

การศึกษากิริยาผลของอินเดียมต่อสมบัติและโครงสร้างจุลภาค
ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.8Ag-0.7Cu

INVESTIGATION ON THE INFLUENCE OF INDIUM ON PROPERTIES
AND MICROSTRUCTURES OF Sn-0.8Ag-0.7Cu



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ

บัณฑิตศึกษาระดับ

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

พ.ศ. 2551

KMITL-2008-EN-M-217-144

สำนักหอสมุดกลาง พระจอมเกล้าลาดกระบัง

**การศึกษาอิทธิพลของอินเดียมต่อสมบัติและโครงสร้างจุลภาค
ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu**

**INVESTIGATION ON THE INFLUENCE OF INDIUM ON PROPERTIES
AND MICROSTRUCTURES OF Sn-0.3Ag-0.7Cu**



เลขหมู่.....
เลขทะเบียน..... 82883
วัน,เดือน,ปี. 25 ก.ค. 2551

b.....
i.....

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ
บัณฑิตวิทยาลัย
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง
พ.ศ.2551

KMITL-2008-EN-M-217-144

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

**INVESTIGATION ON THE INFLUENCE OF INDIUM ON PROPERTIES
AND MICROSTRUCTURES OF Sn-0.3Ag-0.7Cu**



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

2008

KMITL-2008-EN-M-217-144

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



COPYRIGHT 2008

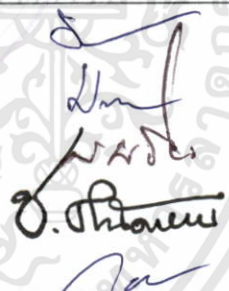
SCHOOL OF GRADUATE STUDIES

KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บัณฑิตวิทยาลัย
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง
ใบรับรองวิทยานิพนธ์

หัวข้อวิทยานิพนธ์ การศึกษาอิทธิพลของอินเดียมต่อสมบัติและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu
Investigation on the Influence of Indium on Properties and Microstructures of Sn-0.3Ag-0.7Cu
นักศึกษา นางสาววิวิรรณ ลิ้มสุวรรณ
รหัสประจำตัว 49061811
ปริญญา วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชา วิศวกรรมอุตสาหการ
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ผศ.ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์		ลายมือชื่อ
รศ.พรศักดิ์	อรรณวนิช	
ผศ.มณฑล	ใจกุศล	
รศ.สมชัย	นรเศรษฐ์โสภณ	
รศ.ชาญ	ณัดงาน	
ผศ.ดร.กรรณชัย	กัลยาศิริ	

วัน/เดือน/ปี ที่สอบ 7 พฤษภาคม 2551 เวลา 11.30-13.30 น.

สถานที่สอบ ณ ห้องประชุม 6 ชั้น 5 อาคาร A

บัณฑิตวิทยาลัยรับรองแล้ว

(รศ.ดร.วิวิรรณ ชินะตระกูล)
คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

วันที่.....๑๑.....เดือน.....พฤษภาคม.....พ.ศ.๒๕๕๑.....

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

หัวข้อวิทยานิพนธ์	การศึกษาอิทธิพลของอินเดียมต่อสมบัติและ โครงสร้างจุลภาค ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu
นักศึกษา	นางสาว ฉวีวรรณ ลีสุวรรณ
รหัสประจำตัว	49061811
ปริญญา	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชา	วิศวกรรมอุตสาหการ
พ.ศ.	2551
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์	ผศ. ดร. กรรณชัย กัลยาศิริ

บทคัดย่อ

เนื่องจากสหภาพยุโรปได้มีการรณรงค์เกี่ยวกับการลดปัญหาสภาพแวดล้อมจากตะกั่ว ซึ่ง
แนวทางหนึ่งที่น่ามาบังคับใช้คือ การลดปริมาณการใช้โลหะบัดกรีแบบเดิมที่เป็นชนิดที่มีตะกั่ว
ผสม (Sn-Pb solder alloys) ในสินค้าอิเล็กทรอนิกส์ โดยใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วทดแทน เช่น
Sn-Ag-In, Sn-Ag-Bi, Sn-Ag-Cu และ Sn-Zn ซึ่งโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่นิยมใช้กันค่อนข้างมาก
คือโลหะบัดกรีในตระกูล Sn-Ag-Cu เนื่องจากมีข้อได้เปรียบทางด้านสมบัติทางกล รวมถึง
ความสามารถในการบัดกรีที่ดี แต่อย่างไรก็ตามโลหะบัดกรีชนิดนี้ก็ยังมีปัญหาเรื่องจุดหลอมเหลว
ที่สูงกว่าตะกั่วบัดกรี Sn-Pb ซึ่งมีจุดหลอมเหลวเพียง 183 °C ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงศึกษาแนวทางใน
การปรับปรุงสมบัติของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu โดยมุ่งประเด็นไปที่การเติมอินเดียม (In) ลงไปใน
โลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu เพื่อศึกษาผลกระทบทางด้านจุดหลอมเหลว สมบัติทางกล
รวมถึงโครงสร้างจุลภาคที่เปลี่ยนแปลงไปของโลหะบัดกรี จากผลการศึกษาพบว่า การเติม In ช่วย
ปรับปรุงสมบัติโดยรวมของโลหะบัดกรีได้ให้ดีขึ้น เช่น เมื่อเติม In ลงไป 3 wt% พบว่าสามารถลด
จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีชนิดนี้ลงได้ 21.7 °C และทำให้โครงสร้างจุลภาคมีความละเอียดมาก
ขึ้น ส่งผลให้ค่าความต้านแรงดึงเพิ่มขึ้น 25.0 N/mm² และค่าความแข็งเพิ่มขึ้น 8.30 HV

Thesis Title	Investigation on the influence of indium on properties and microstructures of Sn-0.3Ag-0.7Cu
Student	Miss Chaweewan Limsuwan
Student ID.	49061811
Degree	Master Degree of Engineering
Program	Industrial Engineering
Year	2008
Thesis Advisor	Asst. Prof. Dr. Kannachai Kanlayasiri

ABSTRACT

The European Union (EU) has shown serious concern about the environmental pollution from the contamination of lead in the use of solder alloys (Sn-Pb). This appears in electronics packaging and by using Pb-free solders in an effort to reduce the toxic substances. There are many Pb-free solders that are of interest such as, Sn-Ag-In, Sn-Ag-Bi, Sn-Ag-Cu, and Sn-Zn alloys. The Sn-Ag-Cu family of alloys is a very attractive candidate because of its advantages in mechanical properties and its good soldering ability. Thus, the Sn-Ag-Cu alloys have been proposed by many consortiums as a replacement for conventional Sn-Pb eutectic solders. However, some properties of Sn-Ag-Cu alloys are inferior to those of Sn-Pb solder especially the high melting point. This research was aimed to study effects of indium (In) addition on melting point, mechanical properties and microstructures of Sn-0.3Ag-0.7Cu alloy. Results indicated that In addition is an efficient way to improve the properties of solder alloy. For example, when adding 3 wt% In, the melting point was lowered by 21.7 °C, and the grains were refined greatly due to the adsorption effect of the alloying element. Moreover, the tensile strength was increased by 25.0 N/mm², and the hardness was improved by 8.30 HV.

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์เล่มนี้สำเร็จได้ด้วยความกรุณาจากอาจารย์ที่ปรึกษา ผศ.ดร.กรรณชัย กัลยาศิริ ที่ให้ความช่วยเหลือ ให้คำชี้แนะ ช่วยแก้ปัญหา ตลอดจนให้ความรู้และประสบการณ์ที่ดีแก่ข้าพเจ้า ทำให้ข้าพเจ้ามีความสามารถในการทำวิจัยได้อย่างมีประสิทธิภาพ รวมถึงให้ความดูแลเอาใจใส่ สอบถามถึงความก้าวหน้าอย่างสม่ำเสมอ ทำให้วิทยานิพนธ์สำเร็จลุล่วงได้ตามกำหนดเวลา

ขอขอบพระคุณภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ และวิศวกรรมเครื่องกลที่ได้เอื้อเฟื้ออุปกรณ์ และเครื่องมือในการทำวิจัย ตลอดจนอำนวยความสะดวก ให้แก่ผู้เขียนจนสามารถทำวิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จ

I would like to express my sincere gratitude to Prof. Dr. Tadashi Ariga, Assoc. Prof. Dr. Yasuyuki Miyazawa of Materials Science Department, Faculty of Engineering, and Mr. Yasuo Miyamoto, Director of Technical Coordination Office, Tokai University, Japan for all advises and very good support concerning my research.

ขอขอบคุณ บริษัทอุลตร้าคอร์ จำกัด มหาชน (ULTRACORE CO., LTD) ที่ให้การสนับสนุนในด้านวัสดุในการทดสอบ และความรู้เกี่ยวกับโลหะบัดกรี

ขอขอบคุณ บริษัทสหวิริยาสตีลอินดัสตรี จำกัด (มหาชน) ที่ได้ให้โอกาสทางการศึกษาและสนับสนุนทุนการศึกษาให้แก่ข้าพเจ้า ทำให้ข้าพเจ้ามีโอกาสทางการศึกษาที่สูงขึ้น

ขอขอบคุณบัณฑิตศึกษาคณะวิศวกรรมศาสตร์และบัณฑิตวิทยาลัยที่ให้ความช่วยเหลือในเรื่องต่างๆ

ขอขอบคุณเพื่อน พี่ น้อง และครอบครัวข้าพเจ้า ที่คอยเป็นกำลังใจที่ดี และคอยช่วยเหลือข้าพเจ้าตลอดมา

สุดท้ายนี้ สำหรับคุณงามความดีอันใดที่เกิดจากวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ ข้าพเจ้าขอมอบให้กับบิดามารดา ซึ่งเป็นที่รักและเคารพยิ่ง ตลอดจนครูอาจารย์ที่เคารพทุกท่านที่ได้ประสิทธิ์ประสาทวิชาความรู้และถ่ายทอดประสบการณ์ที่ดีให้แก่ข้าพเจ้า จนทำให้วิทยานิพนธ์นี้สำเร็จลุล่วงได้ด้วยดี

ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย	I
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	II
กิตติกรรมประกาศ.....	III
สารบัญ	IV
สารบัญตาราง	VII
สารบัญรูป	IX
บทที่ 1 บทนำ	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 ความมุ่งหมายและวัตถุประสงค์ของการศึกษา.....	2
1.3 สมมติฐานของการศึกษา.....	2
1.4 ทฤษฎีหรือแนวความคิดที่ใช้ในการวิจัย	3
1.5 ขอบเขตการวิจัย.....	3
1.6 ขั้นตอนของการศึกษา	4
บทที่ 2 ผลงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง.....	5
บทที่ 3 ทฤษฎีพื้นฐาน.....	57
3.1 การบัดกรี (Soldering).....	57
3.1.1 โลหะพื้น (Base metal).....	58
3.1.2 โลหะบัดกรี (Soldering metal).....	58
3.1.3 สารฟลักซ์ (Soldering flux).....	59
3.2 ข้อควรพิจารณาเบื้องต้นในการเลือกใช้ตะกั่วบัดกรีแบบไร้สารตะกั่ว	60
3.2.1 โลหะทดแทนสารตะกั่ว.....	62
3.2.2 ข้อควรพิจารณาบางประการในขบวนการผลิต	66
3.3 แผนภูมิเฟส (Phase diagram) ของโลหะผสม	66
3.3.1 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - เงิน (Sn-Ag).....	66
3.3.2 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - ทองแดง (Sn-Cu).....	67
3.3.3 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมเงิน - ทองแดง (Ag-Cu).....	68

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และ IV อ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
3.3.4 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง (Sn – Ag – Cu)	69
บทที่ 4 วิธีดำเนินการวิจัย.....	72
4.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ	72
4.2 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค	73
4.2.1 การตรวจสอบโครงสร้างเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง	73
4.2.2 การตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุโดย EPMA	75
4.3 การวิเคราะห์ผลทางกล.....	75
4.3.1 การทดสอบความต้านแรงดึง (Tensile strength test).....	75
4.3.2 การทดสอบความแข็ง (Hardness test)	77
4.4 การวิเคราะห์สมบัติทางความร้อน.....	78
4.4.1 การทดสอบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี	78
4.5 การวิเคราะห์ความสามารถในการบัดกรี	78
4.5.1 การทดสอบสมบัติทางด้านความสามารถในการเชื่อมประสาน (Wetting ability)	78
บทที่ 5 ผลการวิจัยและการวิเคราะห์.....	82
5.1 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค	82
5.1.1 การตรวจสอบโครงสร้างเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง	82
5.1.2 การตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุโดย EPMA	86
5.2 การวิเคราะห์ผลทางกล.....	107
5.2.1 การทดสอบความต้านแรงดึง (Tensile strength test).....	107
5.2.2 การทดสอบความแข็ง (Hardness test)	109
5.3 การวิเคราะห์สมบัติทางความร้อน.....	111
5.3.1 การทดสอบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี	111
5.4 การวิเคราะห์ความสามารถในการบัดกรี	114
5.4.1 การทดสอบสมบัติทางด้านความสามารถในการเชื่อมประสาน (Wetting ability)	114

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
บทที่ 6 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ	117
6.1 สรุปผลการทดลอง.....	117
6.2 ข้อเสนอแนะและแนวทางการศึกษาในอนาคต	118
เอกสารอ้างอิง.....	119
ภาคผนวก	122
ภาคผนวก ก. บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์	123
ภาคผนวก ข. ผลการทดสอบค่าความต้านแรงดึง (Tensile strength) ของโลหะ บัดกรีแต่ละชนิด	143
ภาคผนวก ค. ผลการวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด โดย เครื่อง Differential scanning calorimeter (DSC).....	147
ภาคผนวก ง. Wetting curve ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด	151
ภาคผนวก จ. แผนภูมิเฟส (Phase diagram) ของธาตุต่าง ๆ.....	159
ภาคผนวก ฉ. ผลการทดสอบปริมาณส่วนผสมในโลหะบัดกรีที่นำมาทดสอบ.....	163
ประวัติผู้เขียน	166

สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu และ Sn-Pb.....	5
2.2 เงื่อนไขการทดสอบ	9
2.3 ชนิดของ Solder paste, Components และ Board ที่ใช้ในการทดลอง	9
2.4 พารามิเตอร์ที่ใช้ในการทดสอบความต้านแรงเฉือน (Shear strength).....	10
2.5 ผลการวิเคราะห์ ANOVA ของโลหะบัดกรีชนิด SAC305.....	11
2.6 ผลการวิเคราะห์ ANOVA ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb.....	11
2.7 สรุปผลการวิเคราะห์ ANOVA ในแต่ละ Component size	11
2.8 เปรียบเทียบค่าแรงเฉือนของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb และ SAC305	12
2.9 ส่วนผสมและจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่ใช้ทดสอบ	14
2.10 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความหนาของสารประกอบเชิงโลหะและค่า ความต้านแรงดึง.....	23
2.11 ตารางเปรียบเทียบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด	24
2.12 ตารางเปรียบเทียบความหนาแน่นของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด	25
2.13 ส่วนประกอบที่ใช้ในการทดสอบ	28
2.14 ค่าจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีที่มีการเติม Er.....	29
2.15 ส่วนประกอบที่ได้และขนาดของชิ้นงานทดสอบ	32
2.16 ส่วนผสมทางเคมีของตัวอย่างทดสอบ (wt %)	34
2.17 เปรียบเทียบค่า Wetting time ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่อุณหภูมิต่าง ๆ	37
2.18 ค่าความต้านการล้าของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว	38
2.19 ตารางเปรียบเทียบสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-0.5Cu-4In (349) และ Sn-3.8Ag-0.7Cu	41
2.20 ตารางเปรียบเทียบสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-0.5Cu-7In (347) และ Sn-3.8Ag-0.7Cu	41
2.21 ปริมาณส่วนประกอบที่ได้จาก EPMA (at %).....	44
2.22 ค่า Specific temperatures (°C)	46
2.23 ส่วนผสมของสาร Reagent	49
3.1 ชนิดของโลหะต่อความยากง่ายในการบัดกรี	58
3.2 สมบัติบางประการของโลหะทดแทนตะกั่ว.....	62

สารบัญตาราง (ต่อ)

ตารางที่	หน้า
3.3	ส่วนผสมชนิดต่างๆที่สามารถนำมาทดแทนโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว63
3.4	สมบัติบางประการระหว่าง Sn-Ag กับ Sn-Pb.....65
4.1	การเปรียบเทียบราคาระหว่างโลหะบัดกรีชนิดต่าง ๆ72
4.2	ส่วนผสมของตัวอย่างที่ใช้ทำการทดลอง.....73
5.1	ผลการทดสอบค่าความต้านแรงดึง108
5.2	ค่าความแข็งของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่ได้จากการทดสอบ109
5.3	จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่อ่านได้จากกราฟ DSC.....112
5.4	ค่าความสามารถในการเชื่อมประสานของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด.....115



สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
2.1 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสงของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu	6
2.2 ภาพถ่าย SEM ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu	6
2.3 ภาพขนาดชิ้นงานที่ใช้สำหรับการทดสอบความต้านแรงดึง	6
2.4 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu ที่ ความหนาแตกต่างกัน	7
2.5 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb (ความหนา: 0.4 mm)	7
2.6 ภาพถ่าย SEM ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-3.5Ag-0.5Cu ที่ 25°C.....	8
2.7 ภาพถ่าย SEM ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-3.5Ag-0.5Cu ที่ 100°C	8
2.8 ผลระหว่างค่า Residuals และ Predicted shear force ของโลหะบัดกรี Sn-37Pb	10
2.9 ผลระหว่างค่า Residuals และ Predicted shear force ของโลหะบัดกรี SAC305	10
2.10 ภาพรอยแตกหักของโลหะบัดกรี Sn-37Pb หลังผ่านการหลอมตัวที่ 215 °C เป็น เวลา 90 วินาที.....	12
2.11 ภาพรอยแตกหักของโลหะบัดกรี SAC305 หลังผ่านการหลอมตัวที่ 250 °C เป็น เวลา 90 วินาที	12
2.12 ภาพถ่ายพื้นที่ภาคตัดขวางแนวบัดกรีของโลหะบัดกรี Sn-Pb หลังผ่านการหลอมตัว ที่ 215°C เป็นเวลา 90 วินาที.....	13
2.13 ภาพถ่ายพื้นที่ภาคตัดขวางแนวบัดกรีของโลหะบัดกรี SAC305 หลังผ่านการหลอมตัว ที่ 250°C เป็นเวลา 90 วินาที.....	13
2.14 ค่าความต้านแรงดึง และการยืดของโลหะบัดกรี	16
2.15 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของโลหะบัดกรีกับอุณหภูมิในการบ่ม	16
2.16 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีหลังการบ่ม	17
2.17 ความสัมพันธ์ระหว่าง Strain range และ จำนวน Cycles to failure ของโลหะบัดกรี ชนิด Sn-3.5Ag และ Sn-37Pb เมื่อทำการทดสอบที่ความถี่ 0.1 Hz อุณหภูมิ 20 °C	19
2.18 ภาพถ่าย SEM ในแนวภาคตัดขวางของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.5Ag เมื่อทำการทดสอบ ที่ 1% $\Delta\epsilon_T$, 1 Hz.....	20
2.19 ความสัมพันธ์ระหว่าง Crack growth rate (da/dt) และค่า C^* ในสภาวะ Steady-state crack growth region ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.5Ag และ Sn-37Pb.....	21
2.20 ผลของค่าอัตราความเครียดต่อค่าความต้านแรงดึงสูงสุดที่อุณหภูมิต่าง ๆ	22

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.21 กราฟระหว่างค่าความต้านแรงดึงสูงสุดกับเวลาในการบ่มของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.5Ag-0.7Cu-xSb.....	23
2.22 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสงของโลหะบัดกรีชนิด Sn-8.55Zn-0.5Ag-0.45Al-yGa	26
2.23 ความแข็งของโลหะบัดกรี Sn-8.55Zn-0.5Ag-0.45Al-yGa (wt %) และ Sn-37Pb	26
2.24 อุณหภูมิโซลิดัสและ ลิกวิดัสของโลหะบัดกรี Sn-8.55Zn-0.5Ag-0.45Al-yGa (wt %) และ Sn-37Pb	27
2.25 ความเค้นแบบดึงที่อุณหภูมิห้องและความเครียด(%) ของโลหะบัดกรี Sn-8.55Zn-0.5Ag-0.45Al-yGa และ Sn-37Pb.....	27
2.26 Wetting time และ Wetting force ของโลหะบัดกรี Sn-8.55Zn-0.5Ag- yGa เมื่อทำการทดสอบบนแผ่นทองแดง.....	28
2.27 ผลของปริมาณ Er ต่อค่า Spreading area ของโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu	29
2.28 ค่าความต้านแรงเฉือนของโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu-Er.....	30
2.29 แสดงผลของ Er ต่อค่า Creep rupture lifetime.....	30
2.30 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu-0.25Er	31
2.31 โครงสร้างของสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรีSn-3.8Ag-0.7Cu-0.25Er	31
2.32 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสององค์ประกอบ (Binary phase diagram) ของ Sn-Er.....	32
2.33 ลักษณะการแตกหักของสารประกอบเชิงโลหะ	33
2.34 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี.....	34
2.35 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-8Zn-3Bi และ Sn-8Zn-3In	35
2.36 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Zn-Ga	35
2.37 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิลิกวิดัส, โซลิดัสกับปริมาณ โลหะเจือ	36
2.38 เส้นโค้งเย็น (Cooling curves) ของโลหะบัดกรี Sn-Zn-Ga	36
2.39 ลักษณะแนวบัดกรีของโลหะบัดกรี Viromet 349	38
2.40 ลักษณะ โครงสร้างทางจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu-In.....	39
2.41 ผลการทดสอบ XRD ของโลหะบัดกรี Viromet 347	39
2.42 ผลการทดสอบ XRD ของโลหะบัดกรี Viromet 349	40

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.43 ความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติทางกลและอุณหภูมิของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว.....	40
2.44 กราฟเปรียบเทียบค่าสมบัติการคืบของโลหะบัดกรี 347,349 และ SAC ที่ 250°C.....	41
2.45 ผลของ In ต่อค่าอุณหภูมิยูเทคติกในระบบของ Sn-Ag Binary system	43
2.46 ภาพถ่ายโครงสร้างทางจุลภาคของ (a) Sn-Ag sample (b) Sn-Ag-In sample	43
2.47 ภาพขยายของโครงสร้างโลหะบัดกรี Sn-Ag-In.....	44
2.48 ผลการทำ Backscattering electron และ Elemental mapping ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-In.....	45
2.49 ผล DSC ของโลหะบัดกรี Sn-Ag และ Sn-Ag-In.....	45
2.50 เส้นโค้งเย็น (Cooling curve) ของโลหะบัดกรี Sn-Ag และ Sn-Ag-In	46
2.51 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสององค์ประกอบ และสามองค์ประกอบของโลหะบัดกรี Sn-Ag-In.....	48
2.52 ภาพถ่าย SEM ของตัวอย่างหลังจากกระบวนการแข็งตัวที่ความเร็ว 4 mm ต่อวินาทีของโลหะบัดกรี Sn-3.3Ag-5.0In (wt %)	50
2.53 ภาพถ่าย SEM เมื่อทำการเปรียบเทียบกับรูปที่ 2.52.....	50
2.54 ภาพถ่าย SEM เมื่อทำการเปรียบเทียบกับภาพที่ 2.53.....	51
2.55 ภาพถ่าย SEM เมื่อทำการเปรียบเทียบกับภาพที่ 2.54.....	51
2.56 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสงแสดงให้เห็นการเปลี่ยนแปลงของเมทริกซ์.....	52
2.57 ภาพถ่าย SEM ของตัวอย่าง 10 g ของ Sn-3.3Ag-5.0In (wt%).....	52
2.58 ภาพถ่าย SEM ของสารประกอบ $Ag_{2.7}(In,Sn)$	53
2.59 ภาพถ่าย SEM ของตัวอย่าง Sn-3.0Ag-0.5Cu-8.0In (wt%) ปริมาณ 200 mg มีอัตราการเย็นตัวที่ 1°C/s.....	53
2.60 ภาพถ่ายการเปลี่ยนแปลงที่เกิดจากปฏิกิริยา Catatectic ในโลหะบัดกรี Sn-Ag-In Ternary alloy	54
3.1 การเกิดการเชื่อมของโลหะบัดกรี	59
3.2 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - เงิน.....	67
3.3 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก- ทองแดง.....	68
3.4 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมเงิน- ทองแดง	69
3.5 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง.....	70

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.6	ส่วนผสมยูเทคติกของโลหะผสม ดีบุก-เงิน-ทองแดง 71
4.1	ตัวอย่างชิ้นงานที่ได้หลังจากการหล่อ 73
4.2	เครื่องวัดชิ้นงานทดสอบ 74
4.3	กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope) 74
4.4	เครื่องทดสอบ Electron probe micro analyzer (EPMA) 75
4.5	เครื่องกลึง CNC 76
4.6	ภาพชิ้นงานที่ใช้ในการทดสอบการดึง (Tensile test) 76
4.7	เครื่องทดสอบค่าความต้านแรงดึง (Tensile strength) 77
4.8	เครื่องทดสอบความแข็ง 77
4.9	เครื่องทดสอบ Differential scanning calorimeter (DSC) 78
4.10	ฟลักซ์ชนิด RC-15 SH RMA 79
4.11	เครื่อง Solder checker รุ่น SAT-5100 79
4.12	Wetting curve ที่ได้จากเครื่องทดสอบ 80
4.13	ลักษณะ ความสามารถในการเชื่อมประสานที่ได้จาก Wetting curve 80
4.14	มุมสัมผัสระหว่างของแข็งและของเหลว 81
5.1	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu 82
5.2	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb 82
5.3	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu 83
5.4	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In 83
5.5	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In 83
5.6	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In 84
5.7	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In 84
5.8	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In 84
5.9	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In 84
5.10	โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu 86
5.11	การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu 86
5.12	การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu 87
5.13	การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu 87

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
5.14 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu.....	88
5.15 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu.....	88
5.16 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu.....	89
5.17 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu.....	89
5.18 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In.....	90
5.19 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In.....	90
5.20 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In.....	91
5.21 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In.....	91
5.22 การกระจายตัวของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In.....	92
5.23 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In.....	92
5.24 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In.....	93
5.25 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In.....	93
5.26 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In.....	94
5.27 การกระจายตัวของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In.....	94
5.28 โครงสร้างทางจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In.....	95
5.29 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In.....	95
5.30 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In.....	96
5.31 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In.....	96
5.32 การกระจายตัวของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In.....	97
5.33 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In.....	98
5.34 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In.....	98
5.35 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In.....	99
5.36 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In.....	99
5.37 การกระจายตัวของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In.....	100
5.38 โครงสร้างทางจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In.....	101
5.39 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In.....	101
5.40 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In.....	102
5.41 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In.....	102

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และ XIII อ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
5.42 การกระจายตัวของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In.....	103
5.43 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In	104
5.44 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In	104
5.45 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In	105
5.46 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In.....	105
5.47 การกระจายตัวของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In.....	106
5.48 ตัวอย่าง เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดที่ได้จากการทดสอบค่าความต้านแรงดึง	107
5.49 ค่าความต้านแรงดึงของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด.....	108
5.50 ค่าความแข็งโลหะบัดกรีแต่ละชนิด	110
5.51 ตัวอย่างกราฟที่ได้จากการวิเคราะห์จุดหลอมเหลว.....	112
5.52 อุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด	113
5.53 ความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิควิควิตและโซลิดัส	114
5.54 ตัวอย่าง Wetting curve ที่ได้จากการทดสอบความสามารถในการเชื่อมประสาน	114
5.55 ค่า Wetting force และ Wetting time ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด.....	115
ข.1 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu.....	144
ข.2 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb.....	144
ข.3 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu.....	144
ข.4 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In	145
ข.5 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In	145
ข.6 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In	145
ข.7 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In	146
ข.8 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In	146
ข.9 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In	146
ค.1 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu	148
ค.2 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb.....	148
ค.3 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu	148
ค.4 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In.....	149
ค.5 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In.....	149

สารบัญรูป (ต่อ)

รูปที่	หน้า
ค.6 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In.....	149
ค.7 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In.....	150
ค.8 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In.....	150
ค.9 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In.....	150
ง.1 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu	152
ง.2 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb.....	153
ง.3 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu	154
ง.4 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In.....	155
ง.5 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In.....	156
ง.6 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In.....	157
ง.7 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In.....	158
จ.1 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสององค์ประกอบของ Ag-In.....	160
จ.2 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสององค์ประกอบของ Cu-In.....	160
จ.3 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสององค์ประกอบของ In-Sn	161
จ.4 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสามองค์ประกอบของ Ag-Cu-In.....	161
จ.5 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสามองค์ประกอบของ Cu-In-Sn	162
ฉ.1 ส่วนผสมของโลหะบัดกรีก่อนทำการเติม Indium	164
ฉ.2 ส่วนผสมของโลหะบัดกรีที่มีการเติม Indium.....	165

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

สืบเนื่องมาจากข้อจำกัดเกี่ยวกับการใช้สารอันตราย หรือ Restriction on hazardous substances (RoHS) ที่กำหนดโดยของคณะกรรมการยุโรปหรืออีซี (EC- European commission) ซึ่งเป็นหน่วยงานที่กำหนดนโยบายและการบริหารงานร่วมของประเทศในเครือสหภาพยุโรปหรืออี ยู (EU – European union) โดยมีผลใช้บังคับตั้งแต่วันที่ 1 กรกฎาคม 2006 ระบุให้มีการลดปริมาณการใช้สารตะกั่วในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์เพื่อป้องกันปัญหาสิ่งแวดล้อม โดยให้ใช้สารโลหะประกอบอื่นทดแทน [1-2] จึงได้มีการตื่นตัวในการที่จะรักษาสิ่งแวดล้อมและลดอันตรายจากสารพิษที่มีผลกระทบต่อสิ่งมีชีวิตมากขึ้น โดยเฉพาะในอุตสาหกรรมด้านอิเล็กทรอนิกส์ ถึงแม้ว่าปริมาณตะกั่วที่ใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์จะมีไม่มากนักเมื่อเทียบกับอุตสาหกรรมประเภทอื่น แต่ถ้าพิจารณาถึงการเติบโตอย่างรวดเร็วของอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ในปัจจุบัน การเลิกใช้สารตะกั่วก็เป็นสิ่งที่ไม่ควรมองข้าม [3] ดังนั้นจึงได้มีการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วขึ้นมา แต่ทั้งนี้โลหะหลักที่ยังใช้เป็นส่วนประกอบของโลหะบัดกรียังคงเป็นดีบุกอยู่นั่นเอง ทั้งนี้เนื่องจากดีบุกเป็นโลหะที่สามารถหาได้ง่าย มีสมบัติทางกายภาพที่เหมาะสม เช่น จุดหลอมเหลวต่ำ นำไฟฟ้า และนำความร้อนได้ดี และโลหะผสมของดีบุกยังมีสมบัติในการเป็นโลหะประสานที่ดี [4] ซึ่งโลหะบัดกรีที่จะนำมาผสมกับดีบุกเพื่อใช้ทดแทนตะกั่ว นั้นจะต้องทำให้โลหะบัดกรีชนิดใหม่ที่ได้มีสมบัติที่ดีกว่าหรือเทียบเท่ากับสมบัติของโลหะบัดกรีแบบดั้งเดิม ซึ่งในปัจจุบัน โลหะบัดกรีที่สามารถนำมาใช้แทนตะกั่วบัดกรีมีมากมายหลายชนิด ทั้งที่เป็นสารประกอบ 2 ชนิดอันได้แก่ Sn-Ag, Sn-Cu, Sn-Zn, Sn-Bi และ Sn-In หรือเป็นสารประกอบระหว่างโลหะ 3 ชนิดอันได้แก่ Sn-Ag-Cu, Sn-Ag-Bi และ Sn-Zn-Bi [5] ซึ่งโลหะบัดกรีแต่ละชนิดก็จะมีลักษณะเด่นแตกต่างกัน เป็นต้นว่า Sn-Zn มีจุดเด่นเกี่ยวกับจุดหลอมเหลวที่ต่ำมาก ใกล้เคียงกับ Sn-Pb รวมถึงมีราคาค่อนข้างถูก แต่มีข้อเสียคือ จะเกิดออกซิเดชันได้ง่ายจึงไม่เหมาะกับการใช้งาน [6-8] และโลหะบัดกรีที่นิยมใช้กันค่อนข้างมากในอุตสาหกรรมชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ คือ โลหะบัดกรีในกลุ่ม Sn-Ag-Cu ซึ่งเป็นโลหะบัดกรีที่มีราคาที่ยกแพงแต่ มีข้อได้เปรียบทางด้านสมบัติทางกล รวมถึงความสามารถในการบัดกรีที่โดดเด่นกว่าโลหะบัดกรีชนิดอื่น [9-11] จึงได้มีการใช้งานและปรับปรุงส่วนผสมของ Sn-Ag-Cu เพื่อให้ได้ส่วนผสมที่มีสมบัติเหมาะสมกับการใช้งานมากที่สุด เช่น Sn-3.8Ag-0.7Cu, Sn-3.9Ag-0.6Cu หรือ Sn-4Ag-0.5Cu [12] หรืออาจมีการเติมธาตุบางชนิดเพิ่มเข้าไปเพื่อปรับปรุงสมบัติทางด้านจุดหลอมเหลว รวมทั้งสมบัติทางกล ทำให้ได้สารประกอบ 4

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ชนิดที่มีสมบัติดีขึ้นซึ่งธาตุที่นิยมเติมเข้าไปเพื่อปรับปรุงสมบัติของโลหะบัดกรีมีหลายธาตุด้วยกัน เช่น Bi, Sb, Ge, In, Ni, Co, Mg เป็นต้นซึ่งแต่ละธาตุเมื่อเติมเข้าไปจะให้โลหะบัดกรีที่มีลักษณะเด่นแตกต่างกันออกไป [5,13-16]

