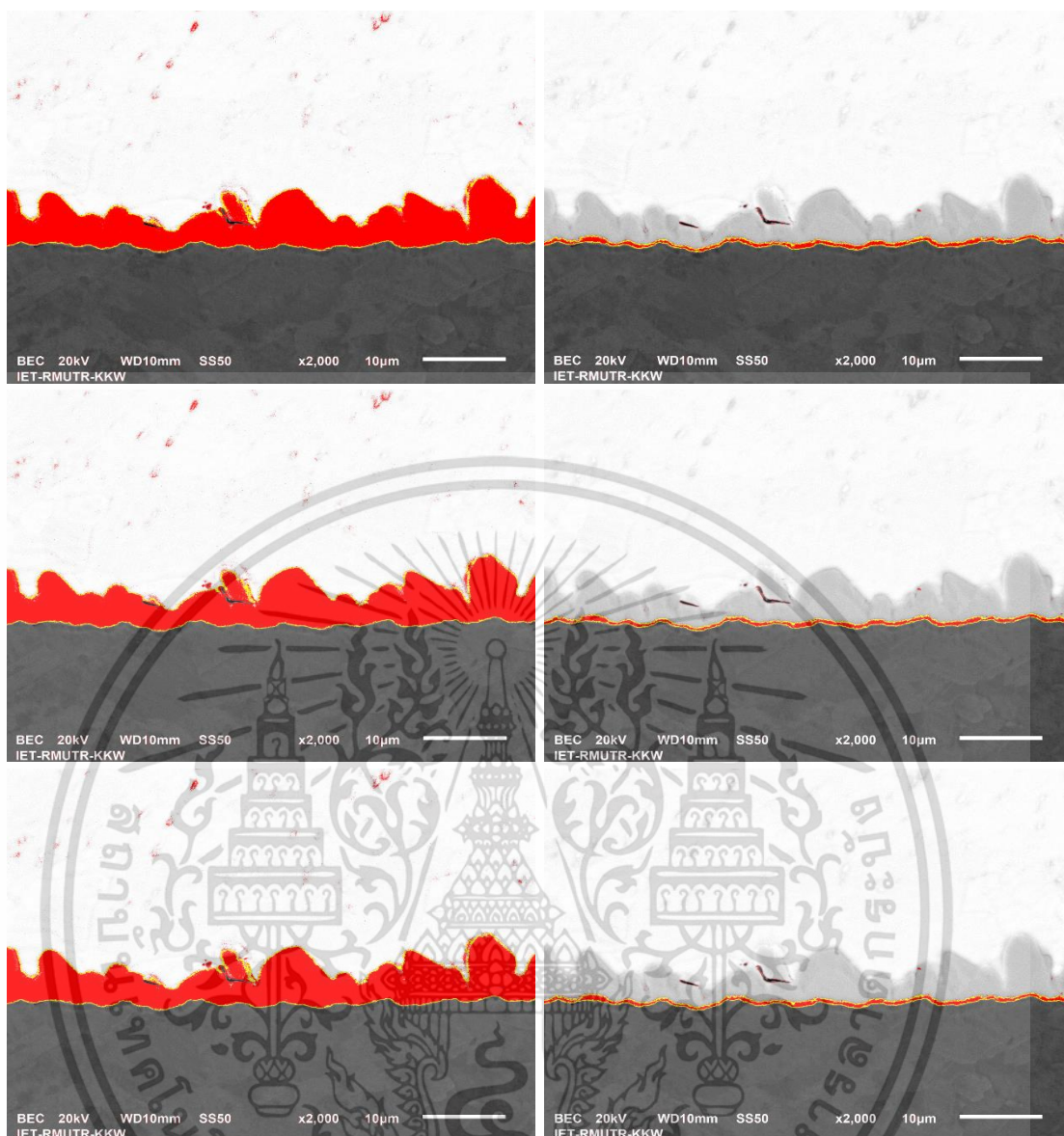
รูปที่ ก-21 วัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu ที่อัตราการเย็นตัว 5 °C/min (บริเวณผิวสัมผัสและภายในฝั่งโลหะบัดกรี)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



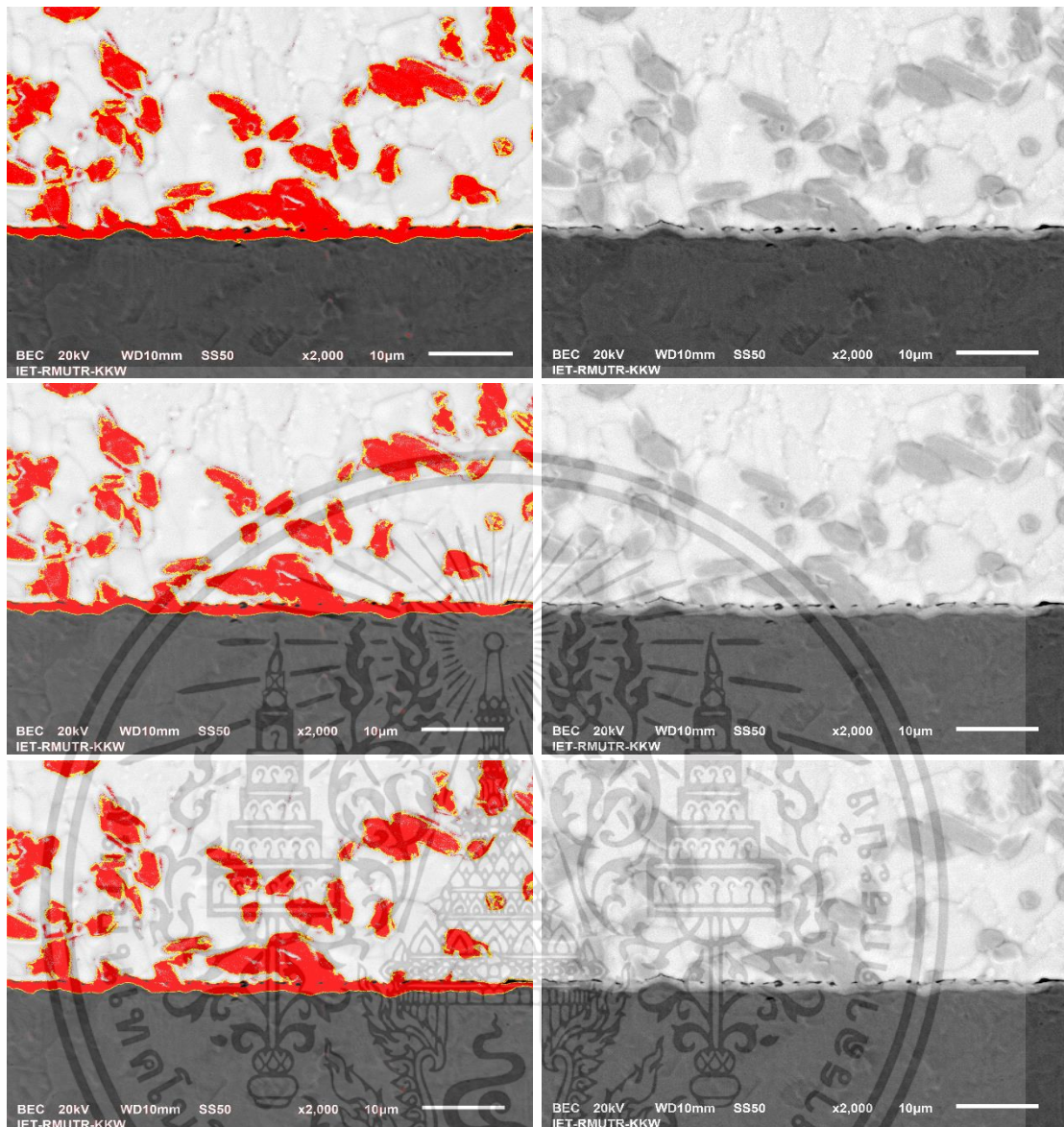
รูปที่ ก-22 วัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu ที่อัตราการเย็นตัว 10 °C/min (บริเวณผิวสัมผัสและภายในฝั่งโลหะบัดกรี)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