อย่างไรก็ตามปัญหาที่สำคัญอีกประการหนึ่งคือของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu คือจุดหลอมเหลวที่สูงถึง 217 °C สูงกว่าตะกั่วบัดกรีชนิด Sn-Pb ซึ่งมีจุดหลอมเหลว 183 °C [17] ดังนั้นเมื่อนำไปใช้งานสามารถก่อให้เกิดความเสียหายกับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์รวมถึงแผ่นบอร์ดได้ ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงได้ทำการศึกษาแนวทางในการปรับปรุงสมบัติด้านจุดหลอมเหลว และสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu โดยมุ่งประเด็นไปที่การศึกษาอิทธิพลของการเติมธาตุอินเดียม (In) ลงไป ว่าส่งผลต่อจุดหลอมเหลว สมบัติทางกล และโครงสร้างจุลภาคอย่างไร ทั้งนี้โลหะบัดกรีพื้นฐานที่เลือกมาทำการศึกษาคือ Sn-0.3Ag-0.7Cu เนื่องจากเมื่อเปรียบเทียบสมบัติทางด้านจุดหลอมเหลวแล้วจะมีค่าใกล้เคียงกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu (216-221 °C) ซึ่งเป็นโลหะบัดกรีในกลุ่ม Sn-Ag-Cu ชนิดที่นิยมใช้กันโดยทั่วไปในปัจจุบันแต่ Sn-0.3Ag-0.7Cu จะมีราคาถูกกว่ามาก เนื่องจากมีส่วนผสมของ Ag ซึ่งเป็นธาตุที่มีราคาค่อนข้างสูงอยู่เพียง 0.3% โดยน้ำหนักเท่านั้น

1.2 ความมุ่งหมายและวัตถุประสงค์ของการศึกษา

1. เพื่อศึกษาอิทธิพลของการเติม In ต่อสมบัติทางด้านจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu
2. เพื่อศึกษาอิทธิพลของการเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นของ In ที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu

1.3 สมมติฐานของการศึกษา

จากการศึกษาค้นคว้าข้อมูลในอดีตและในงานวิจัยต่าง ๆ สามารถตั้งสมมติฐานเพื่อกำหนดขอบเขตของการศึกษาได้ดังนี้

1. โลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu ยังมีสมบัติดีน้อยกว่าตะกั่วบัดกรีโดยเฉพาะเรื่องจุดหลอมเหลวที่ค่อนข้างสูง ดังนั้นการเติมธาตุที่มีจุดหลอมเหลวดำลงไปอาจจะช่วยลดจุดหลอมเหลวลงได้
2. โลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu เมื่อเปรียบเทียบสมบัติด้านจุดหลอมเหลวแล้วจะมีค่าใกล้เคียงกับบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu ซึ่งเป็นชนิดที่นิยมใช้กันโดยทั่วไป แต่มีราคาถูกกว่ามาก ดังนั้นจึงเป็นโลหะบัดกรีที่น่าสนใจในการนำมาปรับปรุงเพื่อให้ได้สมบัติที่ดีขึ้น และมีราคาที่เหมาะสม

3. อินเดียม (In) มีสมบัติเด่นคือมีจุดหลอมเหลวที่ค่อนข้างต่ำ และไม่เป็นมลพิษ ดังนั้นอาจนำมาใช้ในการช่วยลดจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วได้

1.4 ทฤษฎีหรือแนวความคิดที่ใช้ในการวิจัย

เป็นที่ทราบกันว่าสารตะกั่วจัดเป็นสารอันตรายประเภทหนึ่ง ที่สามารถเข้าสู่ร่างกายมนุษย์ได้หลายทางเช่น การกลืนกิน การสูดดม หรือการซึมผ่านทางผิวหนัง ปริมาณสารตะกั่วเพียงน้อยนิดที่เข้าสู่ร่างกาย อาจมีผลกระทบต่อระบบประสาทของมนุษย์ [1] จากการรณรงค์ในเรื่องของการรักษาสภาพแวดล้อม และความปลอดภัยในสุขภาพของมนุษย์ ดังนั้น วงการอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ทั่วโลก ต่างตระหนักถึงความจำเป็นในการนำโลหะบัดกรีที่ไม่มีตะกั่วเป็นส่วนประกอบ (Lead-free solder) มาใช้งานแทนที่โลหะบัดกรีแบบดั้งเดิมที่มีส่วนผสมของ ดีบุก และ ตะกั่ว เป็นหลัก (Tin-lead solder) นอกจากนี้ในปัจจุบันยังได้เริ่มมีการวางแผนอย่างจริงจังในการเลิกใช้สารตะกั่วในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ โดยสหภาพยุโรปได้เลิกใช้สารตะกั่วอย่างจริงจังในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ตั้งแต่ปี ค.ศ.2006 [1-2] ดังนั้นจึงจำเป็นต้องอย่างยิ่งในการหาสารประกอบที่มีสมบัติเทียบเคียงได้กับตะกั่วบัดกรี ซึ่งโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่เป็นที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ คือสารประกอบในตระกูล Sn-Ag-Cu เนื่องจากมีสมบัติเด่นด้านสมบัติทางกล แต่ทั้งนี้โลหะบัดกรีดังกล่าวก็ยังมีสมบัติด้อยกว่า Sn-Pb โดยเฉพาะเรื่อง จุดหลอมเหลวที่สูงกว่า Sn-Pb โดย Sn-Ag-Cu จะมีจุดหลอมเหลวอยู่ที่ 217 °C ในขณะที่ Sn-Pb มีจุดหลอมเหลวเพียง 183 °C ซึ่งเป็นปัญหาที่สำคัญที่จะส่งผลกระทบต่อกระบวนการผลิตชิ้นงานเนื่องจากอุณหภูมิที่ใช้ในการบัดกรีที่สูงขึ้นนั้นจะส่งผลให้อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ และแผ่นบอร์ดเสียหายได้ เนื่องจากอุปกรณ์เหล่านี้ไม่สามารถทนอุณหภูมิดังกล่าวได้ จึงต้องหาแนวทางในการแก้ปัญหาตรงจุดนี้โดยแนวทางที่สามารถทำได้คือ การใส่ธาตุผสมตัวที่ 4 เพิ่มเข้าไปเพื่อลดอุณหภูมิของจุดหลอมเหลว ซึ่งธาตุหนึ่งที่อยู่ในความสนใจของอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ คือ อินเดียม (In) เนื่องจาก In มีสมบัติเด่นด้านจุดหลอมเหลวที่ต่ำคือ 156.6 °C และไม่เป็นพิษต่อร่างกาย [18] ดังนั้นในการเติม In น่าจะช่วยลดปัญหาเรื่องจุดหลอมเหลวที่สูงของโลหะบัดกรีในกลุ่ม Sn-Ag-Cu ได้

1.5 ขอบเขตการวิจัย

1. โลหะบัดกรีพื้นฐานที่ใช้ในการศึกษา คือ โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu

2. ธาตุที่เดิมเข้าไปเพื่อศึกษาอิทธิพลต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติทางด้าน จุดหลอมเหลว ความต้านแรงดึง และ โครงสร้างจุลภาค ของโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu คือ อินเดียม (In)
3. ปริมาณอินเดียม (In) ที่ทำการศึกษาจะอยู่ในช่วง 0 – 3.0 wt%

1.6 ขั้นตอนของการศึกษา

1. ศึกษาและรวบรวมข้อมูลที่เกี่ยวข้องกับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วตัวอย่างเช่น สมบัติทางกลของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด ข้อดี และข้อเสียเมื่อเปรียบเทียบกับตะกั่วบัดกรีแบบดั้งเดิม
2. ศึกษาสมบัติของธาตุที่จะนำมาใช้ปรับปรุงสมบัติให้แก่โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว เพื่อให้สามารถเลือกธาตุได้เหมาะสมกับความต้องการมากที่สุด
3. ศึกษาขั้นตอน และมาตรฐานในการทดสอบสมบัติของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วเพื่อใช้ในการออกแบบขั้นตอนการทดลองได้อย่างเหมาะสม
4. ออกแบบการทดลองและทำการเตรียมชิ้นงาน และอุปกรณ์ต่าง ๆ ตามที่ได้ทำการออกแบบไว้
5. ทำการทดลองโดยการเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นของ In เพื่อศึกษาอิทธิพลและแนวโน้มต่อการเปลี่ยนแปลงจุดหลอมเหลวและความต้านแรงดึงของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu
6. วิเคราะห์ผลการทดลองในด้านโครงสร้างจุลภาค จุดหลอมเหลว และสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี
7. สรุปผลการทดลอง พร้อมข้อเสนอแนะที่ได้จากการทดลอง

บทที่ 2

ผลงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในการศึกษาเรื่องการบัดกรีโดยใช้โลหะผสมที่ไม่มีตะกั่ว ได้มีการศึกษาและเสนอแนะแนวทางไว้มากพอสมควร ซึ่งส่วนใหญ่จะเป็นการศึกษาการหาสารประกอบที่ไม่มีตะกั่ว เพื่อใช้ทดแทนโลหะผสมตะกั่วที่ใช้ในปัจจุบัน รวมถึงการศึกษาถึงผลกระทบต่อกระบวนการผลิตในวงจรอิเล็กทรอนิกส์ทั่วไปด้วย

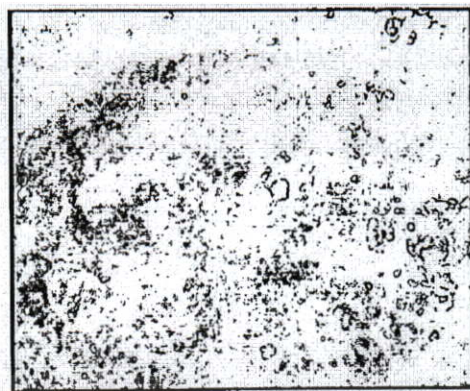
ข้อมูลในอดีตได้แสดงให้เห็นว่า ได้มีการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วขึ้นมามากมายหลายชนิด และโลหะบัดกรีที่นิยมใช้กันค่อนข้างมากในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์คือโลหะบัดกรีตระกูล Sn-Ag-Cu ดังได้แสดงไว้ในงานวิจัยของ Fulong Zhu และคณะดังนี้

การทดลองนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อต้องการทำการเปรียบเทียบสมบัติของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu กับตะกั่วบัดกรี Sn-37Pb ผ่านทางการทดสอบค่าความต้านแรงดึง (Tensile strength) ที่อุณหภูมิ 25, 50, 75, 100, 125 และ 150 °C ตามลำดับ โดยส่วนประกอบของตัวอย่างที่เลือกมาทำการทดสอบดังแสดงในตารางที่ 2.1

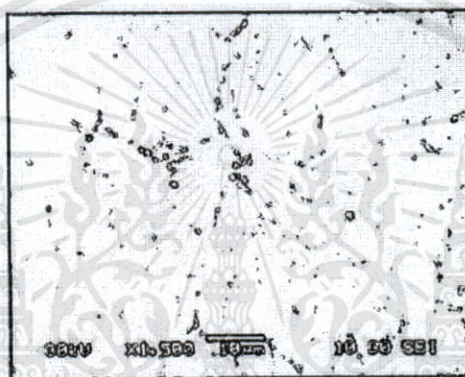
ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu และ Sn-Pb

	Ag	Cu	Sb	Fe	As	Ni	Cd	Al	Zn	Pb	Sn
Sn-37Pb	0.01	0.07	0.34	0.09	0.03	-	0.01	0.04	0.03	36	Bal
Sn-3.0Ag-0.5Cu	3.00	0.05	<0.05	<0.02	0.03	0.01	<0.02	<0.02	<0.02	<0.08	Bal

โดยในขั้นตอนการทดลอง ชิ้นงานตัวอย่างจะทำการหล่อขึ้นมาก่อนนำไปทดสอบ และเมื่อนำตัวอย่างชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu ที่ผ่านการหล่อในเตาสุญญากาศ ภายใต้อุณหภูมิ 300 °C แล้วนำไปทำการขัดด้วยผงขัดอลูมิน่า 0.3 μm และกัดผิวหน้าด้วยสารละลายกรด 5% HCl-95% $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ ซึ่งผลจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope; OM) ดังแสดงในรูปที่ 2.1 และผลจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope; SEM) แสดงในรูปที่ 2.2

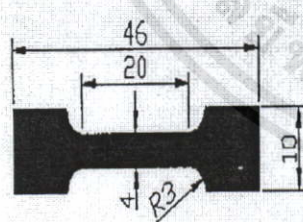


รูปที่ 2.1. ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสงของ โลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu

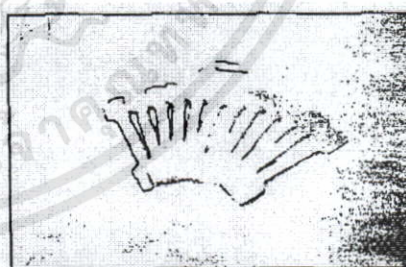


รูปที่ 2.2 ภาพถ่าย SEM ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu

สำหรับการทดสอบค่าความต้านแรงดึงของโลหะบัดกรีทั้ง 2 ชนิด จะทำการทดสอบโดยการตัดชิ้นงานให้เป็นรูป Dog bone ตามรูปที่ 2.3



(a) The dimensions of specimen (unit: mm)



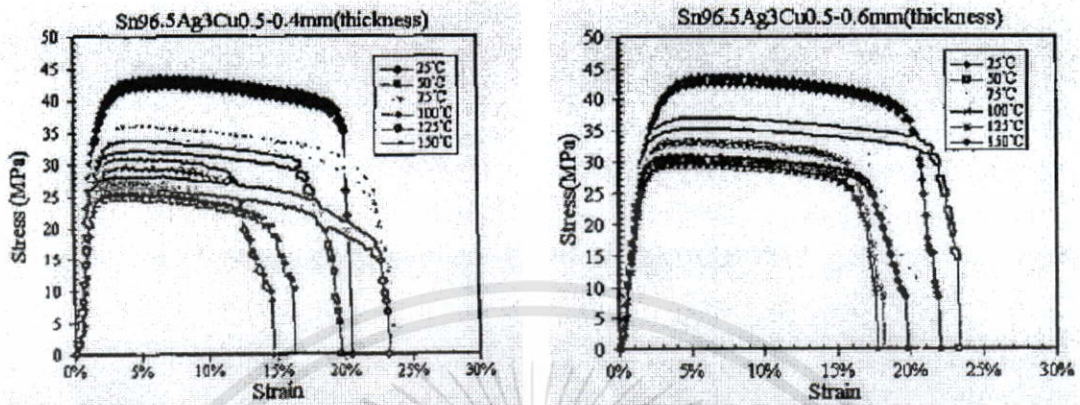
(b) The photo after polished

รูปที่ 2.3 ภาพขนาดชิ้นงานที่ใช้สำหรับการทดสอบค่าความต้านแรงดึง

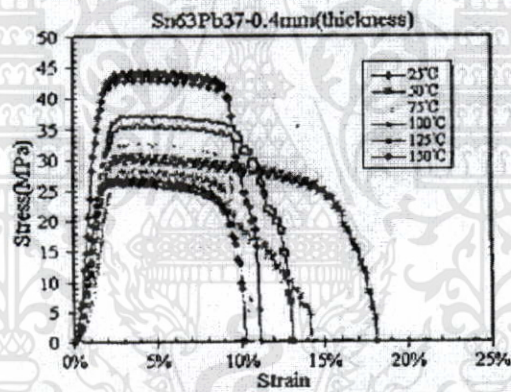
ผลการทดลองที่ได้จากการทดสอบการดึง (Tensile test) ที่อัตราความเครียด (Strain rate) เท่ากับ $5 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ โดยกระทำที่อุณหภูมิแตกต่างกันคือ 25, 50, 75, 100, 125 และ 150 °C ตามลำดับ และขนาดตัวอย่างของ Sn-3.0Ag-0.5Cu จะมี 2 ความหนาด้วยกันคือ 0.4 mm และ 0.6

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

mm เพื่อศึกษาอิทธิพลของความหนาด้วย ซึ่งผลการทดสอบจะได้เส้นโค้งความเค้นกับความเครียด (Stress-strain curve) ดังรูปที่ 2.4 และ 2.5



รูปที่ 2.4 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu ที่ความหนาแตกต่างกัน



รูปที่ 2.5 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb (ความหนา: 0.4 mm)

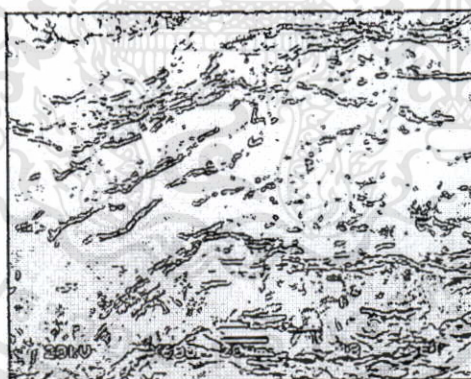
จากผลของเส้นโค้งความเค้นกับความเครียด ที่ได้จะแสดงผลของค่าความต้านแรงดึงสูงสุด (Ultimate tensile strength ;UTS) และค่าความต้านแรงดึงที่จุดคราก (Yield strength ;YS) ซึ่งได้แสดงให้เห็นว่าค่าความแตกต่างของความหนาไม่มีผลกระทบต่อค่าความต้านแรงดึงสูงสุด เนื่องจากการเปลี่ยนแปลงน้อยมาก เมื่อทำการเปลี่ยนแปลงความหนาของตัวอย่าง แต่ค่าอุณหภูมิจะเป็นตัวแปรหลักที่ส่งผลกระทบต่อค่าความต้านแรงดึงสูงสุด และความต้านแรงดึงที่จุดคราก โดยค่าความต้านแรงดึงสูงสุด และความต้านแรงดึงที่จุดคราก จะมีค่าลดลงเมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิในการทดสอบ นอกจากนี้ยังพบว่าค่าความต้านแรงดึงสูงสุดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu มีค่าใกล้เคียงกับตะกั่วบัดกรี Sn-37Pb โดยความแตกต่างของค่าความต้านแรงดึงสูงสุด และความต้านแรงดึงที่จุดคราก ระหว่างโลหะบัดกรีสองชนิดนี้จะมีค่าน้อยมาก ซึ่งค่าความต้านแรงดึงสูงสุด และความต้านแรงดึงที่จุดครากนี้มีความสำคัญมากสำหรับงานด้านอุตสาหกรรมชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เนื่องจากเป็นค่าที่บ่งบอกถึงความน่าเชื่อถือ และอายุการใช้งานของชิ้นงานนั้น ๆ ซึ่งจากผลการทดสอบความต้านแรงดึงที่ได้สามารถบ่งชี้ได้ว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu และ Sn-37Pb มีสมบัติเหมาะกับการใช้งานด้านอุตสาหกรรมการผลิตชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์

ผลที่ได้หลังจากการนำชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบความต้านแรงดึง ไปดูลักษณะโครงสร้างของบริเวณรอยแตกหักด้วย SEM ได้ผลดังรูปที่ 2.6 และ 2.7 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าบริเวณรอยคอคอดจะมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อมีการเพิ่มอุณหภูมิ นั่นก็คือ สมบัติทางด้าน Plastic strain จะมีค่าเพิ่มมากขึ้นเมื่อมีการเพิ่มอุณหภูมิในการใช้งาน หรืออาจจะกล่าวได้ว่าอุณหภูมิมิอิทธิพลต่อค่าลักษณะการแตกหักอย่างชัดเจน



รูปที่ 2.6 ภาพถ่าย SEM ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu ที่ 25°C



รูปที่ 2.7 ภาพถ่าย SEM ของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu ที่ 100°C

จากผลการทดลองทั้งหมดสามารถสรุปได้ว่า

1. ค่าความต้านแรงดึงของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu จะมีค่าลดลงเมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิในกรรมวิธีทางความร้อน (Heat treatment) ให้มากขึ้น
2. โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu และ Sn-37Pb มีสมบัติทางด้านวิสโคพลาสติก (Viscoplastic) ที่แข็งแรง โดยค่าความหนาของชิ้นงานทดสอบจะไม่มีผลกระทบต่อค่าสมบัติทางกล

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3. สมบัติความต้านแรงดึง ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu จะมีค่าใกล้เคียงกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb ซึ่งถือว่าเป็นสมบัติทางกลที่ดีและเหมาะสมกับการใช้งานทางด้านอุตสาหกรรมชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ [19]

แต่ทั้งนี้โลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu ก็ยังมีข้อเสียตรงที่สมบัติยังด้อยกว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-Pb อยู่ ซึ่ง Jianbiao Pan และคณะ ได้ทำการศึกษาไว้ดังนี้

วัตถุประสงค์ของการวิจัยครั้งนี้ เป็นการทดลองเพื่อเปรียบเทียบผลของแรงเฉือน (Shear force) ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb และ Sn-3.0Ag-0.5Cu (SAC305) โดยทำการศึกษาผ่านลักษณะของ Reflow profile เหนืออุณหภูมิหลอมเหลว (Liquidus) ซึ่งอุณหภูมิในการทดลองจะเลือกมา 3 ระดับคือ สำหรับ SAC305 จะใช้ 230, 240 และ 250 °C และสำหรับ Sn-37Pb จะใช้อุณหภูมิ 195, 205 และ 215 °C ส่วนเวลาที่ใช้จะใช้ 3 ระดับเหมือนกันทั้ง 2 ชนิดคือ 30, 60 และ 90 วินาที ทั้งนี้ลักษณะของรอยแตกหักที่ได้จะทำการศึกษาค้นคว้าผ่านเครื่อง SEM เพื่อทำการวิเคราะห์รอยแตกหักที่ได้ โดยการออกแบบการทดลองจะทำแบบ 3² Factorial design ทำซ้ำทั้งหมด 3 ครั้ง โดยมีเงื่อนไขทั้งหมดตามตารางที่ 2.2 และทำการบัดกรีลงบนชิ้นงานที่เป็นแผ่นพิมพ์ลายวงจรตามตารางที่ 2.3

ตารางที่ 2.2 เงื่อนไขการทดสอบ

Peak temperature (°C)	SAC305	230	240	250
	Sn-37Pb	195	205	215
TAL (sec.)		30	60	90

ตารางที่ 2.3 ชนิดของ Solder paste, Components และ Board ที่ใช้ในการทดลอง

Solder paste	Components & metallization	Board metallization
SAC305, Type 3 powder, No-clean flux	1206, 0805, 0603, 0402 all 100% Sn finish	OSP over Cu pad
Sn-37Pb, Type 3 powder, No-clean flux	1206, 0805, 0603, 0402 all 100% Sn finish	HASL SnPb over Cu pad

จากผลการบัดกรีทั้งหมดในเบื้องต้น ทำการตรวจสอบด้วยตาเปล่าสังเกตพบความแตกต่างระหว่างแนวบัดกรีของ Sn-37Pb และ SAC305 อย่างชัดเจนคือแนวบัดกรีของ Sn-37Pb จะมีความมันวาวในขณะที่แนวบัดกรีของ SAC305 จะมีลักษณะขุ่นมัว หลังจากนั้นจะทำการทดสอบความต้านแรงเฉือนโดยใช้เครื่อง Dage-series 4000 shear tester โดยมีตัวแปรที่กำหนดตามตารางที่ 2.4

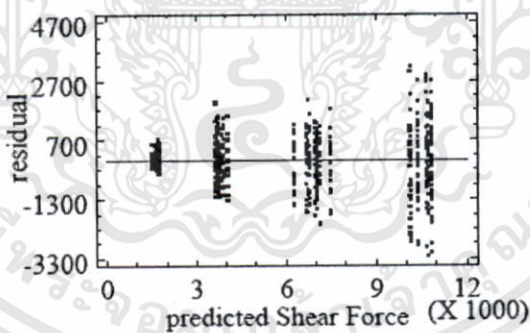
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ซึ่งแต่ละแผ่นพิมพ์ลายวงจรจะทำการตัดเพื่อนำมาทดสอบ และตรวจสอบสภาพรอยแตกหักด้วย เครื่อง SEM

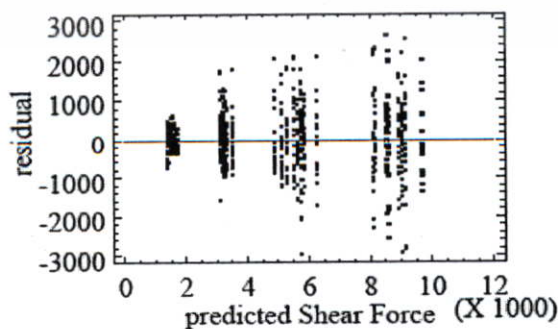
ตารางที่ 2.4 พารามิเตอร์ที่ใช้ในการทดสอบความต้านแรงเฉือน (Shear strength)

Parameters	Setting
Range	20 Kg
Test Speed	8.00 mil/sec
Test Load	0.5 kg
Land Speed	19 mil/sec
Shear Height	5.00 mil
Over Travel	10.00 mil

จากผลการทดลองที่ได้นำมาทำการวิเคราะห์ข้อมูลทางสถิติ โดยใช้ ANOVA ซึ่งเบื้องต้นต้องทำการตรวจสอบสมมติฐานทั้ง 3 กรณีก่อนคือความเป็นปกติของข้อมูล ความเป็นอิสระของข้อมูล และความแปรปรวนคงตัว ซึ่งปรากฏว่าไม่ละเมิดสมมติฐานทั้ง 3 ข้อดังกราฟที่ 2.8 และ 2.9 ดังนั้นข้อมูลสามารถนำไปวิเคราะห์ผลต่อได้



รูปที่ 2.8 ผลระหว่างค่า Residuals และ Predicted shear force ของโลหะบัดกรี Sn-37Pb



รูปที่ 2.9 ผลระหว่างค่า Residuals และ Predicted shear force ของโลหะบัดกรี SAC305

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากการวิเคราะห์ผลโดย ANOVA ได้ผลตามตารางที่ 2.5 และ 2.6 โดยตาราง ANOVA ของ SAC305 แสดงให้เห็นว่า Component size, Reflow peak temperature และ Time above liquidus (TAL) มีผลกระทบต่อค่าความต้านแรงเฉือนอย่างมีนัยสำคัญ และจากตาราง ANOVA ของ Sn-37Pb แสดงให้เห็นว่า เฉพาะค่า Component size และ Peak temperature เท่านั้นที่มีผลต่อค่าแรงเฉือนอย่างมีนัยสำคัญ และเมื่อทำการวิเคราะห์ผลในแต่ละ Component size จะได้ผลการทดลองตามตารางที่ 2.7 ซึ่งจะเห็นได้ว่าผลค่า Peak temperature และ TAL ของแต่ละ Component size จะมีความแตกต่างกันในแต่ละ Component size นั้นแสดงว่า ผลของค่า Peak temperature และ TAL ไม่สอดคล้องหรือสัมพันธ์กับค่า Component size

ตารางที่ 2.5 ผลการวิเคราะห์ ANOVA ของโลหะบัดกรีชนิด SAC305

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
Main Effects					
A: Component Size	267930.0	3	89310.1	3381.98	0.0000
B: Peak Temp	947.76	2	473.88	17.94	0.0000
C: TAL	895.531	2	447.766	16.96	0.0000
Interactions					
AB	241.806	6	40.301	1.53	0.1670
AC	428.161	6	71.3602	2.70	0.0134
BC	160.009	4	40.0022	1.51	0.1962
RESIDUAL	16478.4	624	26.4077		
TOTAL (CORRECTED)	287082.0	647			

ตารางที่ 2.6 ผลการวิเคราะห์ ANOVA ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
Main Effects					
A: Component Size	345244.0	3	115081.0	4011.01	0.0000
B: Peak Temp	189.029	2	94.5145	3.29	0.0377
C: TAL	51.9084	2	25.9542	0.90	0.4052
Interactions					
AB	349.653	6	58.2755	2.03	0.0596
AC	358.652	6	59.7754	2.08	0.0533
BC	135.373	4	33.8432	1.18	0.3186
RESIDUAL	17903.4	624	28.6914		
TOTAL (CORRECTED)	364232.0	647			

ตารางที่ 2.7 สรุปผลการวิเคราะห์ ANOVA ในแต่ละ Component size

		SAC305	SnPb
1206	Peak Temperature	Significant	Not significant (P value = 0.6)
	TAL	Significant	Not significant (P value = 0.1)
0805	Peak Temperature	Significant	Significant
	TAL	Significant	Significant
0603	Peak Temperature	Not significant (P value = 0.07)	Not significant (P value = 0.27)
	TAL	Not significant (P value = 0.2)	Not significant (P value = 0.66)
0402	Peak Temperature	Not significant (P value = 0.1)	Not significant (P value = 0.46)
	TAL	Not significant (P value = 0.06)	Not significant (P value = 0.55)

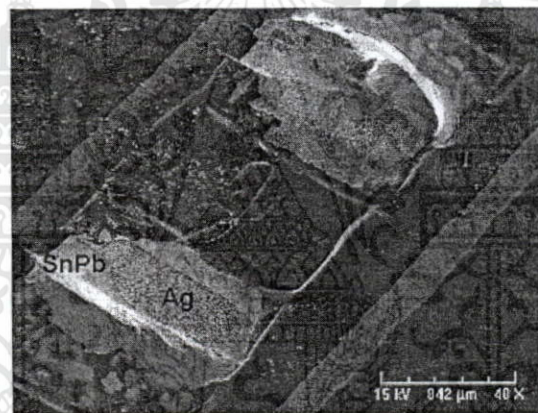
* Significance at 95% confidence level

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

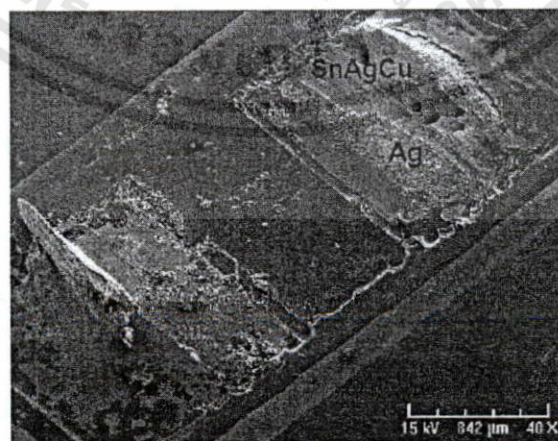
ผลของแรงเฉือนแสดงไว้ในตารางที่ 2.8 ซึ่งได้แสดงให้เห็นว่าค่าแรงเฉือนของ Sn-37Pb จะมีค่าสูงกว่า SAC305 ในแต่ละ Component size เดียวกัน ในที่นี้ค่าแรงเฉือนจะเกี่ยวข้องกับค่าความต้านแรงเฉือนและค่า Wetting area ของแนวบัดกรี

ตารางที่ 2.8. เปรียบเทียบค่าแรงเฉือนของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb และ SAC305

Component size	Average shear force of 324 SAC305 solder joints (grams)	Average shear force of 324 Sn-37Pb solder joint (grams)
0402	1514	1677
0603	3283	3770
0805	5570	6900
1206	8806	10536



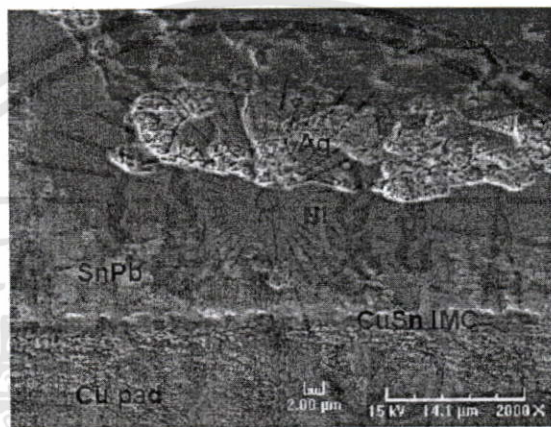
รูปที่ 2.10 ภาพรอยแตกหักของโลหะบัดกรี Sn-37Pb หลังผ่านการหลอมตัวที่ 215 °C เป็นเวลา 90 วินาที



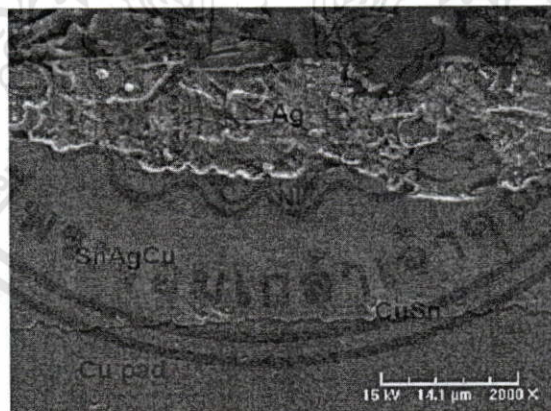
รูปที่ 2.11 ภาพรอยแตกหักของโลหะบัดกรี SAC305 หลังผ่านการหลอมตัวที่ 250 °C เป็นเวลา 90 วินาที

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เพื่อพิสูจน์ผลว่าค่าแรงเฉือนของ Sn-37Pb มีค่าสูงกว่า SAC305 ผู้วิจัยจึงได้ทำการวิเคราะห์ลักษณะรอยแตกหัก โดยเมื่อสังเกตในเบื้องต้นจะพบว่าพื้นที่การแตกร้าว (Fracture area) ของ Sn-37Pb จะมีขนาดใหญ่กว่า SAC305 และเมื่อทำการวิเคราะห์ด้วย SEM ดังรูปที่ 2.10 และ 2.11 พบว่าบริเวณรอยแตกหักจะพบธาตุ Ag อยู่ นั่นก็หมายความว่า การแตกหักจะเกิดในบริเวณส่วนปลายของแนวบัดกรี โดยสังเกตได้จากการถ่ายภาพบริเวณภาคตัดขวาง (Cross section) ของแนวบัดกรีของ Sn-37Pb และ SAC305 พบว่าจะพบโครงสร้างที่ได้ดังรูปที่ 2.12 และ 2.13 ซึ่ง Ag จะอยู่บริเวณนอกสุด ซึ่งนี่ก็เป็นเหตุผลผลของค่า Peak temperature และ TAL ไม่ขึ้นกับค่า Component size นั่นเอง