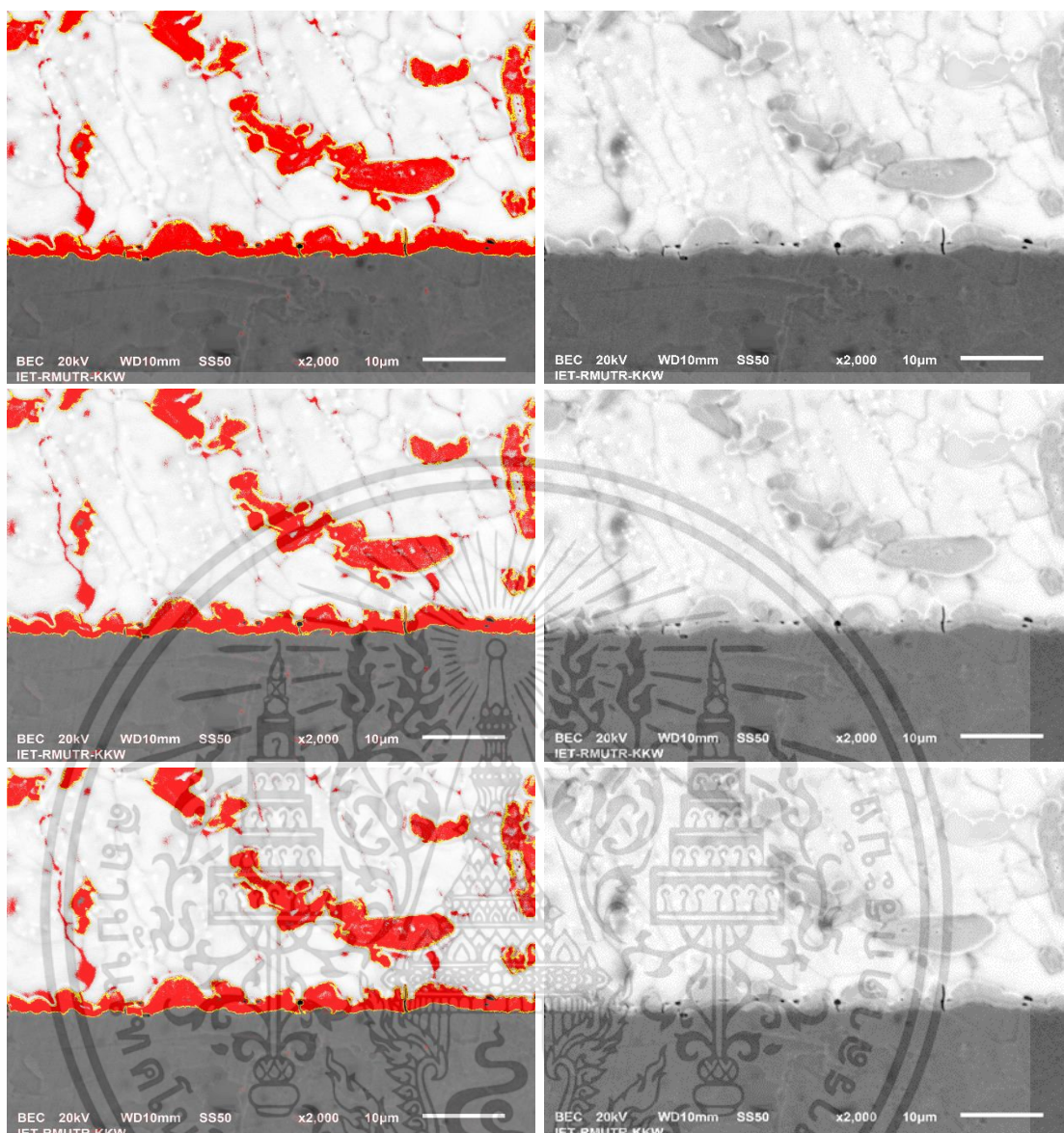
รูปที่ ก-23 วัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu ที่อัตราการเย็นตัว 25 °C/min (บริเวณผิวสัมผัสและภายในผิวงโลหะบัดกรี)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ ก-24 วัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu ที่อัตราการเย็นตัว 50 °C/min (บริเวณผิวสัมผัสและภายในผิวด้านโลหะบัดกรี)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ ก-25 วัดพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu
ที่อัตราการเย็นตัว 100 °C/min (บริเวณผิวสัมผัสและภายในฝั่งโลหะบัดกรี)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

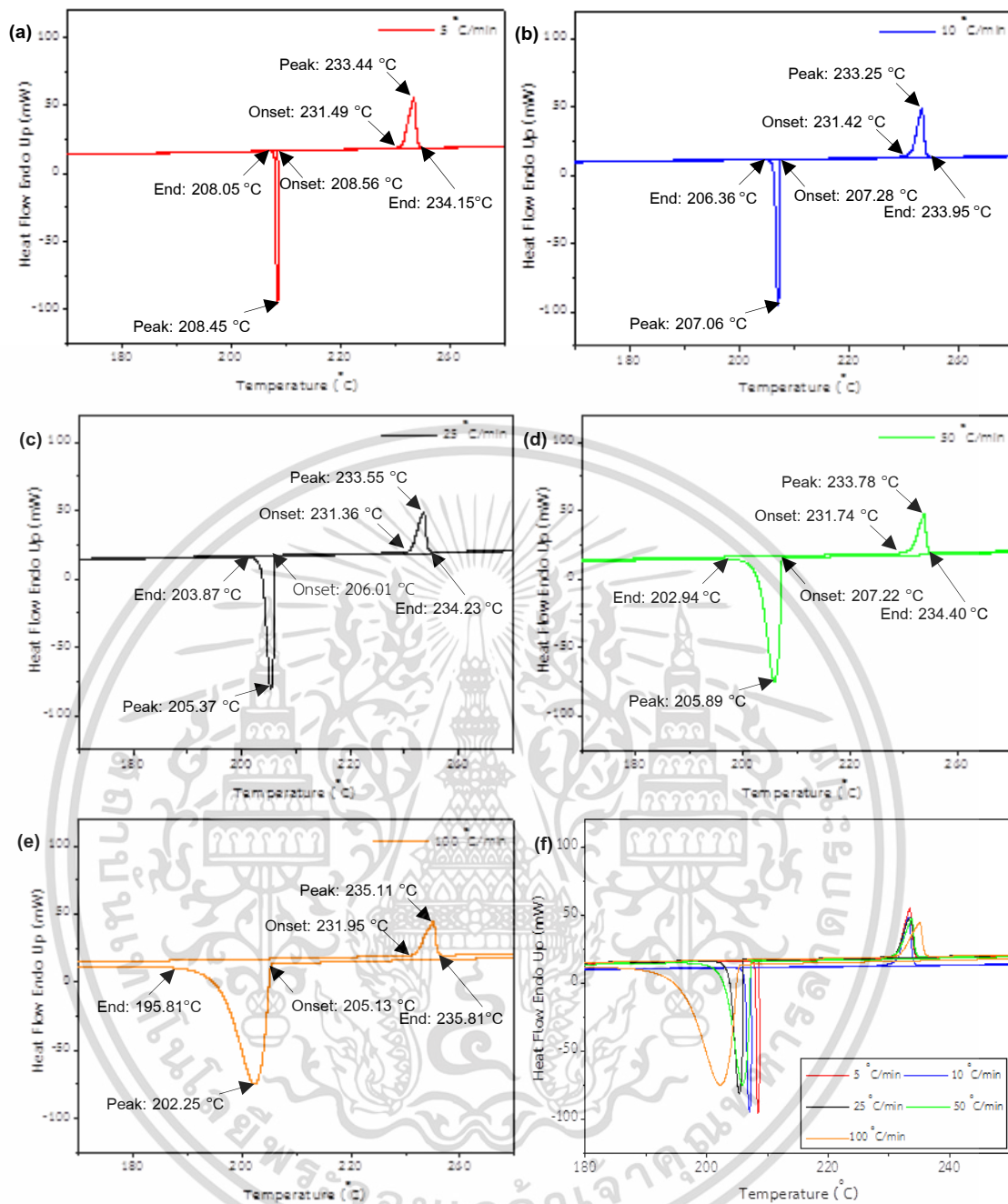


ภาคผนวก ข

กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-Cu

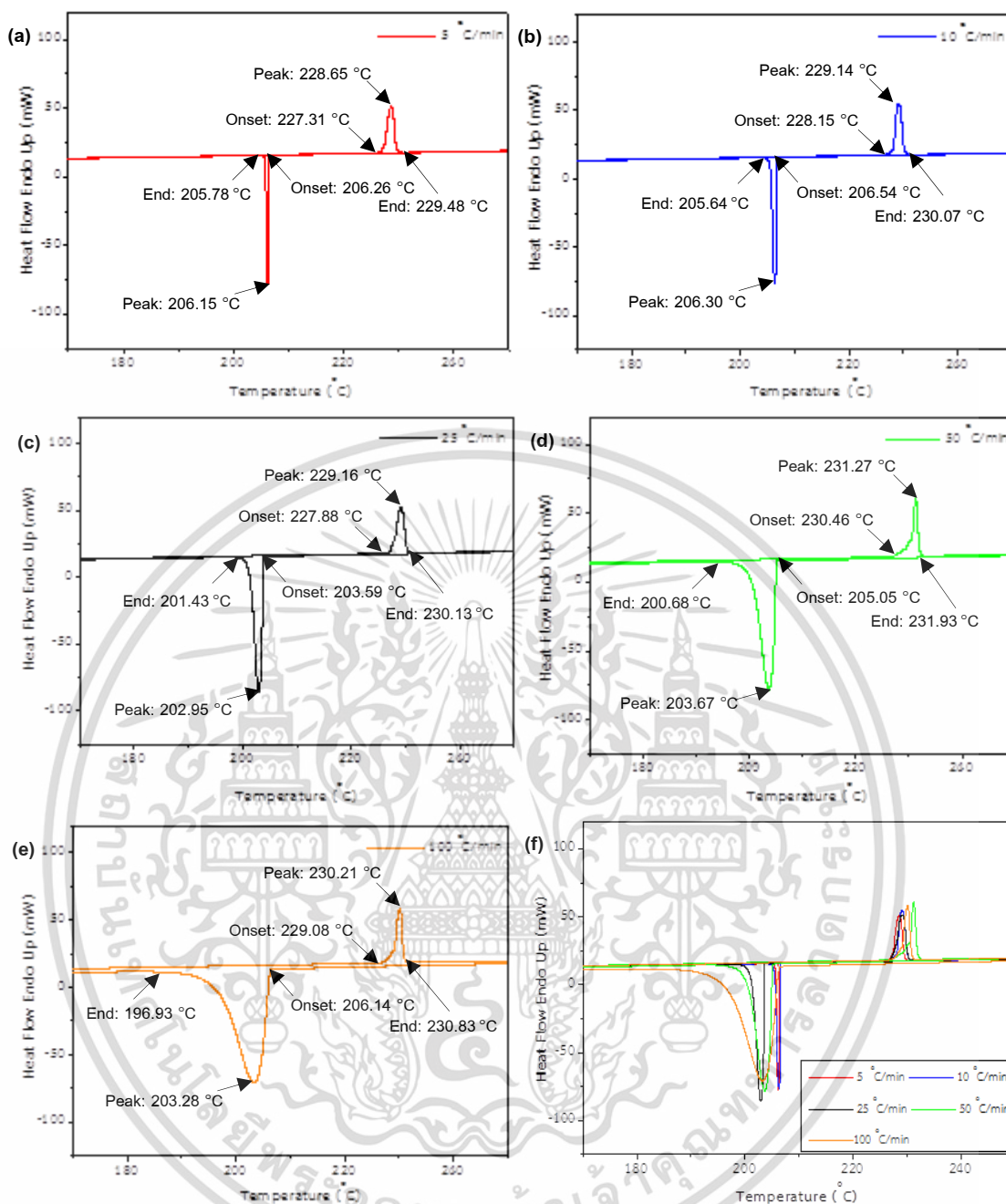
ที่อัตราการเย็นตัวที่แตกต่างกันและค่าพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงทางความร้อนที่เกิดขึ้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