รูปที่ 2.12 ภาพถ่ายพื้นที่ภาคตัดขวางแนวบัดกรีของโลหะบัดกรี Sn-37Pb หลังผ่านการหลอมตัวที่ 215°C เป็นเวลา 90 วินาที



รูปที่ 2.13 ภาพถ่ายพื้นที่ภาคตัดขวางแนวบัดกรีของโลหะบัดกรี SAC305 หลังผ่านการหลอมตัวที่ 250°C เป็นเวลา 90 วินาที

ลักษณะรอยบัดกรีที่แข็งแรงจะประกอบไปด้วย 2 ส่วนหลัก ๆ คือ โครงสร้างจุลภาคของแนวบัดกรี (Solder joint) กับลักษณะชั้นของสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic layer) ซึ่งลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu จะมีความแตกต่างกับลักษณะโครงสร้างของโลหะ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บัดกรี Sn-37Pb อย่างชัดเจน เนื่องมาจากลักษณะของโครงสร้างสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compound, IMC) Cu_6Sn_5 และ Ag_3Cu และความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ จะมีความสำคัญต่อความแข็งแรงของรอยบัดกรีเช่นกัน ซึ่งถ้าสารประกอบเชิงโลหะมีความหนา มากจากการเย็นตัวช้าจะทำให้ชิ้นงานเปราะได้

ซึ่งจากผลการทดลองที่ได้ทั้งหมดสามารถสรุปได้ว่า ค่าแรงเฉือนสำหรับแนวบัดกรีของ โลหะบัดกรี Sn-37Pb จะมีค่าสูงกว่า SAC305 อันเนื่องมาจากสมบัติด้านความสามารถในการเชื่อม ประสาน (Wetting ability) ของ Sn-37Pb จะดีกว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu [17]

ด้วยเหตุที่โลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu ยังมีสมบัติบางประการด้อยกว่า Sn-37Pb ดังนั้น นักวิจัยหลาย ๆ ท่านจึงได้คิดค้นส่วนผสมที่เหมาะสมที่สุดเพื่อให้โลหะบัดกรีมีสมบัติที่สามารถ เทียบเคียงได้กับตะกั่วบัดกรี รวมถึงมีราคาที่เหมาะสม ซึ่งแนวทางหนึ่งที่นิยมทำกันคือการเติมธาตุ บางชนิดเพิ่มเข้าไปเพื่อปรับปรุงสมบัติทางด้านจุดหลอมเหลวและสมบัติทางกล ทำให้ได้สารประ- กอบ 4 ชนิดที่มีสมบัติดีขึ้น ยกตัวอย่างเช่นการศึกษาของ Jie Zhao และคณะ ได้อธิบายไว้ว่า

การวิจัยนี้เป็นการศึกษาเกี่ยวกับ ผลของการบ่ม (Aging) ต่อการเปลี่ยนแปลงของ โครงสร้างจุลภาค และสมบัติทางกล ของโลหะบัดกรี Sn-3Ag-0.5Cu-xBi ($x=0-3$ wt %) โดยการ พิจารณาถึงผลของ Bi ที่ผสมลงไปโลหะบัดกรี โดยผู้ทดลองได้ทำการทดลองผ่านโลหะบัดกรี 3 ชนิดด้วยกัน ได้แก่ Sn-3Ag-0.5Cu, Sn-3Ag-0.5Cu-1Bi และ Sn-3Ag-0.5Cu-3Bi โดยโลหะบัดกรี ทั้ง 3 ชนิดมีส่วนผสมดังแสดงในตารางที่ 2.9

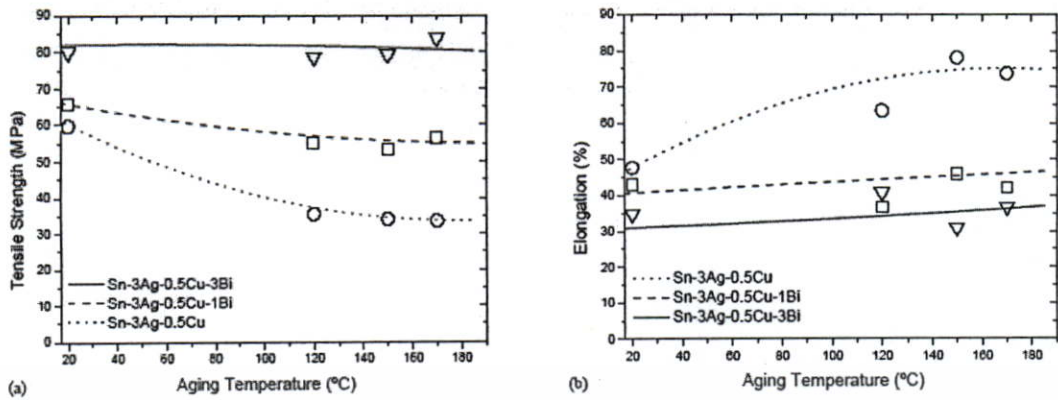
ตารางที่ 2.9 ส่วนผสมและจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่ใช้ทดสอบ

Solder	Composition (%)				Liquidus (°C)	Solidus (°C)
	Sn	Ag	Cu	Bi		
Sn-3Ag-0.5Cu	96.5	3	0.5	0	219	217
Sn-3Ag-0.5Cu-1Bi	95.5	3	0.5	1	219.5	213
Sn-3Ag-0.5Cu-3Bi	93.5	3	0.5	3	219.5	207

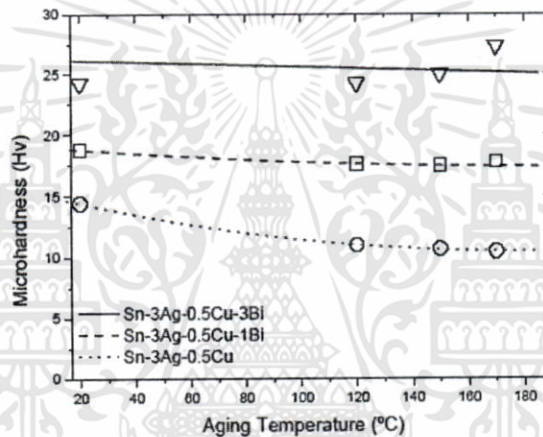
โดยตัวอย่างทั้งหมดได้นำมาทำการหลอมและหล่อขึ้นใหม่ ในเบ้าทองแดง เพื่อให้เป็นแท่ง ที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 8 mm ซึ่งส่วนผสมทั้งหมดรวมทั้งอุณหภูมิควิตัส (Liquidus) และ โซ ลิดัส (Solidus) ได้แสดงไว้ในตารางที่ 2.9 ซึ่งจะเห็นได้ว่า อุณหภูมิโซลิดัส มีค่าลดลงเมื่อทำการเพิ่ม ส่วนผสมที่เป็น Bi ให้มากขึ้นในขณะที่การเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิควิตัส จะไม่ขึ้นกับปริมาณของ Bi

แท่งโลหะบัดกรีที่ได้จากการหล่อ จะทำการกลึงให้เป็นรูป Dog-Bar เพื่อใช้เป็นตัวอย่างในการทดสอบการดึง (Tensile test) โดยมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 5 mm และ Gage length ยาว 20 mm และชิ้นงานตัวอย่างสำหรับตรวจสอบผลทางด้านโครงสร้างจุลภาค จะถูกตัดออกจากแท่งโลหะที่ได้จากการหล่อนั้น ซึ่งทั้งตัวอย่างที่ใช้ทดสอบแรงดึง และ ตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค จะทำการบ่มในเตาอบที่มีการควบคุมอุณหภูมิที่ 120, 150, และ 170 °C เป็นเวลานาน 100 ชั่วโมง ซึ่งหลังจากการบ่ม ชิ้นงานตัวอย่างจะถูกนำไปทำการขัดเพื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค และในการทดสอบความต้านแรงดึง จะทำการทดสอบที่อัตราความเครียดเท่ากับ 0.004 s^{-1} โดยใช้เครื่องทดสอบ CCS ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของทุกตัวอย่างจะสามารถตรวจสอบได้โดยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด สำหรับเครื่อง Energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) จะใช้ในการแบ่ง แยกความแตกต่างของเฟส (Phase) ต่าง ๆ ในโลหะบัดกรีเหล่านั้น ในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคนี้ตัวอย่างทั้งหมด จะนำมาขัดด้วยผงขัดอลูมินา (Alumina) ขนาด $0.3 \mu\text{m}$ และทำการกัดด้วยสารละลายที่ผสมจาก HCl จำนวน 5 ml FeCl_3 จำนวน 2 g น้ำกลั่นจำนวน 30 ml และแอลกอฮอล์ จำนวน 60 ml.

จากผลการทดลอง สามารถทำการวิเคราะห์ผลได้ว่า โลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu เหมาะในการใช้แทนโลหะบัดกรีที่มีตะกั่ว เพราะมีสมบัติทางกลเหนือกว่าโลหะบัดกรี Sn-37Pb อย่างไรก็ตาม จากงานวิจัยนี้พบว่าสมบัติทางกล และโครงสร้างจุลภาคจะขึ้นกับอุณหภูมิในการบ่มเป็นอย่างมาก โดยค่าความต้านแรงดึงจะมีการลดลงอย่างมาก เนื่องมาจากการขยายขนาดเกรนของสารประกอบ Cu_6Sn_5 และ Ag_3Sn โลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu-Bi มีค่าความต้านแรงดึง ที่สูงกว่า Sn-Ag-Cu ซึ่งเมื่อพิจารณาถึงผลกระทบของ Bi พบว่าความต้านแรงดึง มีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อทำการเพิ่มส่วนผสมของ Bi ภายใต้อุณหภูมิการทดสอบ (รูปที่ 2.14a) ในขณะที่การยืด (Elongation) จะมีค่าลดลงเมื่อทำการเพิ่มปริมาณของ Bi (รูปที่ 2.14b) ซึ่งเมื่อพิจารณาในแง่ของอุณหภูมิในการบ่ม พบว่าค่าความต้านแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu ลดลงอย่างมากและค่า การยืดมีค่าเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนเมื่อทำการเพิ่มค่าอุณหภูมิในการบ่ม ในขณะที่โลหะบัดกรีอื่น ๆ อันได้แก่ Sn-3.0Ag-0.5Cu-1Bi และ Sn-3.0Ag-0.5Cu-3Bi จะมีการเปลี่ยนแปลงของความแข็งแรง (Strength) และการยืดเกิดขึ้นเพียงเล็กน้อยเท่านั้น พฤติกรรมแบบเดียวกันนี้เกิดขึ้นระหว่างความสัมพันธ์ของความแข็งแรงและอุณหภูมิในการบ่ม (Aging Temperature) ดังรูปที่ 2.15 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าโลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu-3.0Bi มีค่าความแข็งแรงสูงสุด ในขณะที่ Sn-3.0Ag-0.5Cu มีค่าความแข็งแรงต่ำที่สุด นอกจากนี้ค่าความแข็งแรงของ Sn-3.0Ag-0.5Cu จะมีค่าลดลงอย่างชัดเจน เมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการบ่ม แต่ปรากฏการณ์ดังกล่าวเกิดขึ้นเพียงเล็กน้อยในโลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu-1Bi และ Sn-3.0Ag-0.5Cu-3Bi ซึ่งจากผลการทดลองสามารถสรุปได้ว่าการเติมค่า Bi จะช่วยปรับปรุงสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu



รูปที่ 2.14 ค่าความต้านแรงดึงและการยืดของโลหะบัดกรี
(a) ความต้านแรงดึง VS อุณหภูมิในการบ่ม; (b) การยืด VS อุณหภูมิในการบ่ม

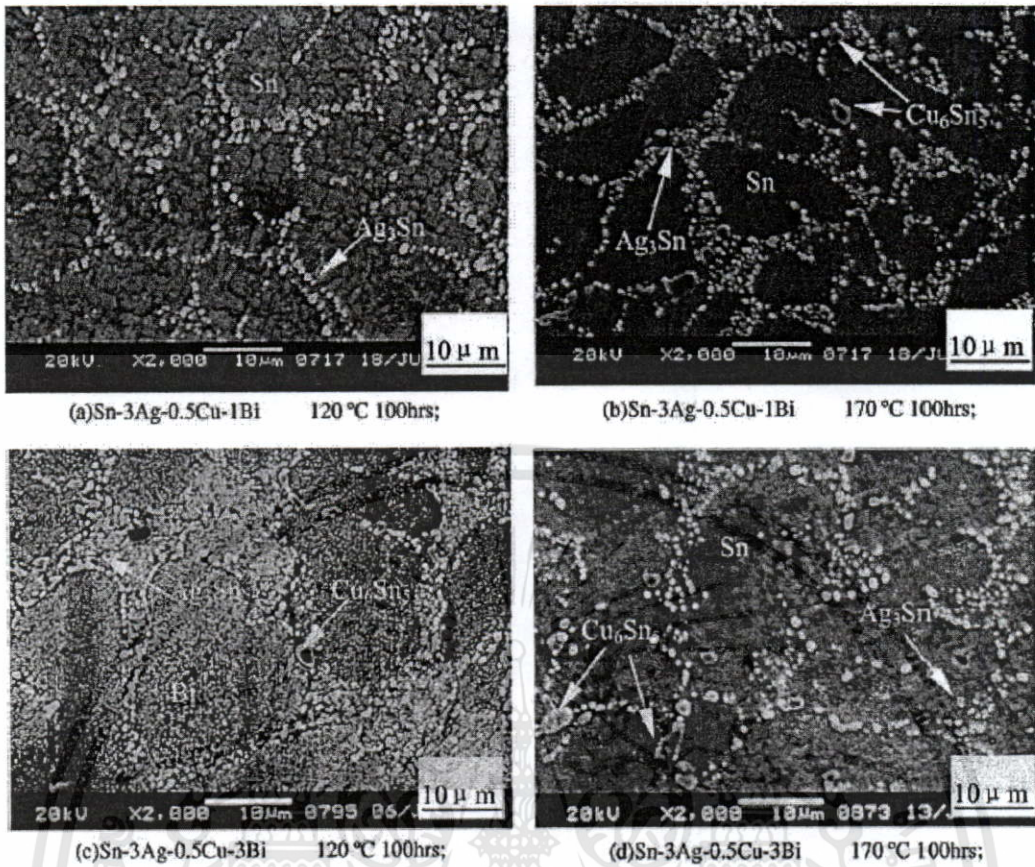


รูปที่ 2.15 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของโลหะบัดกรีกับอุณหภูมิในการบ่ม

เมื่อพิจารณาผลในด้านโครงสร้างจุลภาค พบว่าสารประกอบเชิงโลหะของ Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 จะเกิดการขยายตัวในการทำการบ่มที่อุณหภูมิสูง และการตกตะกอนของ Bi ในเมทริกซ์ของ Sn (Sn-Matrix) จะสามารถสังเกตพบใน Sn-3.0Ag-0.5Cu-3.0Bi หลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C แต่ในโลหะบัดกรีอื่น ๆ จะไม่พบ ดังรูปที่ 2.16

ดังนั้นคาดการณ์ได้ว่า Bi ที่โดยปกติละลายในเมทริกซ์ Sn ซึ่งทำให้ความแข็งแรงของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu-Bi มีค่าเพิ่มขึ้นเนื่องจากการเป็นสารละลายของแข็ง (Solid solution) และจากการทดลองทำการบ่มที่ 120 °C เป็นเวลา 100 ชั่วโมง เมื่อ Bi มีการตกตะกอนจากเมทริกซ์ Sn ซึ่งจะทำให้เกิดการขยายตัว และทำให้เกิดการเพิ่มความแข็งแรงด้วยความเครียด (Strain hardening) และแสดงผลของการเพิ่มความแข็งแรงเนื่องจากการตกตะกอน ซึ่งสามารถอธิบายได้ว่าความเสถียรของสมบัติทางกลของ โลหะบัดกรีที่มี Bi เมื่อผ่านการบ่มจะมีความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นจากการเป็นสารละลายของแข็ง (Solid solution strengthening) หรือ ความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นจากการตกตะกอน (Precipitation strengthening) ในโลหะบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.16 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีหลังการบ่ม

- (a) 120 °C, 100 h: Sn-3Ag-0.5Cu-1Bi; (b) 170 °C, 100 h: Sn-3Ag-0.5Cu-1Bi;
 (c) 120 °C, 100 h: Sn-3Ag-0.5Cu-3Bi; (d) 170 °C, 100 h: Sn-3Ag-0.5Cu-3Bi

ซึ่งจากผลการทดลองทั้งหมด ผู้ทำการทดลองได้ทำการสรุปว่า

1. การเติมธาตุ Bi จะช่วยเพิ่มค่าความต้านแรงดึง แต่จะลดค่าการยึดในโลหะบัดกรี Sn-3Ag-0.5 Cu
2. หลังจากการบ่ม ที่อุณหภูมิต่างๆ กันพบว่าค่าความต้านแรงดึง ของโลหะบัดกรี Sn-3Ag-0.5Cu จะลดลงอย่างชัดเจนเมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิในการบ่ม ในขณะที่ค่าการยึดจะเพิ่มขึ้นอย่างชัดเจนเช่นกันอย่างไรก็ตาม ไม่พบการเปลี่ยนแปลงของค่าความต้านแรงดึง และการยึดอย่างชัดเจนในโลหะบัดกรี Sn-3Ag-0.5Cu-Bi และ Sn-3Ag-0.5Cu-3Bi หลังการบ่ม
3. จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคพบว่าสารประกอบเชิงโลหะของ Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 จะเกิดการขยายตัวในการทำการบ่มที่อุณหภูมิสูง และการตกตะกอน ของ Bi ในเมทริกซ์ Sn จะสามารถสังเกตพบในโลหะบัดกรี Sn-3Ag-0.5Cu-3Bi หลังจากบ่มที่อุณหภูมิ 120 °C แต่ในโลหะบัดกรีอื่น ๆ จะไม่พบ ซึ่งสามารถอธิบายผลการทดลองได้ว่า ความเสถียรของสมบัติทางกลของ

โลหะบัดกรีที่มี Bi เป็นผลสืบเนื่องมาจาก Bi เกิดความแข็งที่เพิ่มขึ้นจากการเป็นสารละลายของแข็ง หรือความแข็งที่เพิ่มขึ้นจากการตกตะกอนในโลหะบัดกรีนั่นเอง [14]

แต่ทั้งนี้ได้มีผู้รายงานเกี่ยวกับผลกระทบในด้านลบของธาตุผสมที่เป็น Bi เช่นกันคือการศึกษาของชาวสวน กาญจโนมัย ดังนี้

ในหัวข้อ การศึกษาพฤติกรรมและกลไกการล้าแบบจำนวนรอบต่ำของโลหะบัดกรีแบบปราศจากตะกั่วโดยวัตถุประสงค์ของงานวิจัยชิ้นนี้คือ ออกแบบวิธีการและทำการศึกษาพฤติกรรมและกลไกของการล้าของโลหะบัดกรีแบบปราศจากตะกั่ว (Sn-3.5Ag, Sn-3Ag-0.5Cu, Sn-3Ag-0.5Cu-1Bi และ Sn-3Ag-0.5Cu-3Bi) และเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีแบบมีตะกั่วเป็นส่วนประกอบ (Sn-37Pb) โดยจะศึกษาถึงผลกระทบของความถี่ อุณหภูมิ ระยะเวลาการคงแรงดึงของภาระที่มากระทำ และการเพิ่มธาตุต่างๆ ในโลหะบัดกรี ที่มีต่อการเกิดขึ้นของรอยร้าวล้า การขยายตัวของรอยร้าวล้า และอายุการล้า ซึ่งจากผลการทดลองที่ได้สามารถทำการสรุปผลได้ว่า

1. การทดสอบการล้าโดยการควบคุมการเปลี่ยนแปลงขนาดด้วยระบบดิจิทัลแบบไม่สัมผัส (Strain-controlled fatigue test using non-contact digital image measurement) เนื่องจากโลหะบัดกรีมีจุดหลอมเหลวและความแข็งแรงต่ำ ซึ่งทำให้สามารถเกิดรอยร้าวที่บริเวณสัมผัสระหว่างอุปกรณ์วัดขนาด (Extensometer) และผิวของชิ้นทดลองในระหว่างที่ทดสอบการล้า ส่งผลให้เกิดการเพิ่มขึ้นของความเค้น การเกิดของรอยร้าว และทำให้อายุการล้าสั้นกว่าความเป็นจริง ระบบการทดสอบการล้าโดยการควบคุมการเปลี่ยนแปลงขนาดด้วยระบบดิจิทัลแบบไม่สัมผัส (Non-contact digital image measurement system) จึงถูกพัฒนาขึ้นมาเพื่อหลีกเลี่ยงผลกระทบดังกล่าวข้างต้น โดยใช้กล้อง CCD ที่มีระยะโฟกัส 50 mm และระยะห่างระหว่างชิ้นทดลองกับกล้อง 200 mm สามารถวัดการเปลี่ยนแปลงขนาดค่าสุดได้ประมาณ 8 μm

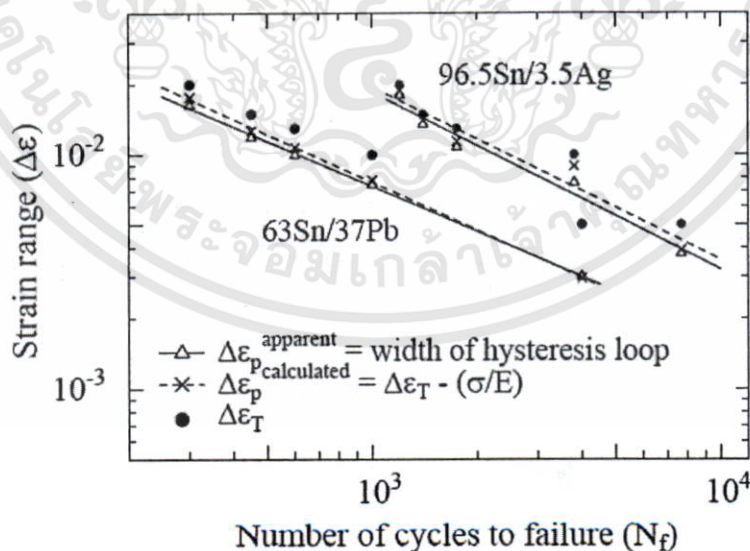
2. พฤติกรรมการล้าแบบจำนวนรอบต่ำ (Low cycle fatigue behavior) พฤติกรรมการล้าแบบจำนวนรอบต่ำของกลุ่มโลหะบัดกรีแบบปราศจากตะกั่วและโลหะบัดกรีที่มีตะกั่วเป็นส่วนประกอบแสดงความสัมพันธ์แบบ Coffin-Manson ที่อุณหภูมิ 20 °C และความถี่ของภาระที่มากระทำ 0.1 Hz โดยโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-เงินมีอายุการล้าสูงเป็น 4 เท่าของโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-ตะกั่ว และการขยายตัวของรอยร้าวเป็นพฤติกรรมหลักที่เกิดขึ้นในโลหะบัดกรีทั้งสอง ภายใต้ความถี่ของภาระที่มากระทำ 0.001, 0.01, 0.1 และ 1 Hz อายุการล้าแบบจำนวนรอบต่ำของกลุ่มโลหะบัดกรีแบบปราศจากตะกั่วและโลหะบัดกรีที่มีตะกั่วเป็นส่วนประกอบลดลงเมื่อลดขนาดของความถี่ โดยตัวแบบเวลาที่ใช้ในการเกิดการแตกหัก อัตราความเครียดสามารถใช้ทำนายอายุการล้าที่แตกต่างกันของแต่ละความถี่ได้ ซึ่งในระดับความถี่เดียวกันโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-เงินมีอายุการล้าสูงกว่าโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-ตะกั่ว อายุการล้าแบบจำนวนรอบต่ำของโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-เงินและโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-ตะกั่วภายใต้อุณหภูมิ 20,

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

85 และ 120 °C ลดลงเมื่อเพิ่มอุณหภูมิ โดยพลังงานกระตุ้น (Activation energy) ในกระบวนการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบขึ้นอยู่กัเวลาคือ 62-72 kJ/mol และ 37-47 kJ/mol ตามลำดับ ซึ่งในระดับอุณหภูมิเดียวกัน โลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-เงินมีอายุการล้าสูงกว่าโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-ตะกั่ว

เพื่อสะท้อนถึงสภาพใช้งานจริง โลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-เงินและโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-ตะกั่วได้ถูกนำมาทดสอบการคลายตัวของความเค้น ซึ่งพบว่ากระบวนการคลายตัวของความเค้นในโลหะบัดกรีทั้งสองเกิดขึ้นและอ้อมตัวในเวลาสั้นกว่า 100 วินาที ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดสอบการล้า โดยอายุการล้าแบบจำนวนรอบต่ำของโลหะบัดกรีทั้งสองแบบลดลงเมื่อเพิ่มระยะเวลาการคงแรงค้ำในช่วง 100 วินาทีแรก และคงที่เมื่อเพิ่มระยะเวลาการคงแรงค้ำสูงกว่า 100 วินาที โดยตัวแบบเวลาที่ใช้ในการเกิดการแตกหัก-เวลาการคงแรงค้ำ สามารถใช้ทำนายผลกระทบบของระยะเวลาการคงแรงค้ำต่ออายุการล้าได้

ในการนำโลหะบัดกรีแบบปราศจากตะกั่วมาใช้ทดแทนโลหะบัดกรีแบบเดิม จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีตัวใหม่จำเป็นต้องใกล้เคียงกับโลหะบัดกรีเดิม ซึ่งการเพิ่มธาตุบางอย่างในโลหะบัดกรีแบบปราศจากตะกั่วสามารถที่จะลดจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีให้ต่ำลงได้ แต่ธาตุที่เพิ่มขึ้นนี้อาจส่งผลให้อายุการล้าของโลหะบัดกรีลดลงได้ จากการทดสอบพบว่า การเพิ่มทองแดงไม่มีผลกระทบต่ออายุการล้าของโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-เงิน แต่การเพิ่มบิสมัทจะส่งผลให้อายุการล้าของโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-เงินลดลง

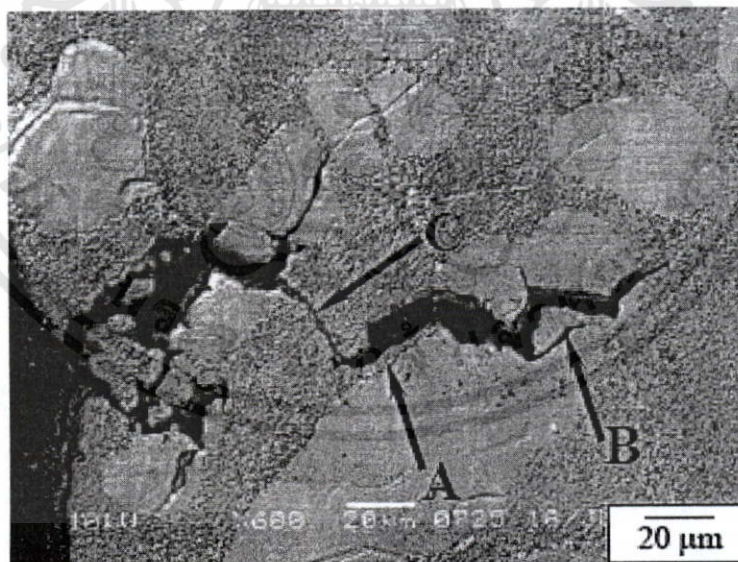


รูปที่ 2.17 ความสัมพันธ์ระหว่าง Strain range และ จำนวน Cycles to failure ของโลหะบัดกรีชนิด

Sn-3.5Ag และ Sn-37Pb เมื่อทำการทดสอบที่ความถี่ 0.1 Hz อุณหภูมิ 20 °C

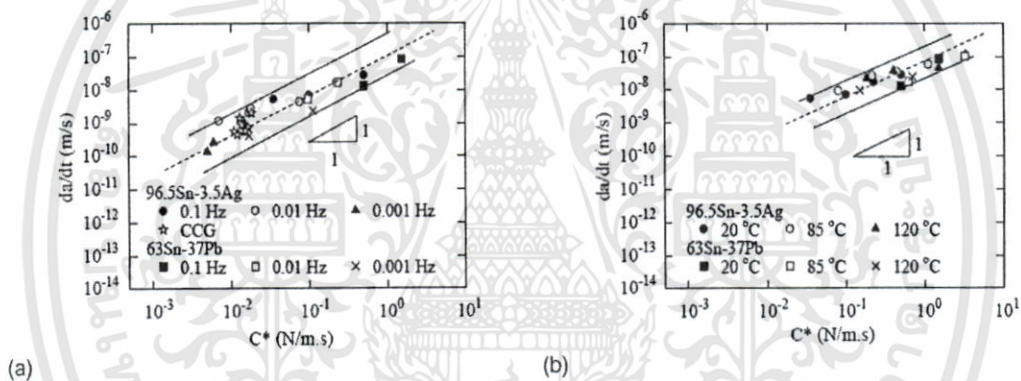
3. กลไกการล้าแบบจำนวนรอบต่ำ (Low cycle fatigue mechanisms) จากการศึกษาโครงสร้างระดับจุลภาคของโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-เงิน เมื่อทดสอบที่ 20 °C ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบอิเล็กตรอนและกล้องจุลทรรศน์แบบเลเซอร์ พบว่าที่ความถี่ต่ำความแตกต่างระหว่างการเปลี่ยนแปลงขนาดของส่วนที่เป็นดีบุก และส่วนที่เป็นยูเทคติกดีบุก-เงิน ซึ่งมีลักษณะเป็นชั้นบันไดเป็นบริเวณที่รอยร้าวล้าเริ่มเกิดและขยายตัว ในขณะที่ขอบของเกรนย่อย (Subgrain) ในส่วนที่เป็นดีบุกเป็นบริเวณที่รอยร้าวล้าเริ่มเกิดและขยายตัวในกรณีของการล้าที่ความถี่สูง โดยรอยร้าวในทุกช่วงความถี่ที่ศึกษาจะขยายตัวตามขอบของส่วนที่เป็นดีบุก และตัดผ่านส่วนที่เป็นยูเทคติกดีบุก-เงิน ในกรณีของโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-เงินทดสอบที่ความถี่ 0.1 Hz ภายใต้อุณหภูมิต่างๆ (20, 85 และ 120 °C) และระยะเวลาการคงแรงดึง พบว่ารอยร้าวล้าเริ่มเกิดจากรอยชั้นบันไดบริเวณขอบของส่วนที่เป็นดีบุก และขยายตัวตามขอบของส่วนที่เป็นดีบุก และตัดผ่านส่วนที่เป็นยูเทคติกดีบุก-เงิน

ในกรณีของโลหะบัดกรีที่มีทองแดงและบิสมัทเป็นส่วนประกอบทดสอบที่ 20 °C และ 0.1 Hz พบว่ารอยร้าวล้าเริ่มเกิดจากรอยชั้นบันไดบริเวณขอบของส่วนที่เป็นดีบุกสำหรับ Sn-3.5Ag, Sn-3Ag-0.5Cu และ Sn-3Ag-0.5Cu-1Bi ในขณะที่รอยร้าวล้าเริ่มเกิดจากขอบของเกรนย่อยในส่วนที่เป็นดีบุกสำหรับ Sn-3Ag-0.5Cu-3Bi โดยการขยายตัวของรอยร้าวจะมีเส้นทางตามขอบของส่วนที่เป็นดีบุก และตัดผ่านส่วนที่เป็นยูเทคติกดีบุก-เงิน



รูปที่ 2.18 ภาพถ่าย SEM ในแนวภาคตัดขวางของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.5Ag เมื่อทำการทดสอบที่ 1% $\Delta\epsilon_p$, 1 Hz: intergranular along Sn-dendrite boundary (ลูกศร A), intergranular along subgrain boundary (ลูกศร B) และ transgranular through Sn-Ag eutectic phase (ลูกศร C).