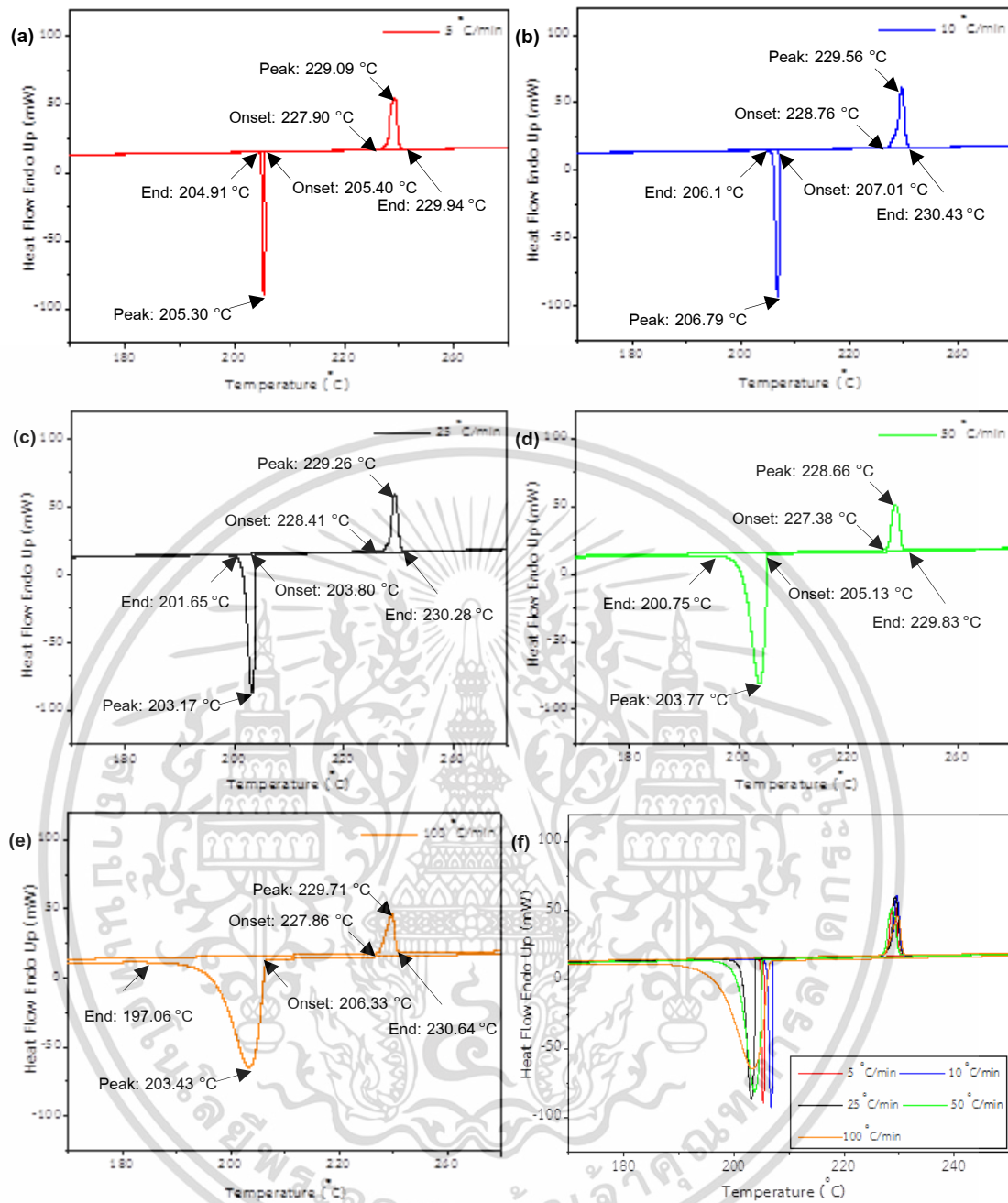
รูปที่ ข-1 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn ที่อัตราการเย็นตัว (a) 5 °C/min, (b) 10 °C/min, (c) 25 °C/min, (d) 50 °C/min, (e) 100 °C/min และ (f) รวม

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



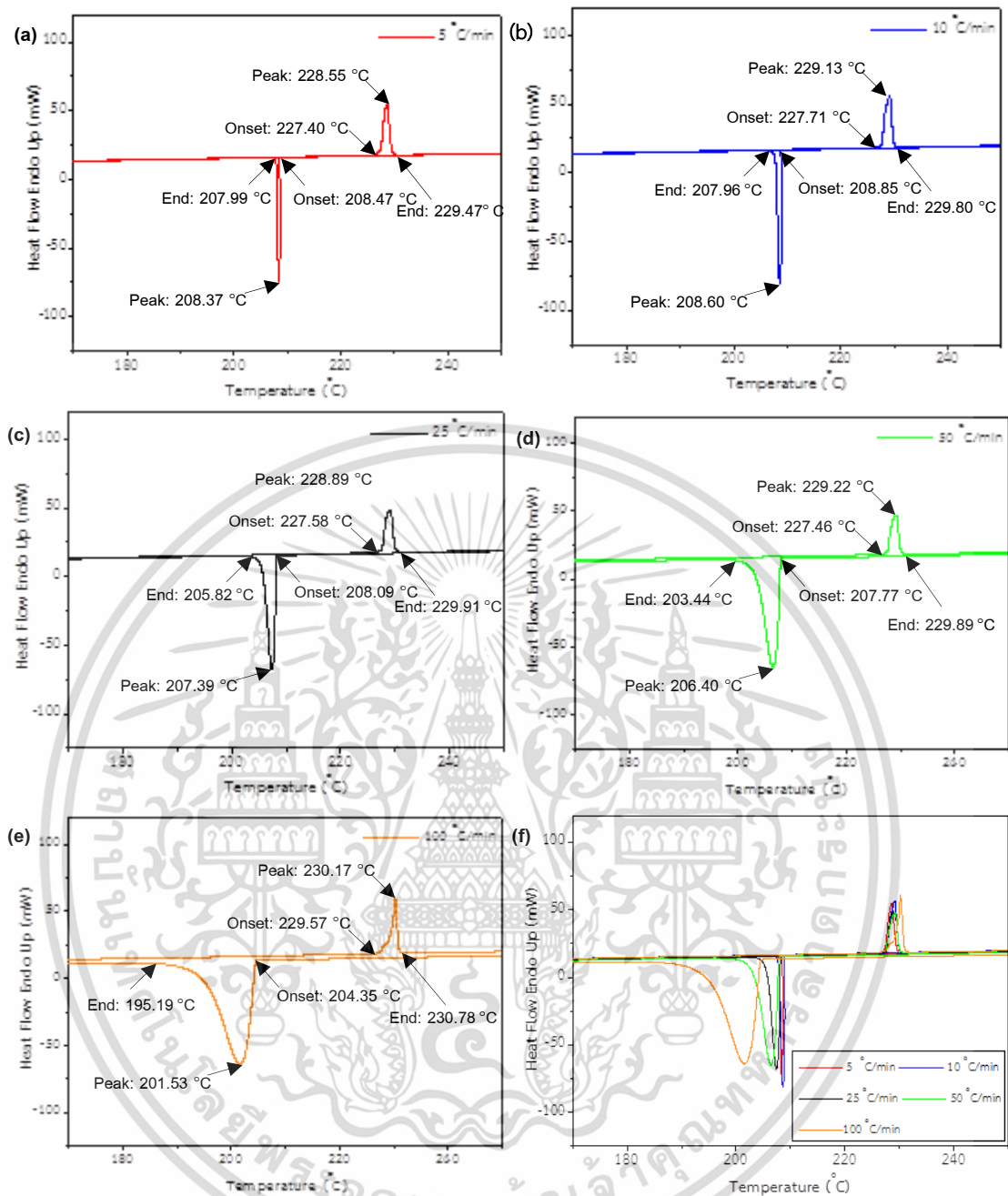
รูปที่ ข-2 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-0.7Cu