4. ตัวแบบการทำนายการขยายตัวของรอยร้าว (Fatigue crack propagation model) เมื่อวัสดุมีการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบพลาสติก เจอินทิกรัล (J-integral) สามารถใช้แสดงความเค้นและความเครียดแบบอีลาสติก-พลาสติก ที่เกิดขึ้นบริเวณปลายรอยร้าวได้ แต่ทั้งนี้ผลจากการศึกษาพบว่าความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการขยายตัวของรอยร้าว และเจอินทิกรัลไม่สามารถใช้ทำนายอัตราการขยายตัวของรอยร้าวได้ของโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-เงินและโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-ตะกั่วภายใต้ระดับความถี่และอุณหภูมิที่หลากหลายได้ เนื่องจากผลกระทบจากกระบวนการเปลี่ยนแปลงขนาดแบบขึ้นอยู่กัเวลาที่ความถี่ต่ำและอุณหภูมิสูง แต่เมื่อใช้ซี-สตาร์ (C^*) ซึ่งก็คือการปรับปรุงอินทิกรัล โดยแทนความเครียดและการเปลี่ยนแปลงขนาด ด้วยอัตราความเครียดและอัตราการเปลี่ยนแปลงขนาด พบว่าตัวแบบที่ได้สามารถใช้ทำนายอัตราการขยายตัวของรอยร้าวได้ของโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-เงิน และโลหะบัดกรีแบบยูเทคติกดีบุก-ตะกั่วภายใต้ระดับความถี่และอุณหภูมิที่หลากหลายได้ [20]



รูปที่ 2.19 ความสัมพันธ์ระหว่าง Crack growth rate (da/dt) และค่า C^* ในสภาวะ Steady-state crack growth region ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.5Ag และ Sn-37Pb เมื่อทำการทดสอบที่ (a) 20 °C ที่ความถี่แตกต่างกัน และ (b) 0.1 Hz ที่อุณหภูมิแตกต่างกัน

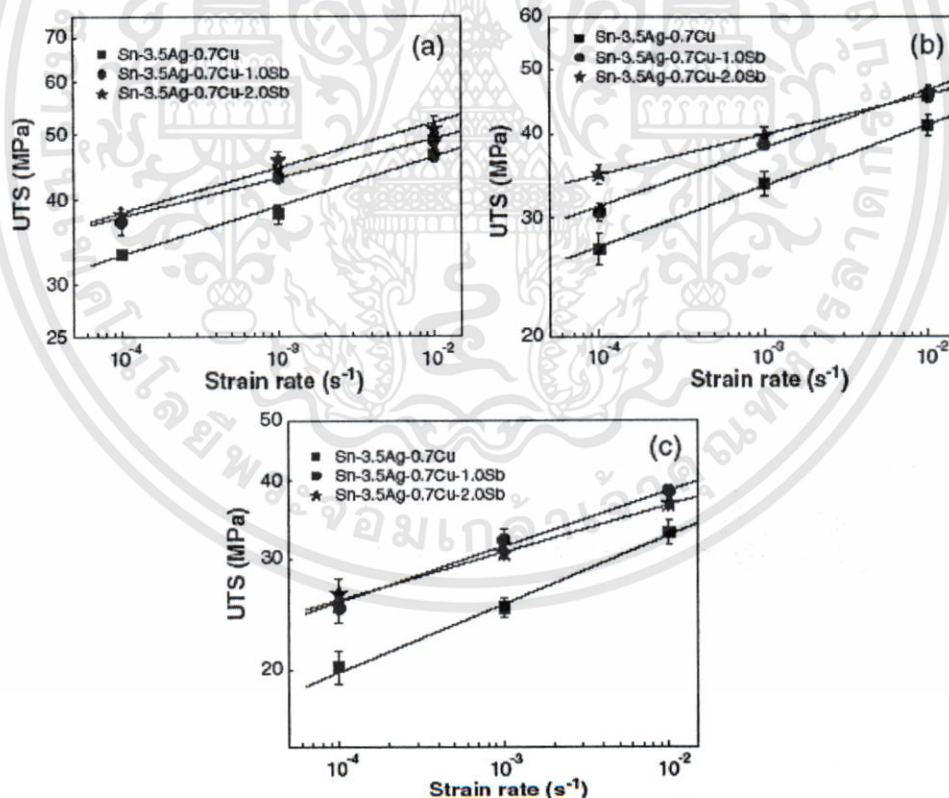
นอกจากนี้ยังมีการศึกษาเกี่ยวผลของ Sb ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu ซึ่งเป็นการทดลองของ G.Y. Li และคณะ ได้อธิบายไว้ว่า

งานวิจัยนี้เป็นการศึกษาผลของ Sb ต่อสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.5Ag-0.7Cu รวมถึงศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิ และอัตราความเครียดต่อสมบัติทางกล ซึ่งผู้ทดลองได้ทำการทดลองกับตัวอย่างชิ้นงานที่มีส่วนประกอบเป็น Sn-3.5Ag-0.7Cu-xSb ($x = 0.0, 1.0$ และ 2.0) ขนาด $15 \times 1.5 \times 0.3$ mm และใช้อุณหภูมิหลอมตัว (Reflow) ที่ 250 °C และทิ้งเอาไว้ที่อุณหภูมิเหนือเส้น โซลิดัส เป็นเวลา 60 วินาที หลังจากนั้นชิ้นงานจะทำการบ่มที่อุณหภูมิ 60 °C เป็นเวลานาน 24 ชั่วโมง สำหรับการทดสอบความเค้นแบบดึง (Tensile stress) จะทำบนเครื่อง MTS

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Micro force tester ที่อุณหภูมิแตกต่างกัน 3 อุณหภูมิคือ 25, 75 และ 125 °C โดยที่แต่ละอุณหภูมิจะใช้อัตราความเครียดแตกต่างกันคือ 1×10^{-4} , 1×10^{-3} , 1×10^{-2} s⁻¹ ตามลำดับ และสำหรับการทดสอบแนวบัดกรีชิ้นงานจะทำการบ่มที่อุณหภูมิ 150 °C เป็นเวลานาน 0, 200, 400, 600, 800 และ 1000 ชั่วโมงตามลำดับ โดยจะทำการทดสอบความต้านแรงดึงโดยเครื่อง Instron 5548 tensile tester ซึ่งผลการทดลองที่ได้สามารถทำการวิเคราะห์ได้ว่า

1. อิทธิพลของอัตราความเครียด และอุณหภูมิต่อค่าความต้านแรงดึง ของโลหะบัดกรี ซึ่งจากผลที่ได้พบว่าความสัมพันธ์ของอัตราความเครียดต่อค่า ความต้านแรงดึง ที่อุณหภูมิแตกต่างกันสามารถนำมาสร้างความสัมพันธ์ได้ดังกราฟที่ 2.20 ซึ่งได้แสดงให้เห็นว่าค่า ความต้านแรงดึงสูงสุดของโลหะผสม (Alloy) ทั้งสามธาตุจะมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่ออัตราความเครียดเพิ่มขึ้นซึ่งอธิบายได้ว่าค่าความต้านแรงดึงสูงสุด ที่เพิ่มมากขึ้นตามค่าอัตราความเครียด เกิดจากปฏิกิริยาระหว่าง ดิสโลเคชัน (Dislocation) กับดิสโลเคชัน ซึ่งเกิดขณะมีการเลื่อน (Slip) นอกจากนี้ยังพบว่าที่อุณหภูมิสูงขึ้นโลหะบัดกรีจะมีความไวต่อการเปลี่ยนแปลงของค่าอัตราความเครียดมากขึ้น รวมถึงจากข้อมูลทั้ง 3 กราฟที่ได้สามารถทำการสรุปได้ว่าค่า ความต้านแรงดึงสูงสุดจะมีค่าลดลงเมื่อมีอุณหภูมิเพิ่มขึ้น

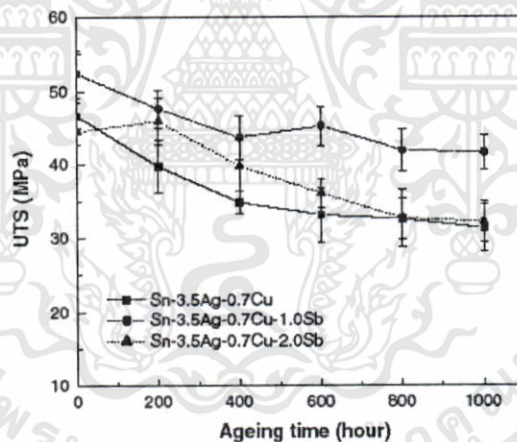


รูปที่ 2.20 ผลของค่าอัตราความเครียดต่อค่าความต้านแรงดึงสูงสุดที่อุณหภูมิต่าง ๆ (a) 25, (b) 75 และ (c) 125°C

2. ผลของส่วนผสม Sb และเวลาในการบ่มต่อค่าความต้านแรงดึงของ Sn-3.5Ag-0.7Cu จากกราฟที่ 2.21 แสดงความเปลี่ยนแปลงของค่าความต้านแรงดึงของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-0.7Cu-xSb โดยที่ $x = 0, 1.0, 2.0\text{wt}\%$ และทำการบ่มที่อุณหภูมิ $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ เป็นเวลา 0, 200, 400, 600, 800 และ 1000 ชั่วโมง ผลที่ได้พบว่าโลหะผสมที่มีค่าความต้านแรงดึงสูงสุดคือ Sn-3.5Ag-0.7Cu-1.0Sb และค่าความต้านแรงดึงจะมีค่าลดลงเมื่อมีการเพิ่มเวลาในการบ่ม (Aging time) เนื่องจากชั้นความหนาของเฟสสารประกอบเชิงโลหะจะหนามากขึ้นเมื่อมีการเพิ่มเวลาในการบ่มนั่นเองดังตารางที่ 2.10

ตารางที่ 2.10 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความหนาของสารประกอบเชิงโลหะ และค่าความต้านแรงดึง

Ageing time (h)	Sn-3.5Ag-0.7Cu		Sn-3.5Ag-0.7Cu-0.8Sb		Sn-3.5Ag-0.7Cu-2.0Sb	
	IMC layer thickness(μm)	UTS(Mpa)	IMC layer thickness(μm)	UTS(Mpa)	IMC layer thickness(μm)	UTS(Mpa)
0	3.56	46.63	3.07	52.38	3.23	44.55
200	5.98	39.73	4.46	47.62	3.94	45.97
400	7.47	34.82	4.67	43.71	5.09	39.8
600	8.08	33.09	4.77	45.29	5.74	36.05



รูปที่ 2.21 กราฟระหว่างค่า ความต้านแรงดึงสูงสุดกับเวลาในการบ่มของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.5Ag-0.7Cu- xSb (a)x =0.0, (b) x =0.8, and (c) x =2.0

จากการวิเคราะห์ลักษณะรอยแตกหักที่ได้หลังจากการทดสอบการดึง โดย EDS พบว่ารอยแตกหักแบบเปราะจะเกิดขึ้นในบริเวณโครงสร้างที่เป็น $\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ซึ่งมีความเปราะมากกว่าในส่วนที่เป็นพื้นผิวของโลหะบัดกรี ดังนั้นจึงสามารถอธิบายได้ว่าสาเหตุที่ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.5Ag-0.7Cu-0.8Sb มีค่าสูงที่สุดเนื่องมาจากโลหะบัดกรีชนิดนี้จะมีความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะต่ำที่สุด จึงทำให้เกิดการแตกหักให้ยากกว่าโลหะบัดกรีชนิดอื่น นอกจากนี้ยังพบว่าโลหะบัดกรีที่ไม่มีส่วนผสมของ Sb จะทำให้ชั้นสารประกอบเชิงโลหะหนากว่า

โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Sb จึงเกิดการแตกหักแบบเปราะได้ง่าย และส่งผลให้ค่าความต้านแรงดึงสูงสุดที่ได้มีค่าต่ำ หรือกล่าวได้ว่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ เป็นปัจจัยหลักในการก่อให้เกิดการแตกหักแบบเปราะเกิดขึ้น นั่นเอง

จากข้อมูลทั้งหมดสามารถสรุปได้ว่าการเติมธาตุ Sb ลงไปในโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-0.7Cu จะช่วยปรับปรุงสมบัติด้านความต้านแรงดึง ได้โดยปริมาณที่เหมาะสมในการเติมคือ 1.0%Sb [21] ซึ่งผลการทดลองดังกล่าวสอดคล้องกับการศึกษาของ David Suraski และ Karl Seelig ดังนี้คือ

การศึกษานี้มีวัตถุประสงค์เพื่อต้องการทำการศึกษาและเปรียบเทียบถึงสมบัติของโลหะบัดกรี 3 ชนิด คือ Sn-Ag, Sn-Cu, Sn-Ag-Cu โดยทำการเปรียบเทียบกับตะกั่วบัดกรี (Sn-37Pb eutectic solder) เพื่อใช้เป็นแนวทางในการเลือกใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่เหมาะสมที่สุดโดยโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่ต้นนั้นควรมีสมบัติหลัก ๆ คือ ไม่ก่อให้เกิดปัญหาต่อสภาพแวดล้อม จุดหลอมเหลวใกล้เคียงกับตะกั่วบัดกรี มีความแข็งแรง ด้านทานความล้า และราคาต่ำ เป็นต้น ทั้งนี้เมื่อศึกษาจากข้อมูลเก่า ๆ ในอดีตแล้วพบว่า มีธาตุหลายชนิดที่สามารถนำมาใช้แทนตะกั่วบัดกรีได้ เช่น In ซึ่งมีราคาที่ย่อมเยา และอาจเกิดปัญหาการกัดกร่อนได้ง่าย ส่วน Bi จะมีปัญหาเรื่องการเกิดการเปราะ (Embrittlement) และมีราคาที่ย่อมเยา แต่จะมีข้อดีคือช่วยให้จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีต่ำลง แต่จากงานวิจัยโดยรวมสรุปว่าส่วนประกอบที่เหมาะสมในการนำมาทดแทนตะกั่วบัดกรีคือ Sn-Ag-Cu เนื่องจากทุกธาตุมีสมบัติที่เหมาะสมคือ Sn จะมีจุดหลอมเหลวที่ต่ำ และเป็นส่วนประกอบดั้งเดิมของตะกั่วบัดกรี Ag สามารถหาได้ง่าย และมีราคาถูกกว่า โลหะผสม ชนิดอื่น Cu หาได้ง่าย สามารถละลายได้ดีใน Sn รวมทั้งเมื่อทั้ง 3 ธาตุมาผสมกันแล้วยังมีสมบัติที่ใกล้เคียงกับตะกั่วบัดกรี นอกจากนี้ยังพบว่าเมื่อทำการเติม Sb ลงในโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu จะช่วยปรับปรุงสมบัติของโลหะบัดกรีชนิดนี้ได้คือ ลดการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ และช่วยทำให้สมบัติด้านการต้านความล้าจากความร้อน (Thermal fatigue) ดีขึ้น และยังช่วยในการลดจุดหลอมเหลวลงได้อีกด้วย ทั้งนี้ในขั้นตอนการเปรียบเทียบได้ทำการทดลอง โดยการเปรียบเทียบสมบัติของโลหะบัดกรีทั้งหมด 3 ชนิดคือ Sn-Ag-cu-Sb, Sn-Ag และ Sn-Cu ซึ่งผลการทดลองในด้านการเปรียบเทียบสมบัติของจุดหลอมเหลวเป็นดังตารางที่ 2.11 และการเปรียบเทียบสมบัติด้านความหนาแน่นเป็นไปตามตารางที่ 2.12

ตารางที่ 2.11 ตารางเปรียบเทียบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

Alloy	Melting point
Sn-Ag-Cu(Sb)	215-217 °C
Sn-3.5Ag	221 °C
Sn-0.7Cu	227 °C

ตารางที่ 2.12 ตารางเปรียบเทียบความหนาแน่นของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

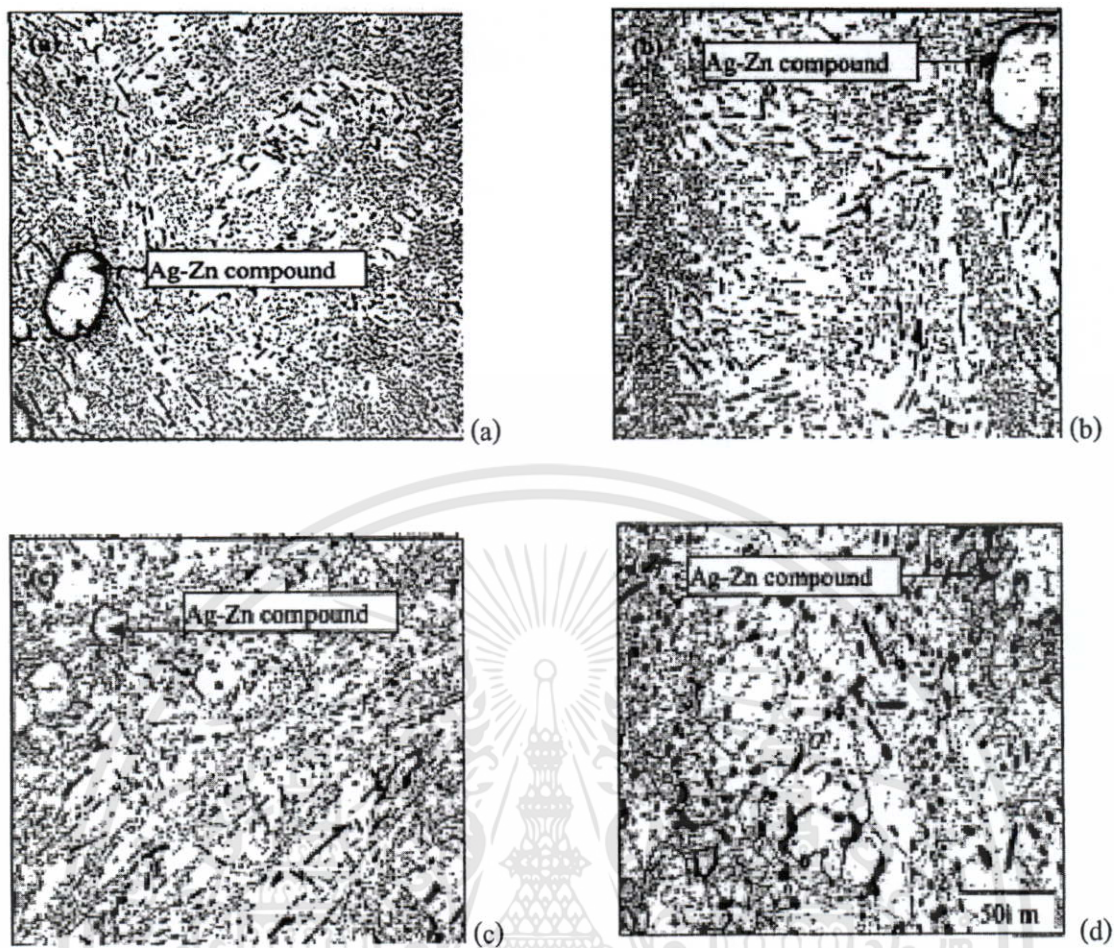
Alloy	Density	% Difference
Sn-37Pb	8.79 g/cm ³	N/A
Sn-Ag-Cu(Sb)	7.39 g/cm ³	15.96% less dense
Sn-Ag	7.41 g/cm ³	15.71% less dense
Sn-Cu	7.31 g/cm ³	16.86% less dense