ที่อัตราการเย็นตัว (a) 5 °C/min, (b) 10 °C/min, (c) 25 °C/min, (d) 50 °C/min, (e) 100 °C/min และ (f) รวม

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ ข-3 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-1.0Cu ที่อัตราการเย็นตัว (a) 5 °C/min, (b) 10 °C/min, (c) 25 °C/min, (d) 50 °C/min, (e) 100 °C/min และ (f) รวม

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ ข-4 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรี Sn-3.0Cu ที่อัตราการเย็นตัว (a) 5 °C/min, (b) 10 °C/min, (c) 25 °C/min, (d) 50 °C/min, (e) 100 °C/min และ (f) รวม

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ประวัติผู้เขียน

ชื่อ-สกุล	นางสาวทิพสุดา รักเพ็ชร
วันเกิด	16 มิถุนายน 2538
ที่อยู่	482 หมู่ 4 ตำบลหงษ์เจริญ อำเภอบ้านแพ้ว จังหวัดสมุทรสาคร 86140
ประวัติการศึกษา	2559 อดิศัยธรรมศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาเทคโนโลยีวิศวกรรมอุตสาหการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคลรัตนโกสินทร์ วิทยาเขตวังไกลกังวล
ผลงานทางวิชาการ	ทิพสุดา รักเพ็ชร, วิชุดาพร นามเวช, สุเมธ ภูมิอภิตี, ณวิวรรณ พูนธนาวิวัฒน์กุล และนิวัฒน์ มูเก็ม. “การบัดกรีโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.7Cu และ Sn-1.0Cu กับแผ่นทองแดงที่มีต่อความสามารถในการบัดกรีโครงสร้างจุลภาคโลหะพื้นและการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ” การประชุมวิชาการ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีราชมงคล . ครั้งที่ 9, 7-9 สิงหาคม 2560. ทิพสุดา รักเพ็ชร และกรรณชัย กัลยาศิริ. “อิทธิพลของ Cu ต่อพฤติกรรมทางความร้อนและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Cu” การประชุมวิชาการช่างงานวิศวกรรมอุตสาหการ . 23-26 กรกฎาคม 2561. N. mookem, P. Jattakul, T. Rakphet and K. Kanlayasiri. “Brazing of Porous Copper Foam with Copper Sheet using CuNiSnP Amorphous Filler” ICAMEM . 2021.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้