ซึ่งจากผลการทดลองทั้งหมดทำให้แนะนำว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu มีความเหมาะสมที่จะนำมาใช้ทดแทนตะกั่วบัดกรีมากที่สุด นอกจากนี้ในการเติมธาตุผสมที่เป็น Sb ลงไปในโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu ตรวจสอบแล้วว่าสามารถช่วยในการปรับปรุงสมบัติทางด้านความต้านทานความล้าจากความร้อน และลดจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี รวมถึงช่วยปรับปรุงโครงสร้างให้มีความละเอียดมากขึ้นด้วย [22]

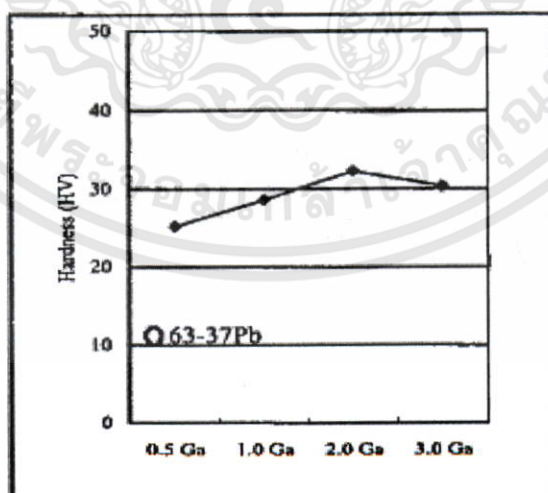
หรือจะเป็นงานวิจัยที่ศึกษาเกี่ยวกับอิทธิพลของ Ga ในโลหะบัดกรีของ Kang I-Chen และ Kwang-Lung Linz ดังอธิบายไว้ว่า

การทดลองนี้เป็นการทดลองเพื่อทำการศึกษาผลของ Ga ต่อลักษณะโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกล รวมถึง ความสามารถในการเชื่อมประสานของโลหะบัดกรีชนิด Sn-8.55Zn-0.5Ag-0.45Al-yGa (wt%) โดยปริมาณ Ga จะทำการศึกษาในช่วง 0.5-3.0 wt% โดยจะทำการเปรียบเทียบกับตะกั่วบัดกรีแบบดั้งเดิม Sn-37Pb ทั้งนี้ที่ผู้วิจัยทำการเลือกธาตุ Ga มาทดสอบเนื่องจาก มีสมบัติเด่นคือมีจุดหลอมเหลวที่ต่ำมากคือ 29.78 °C และสามารถขยายปริมาตรได้ 3.4 % ในช่วงของการแข็งตัว (Solidification) ดังนั้นจึงเป็นธาตุที่น่าสนใจที่จะนำมาใช้ในการช่วยลดจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วได้ นอกจากนี้ผู้วิจัยยังพบว่า การเติมธาตุ Ag เข้าไปใน โลหะผสม 0.5wt% จะช่วยเพิ่มค่าความต้านแรงดึง ดังนั้นผู้วิจัยจึงได้ทำการเลือกโลหะบัดกรีที่จะนำมาทดสอบเป็น Sn-8.55Zn-0.5Ag-0.45Al-yGa โดยจะทำการเปลี่ยนแปลงค่า Ga ในช่วง 0.5-3.0 wt%

ลักษณะโครงสร้างที่ได้จากการถ่ายภาพจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง แสดงในรูปที่ 2.22 พบว่าโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของ Ga จะประกอบด้วยโครงสร้าง 2 เฟส โดยมี เมทริกซ์เป็น β -Sn และโครงสร้างรูปเข็มสี่ด้านคือเฟส Zn-rich ซึ่งจะพบว่าการเพิ่มปริมาณ Ga มากขึ้นจะทำให้ปริมาณ Sn/Zn ลดลงและเมทริกซ์ Sn จะมีขนาดใหญ่ขึ้น และค่าความแข็งมีผลดังรูปที่ 2.23 ซึ่งพบว่ามีความแข็งมากกว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb โดยจะสังเกตเห็นว่าเมื่อปริมาณ Ga เพิ่มขึ้นจาก 0.5% ไปเป็น 2.0 % ความแข็งจะมีค่าเพิ่มมากขึ้น

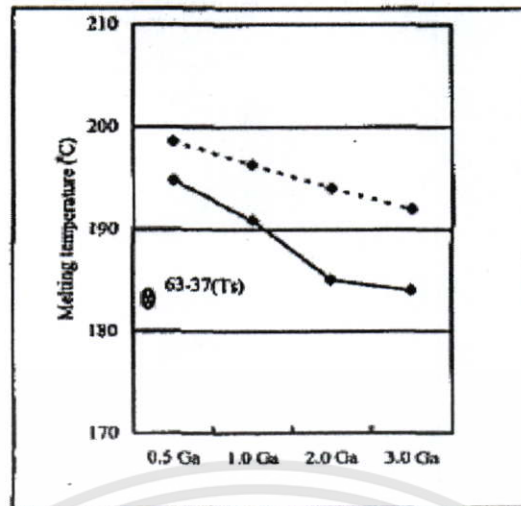


รูปที่ 2.22 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสงของโลหะบัดกรีชนิด Sn-8.55Zn-0.5Ag-0.45Al-yGa ประกอบไปด้วย (a) 0.5Ga, (b) 1.0Ga, (c) 2.0Ga และ (d) 3.0Ga



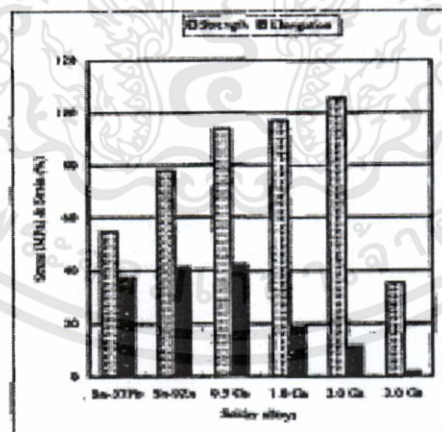
รูปที่ 2.23 ความแข็งของโลหะบัดกรี Sn-8.55Zn-0.5Ag-0.45Al-yGa (wt %) และ Sn-37Pb

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.24 อุณหภูมิโซลิดัสและลิกวิดัสของโลหะบัดกรี Sn-8.55Zn-0.5Ag-0.45Al-yGa (wt %) และ Sn-37Pb

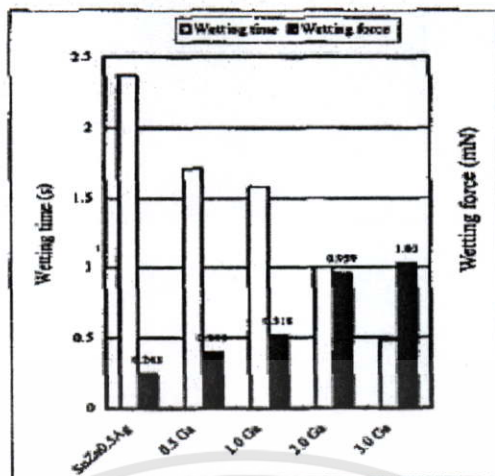
รูปที่ 2.24 จะแสดงถึงอุณหภูมิโซลิดัสและลิกวิดัส ซึ่งพบว่าเมื่อปริมาณของ Ga เพิ่มมากขึ้นจุดหลอมเหลวจะมีค่าลดลง และผลของ Ga ต่อค่าสมบัติทางกล จะสังเกตได้จากกราฟความต้านแรงดึง ในรูปที่ 2.25 โดยพบว่าที่ 2.0 Ga จะมีค่าความต้านแรงดึงสูงที่สุดในขณะที่โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสม 3.0%Ga จะมีค่าความต้านแรงดึงต่ำสุด และพบว่าเมื่อ ความต้านแรงดึงมีค่าเพิ่มมากขึ้น ค่าการยืดก็จะลดลงตามไปด้วย



รูปที่ 2.25 ความเค้นแบบดึงที่อุณหภูมิห้องและความเครียด (%) ของโลหะบัดกรี Sn-8.55Zn-0.5Ag-0.45Al-yGa และ Sn-37Pb

และในรูปที่ 2.26 จะแสดงให้เห็นว่าการเพิ่มปริมาณ Ga จะช่วยเพิ่มสมบัติ ความสามารถในการเชื่อมประสานระหว่างโลหะบัดกรีและ Cu โดยจะพบว่าเมื่อ ปริมาณ Ga มากขึ้น Wetting time มีค่าลดลงในขณะที่ Wetting force มีค่าเพิ่มมากขึ้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.26 Wetting time และ Wetting force ของโลหะบัดกรี Sn-8.55Zn-0.5Ag-yGa เมื่อทำการทดสอบบนแผ่นทองแดง

โดยสรุปคือการเติมปริมาณ Ga เพียงเล็กน้อยในโลหะบัดกรี Sn-8.55Zn-0.5Ag-0.45Al-(0.5-3.0)Ga จะช่วยลดจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีลงได้โดยยังคงรักษาสมบัติด้านความต้านแรงดึงและสภาพดึงยืดได้ (Ductility) ได้ดีเทียบเคียงกับตะกั่วบัดกรี ซึ่งพบว่าส่วนผสม Sn-8.55Zn-0.5Ag-0.45Al-0.5Ga จะให้สมบัติความต้านแรงดึง และมีสภาพดึงยืดได้ดีกว่าตะกั่วบัดกรีด้วย [23]

ยังมีผลการศึกษาน่าสนใจเกี่ยวกับการเติมแร่หายาก (Rare earth; RE) ลงไปเพื่อปรับปรุงสมบัติในโลหะบัดกรี ดังเช่นในการศึกษาของ Yaowu Shi และคณะ ซึ่งอธิบายว่า

การศึกษานี้ต้องการศึกษาผลของการเติม Er ซึ่งเป็นแร่หายากต่อโครงสร้างจุลภาคกายภาพ และสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu ซึ่งโดยปกติธาตุ Er จะมีสมบัติคล้ายกับ Ce และ La ในการช่วยปรับปรุงสมบัติของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu ซึ่งผลการทดลองที่ได้แสดงให้เห็นว่าการเติม Er ลงไปเพียงเล็กน้อยสามารถช่วยปรับปรุงสมบัติทางด้านความสามารถในการเชื่อมประสาน, สมบัติทางกล และการเก็บได้อย่างชัดเจน นอกจากนี้แล้วพบว่าขนาดของสารประกอบเชิงโลหะที่สามารถวัดได้นั้นสัมพันธ์กับสมบัติทางด้านสมบัติทางกลที่ดีขึ้น โดยในการทดลองจะทำการเลือกส่วนประกอบที่นำมาใช้ในการทดลองดังตารางที่ 2.13

ตารางที่ 2.13 ส่วนประกอบที่ใช้ในการทดสอบ

	Solder series						
	1	2	3	4	5	6	7
Er(wt%)	0	0.0025	0.05	0.1	0.25	0.5	1
Initial alloy	Sn-3.8Ag-0.7Cu						

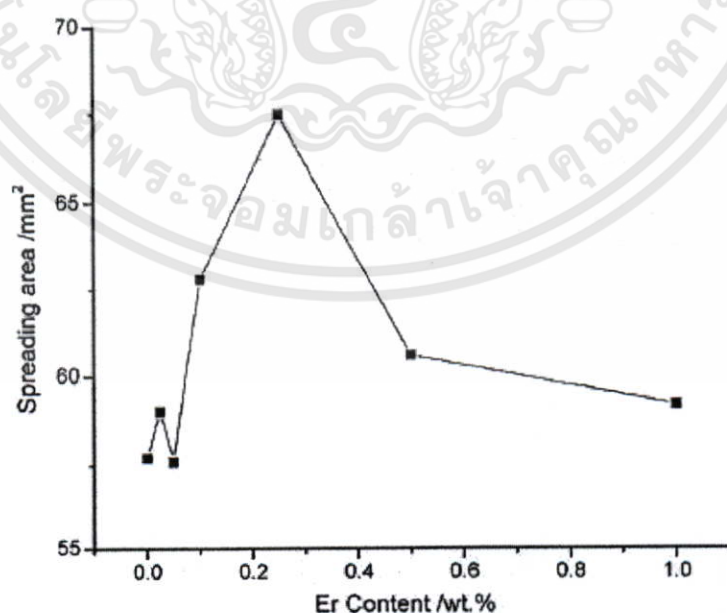
จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีจะวัดโดย DSC2000pc และสมบัติทางด้านการทดสอบด้วยแรงเฉือน (Shear test) จะวัดตามมาตรฐาน JIS Z3198-5

จากผลการทดลองที่ได้เห็นว่า การเติม Er เข้าไปเพียงเล็กน้อยจะส่งผลให้จุดหลอมเหลวเปลี่ยนแปลงเพียงเล็กน้อยเท่านั้น ดังตารางที่ 2.14 ซึ่งอุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu-Er จะอยู่ที่ประมาณ 217-219 °C ดังนั้นไม่มีความจำเป็นในการเติม Er เพื่อเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิในกระบวนการหลอมตัว (Reflow process) ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu

ตารางที่ 2.14 ค่าจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีที่มีการเติม Er

	Solder series						
	1	2	3	4	5	6	7
Er(wt%)	0	0.0025	0.05	0.1	0.25	0.5	1.0
Solidus(°C)	217.7	217.0	218.1	218.5	218.9	218.2	218.5

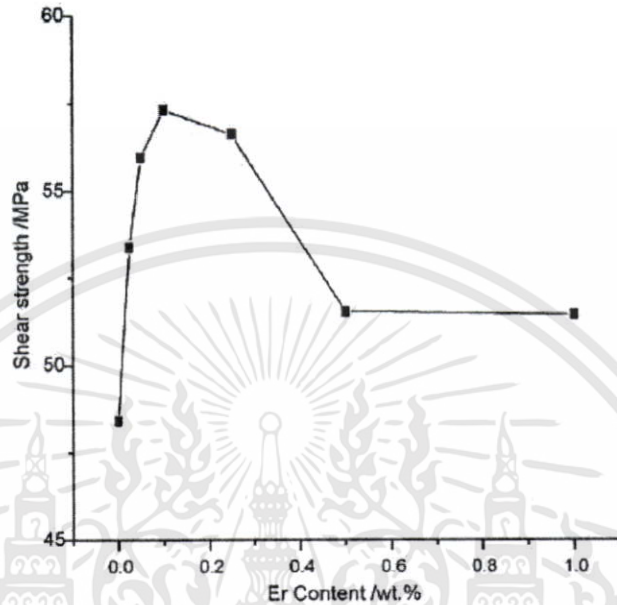
การทดสอบค่าความสามารถในการเชื่อมประสานซึ่งเป็นสมบัติที่สำคัญ ได้ผลดังรูปที่ 2.27 ซึ่งได้แสดงให้เห็นค่า Spreading area ของโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu ที่มีการเติม Er ในปริมาณแตกต่างกัน ซึ่งจะเห็นอย่างชัดเจนว่าเมื่อปริมาณ Er น้อยกว่า 0.25% ค่า Spreading area จะมีค่าเพิ่มมากขึ้นเมื่อปริมาณ Er เพิ่มมากขึ้น และหลังจากนั้นค่า Spreading area จะมีค่าลดลงเมื่อปริมาณ Er เพิ่มมากขึ้น



รูปที่ 2.27 ผลของปริมาณ Er ต่อค่า Spreading area ของโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu

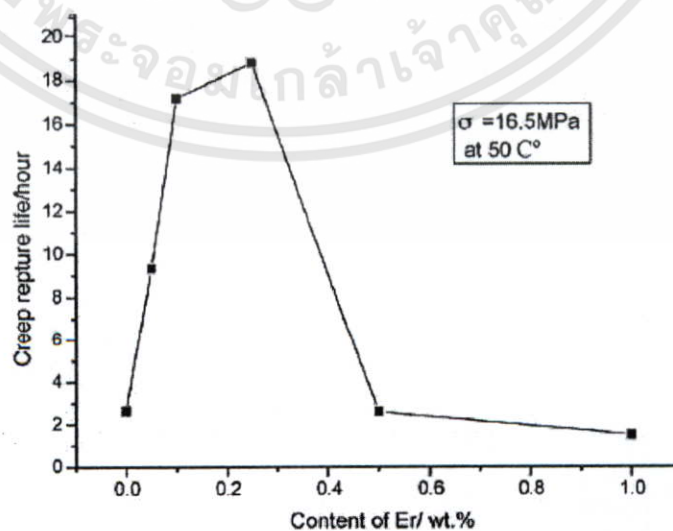
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โดยปกติแล้วแร่หายาก เป็นโลหะที่ช่วยลดค่าแรงตึงผิว (Surface tension) และเพิ่มความสามารถในการเชื่อมประสาน อย่างไรก็ตามแร่หายากเหล่านี้จะสามารถเกิดการออกซิเดชัน (Oxidation) ได้ง่าย ซึ่งการฟอร์มตัวของออกไซด์ (Oxide) จะตกค้างอยู่ในระหว่างการบัดกรี ซึ่งอาจมีผลต่อความสามารถในการเชื่อมประสาน ดังนั้นค่าแนะนำควรอยู่ที่ 0.1 – 0.4%



รูปที่ 2.28 ค่าความต้านแรงเฉือนของโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu-Er

ค่าความต้านแรงเฉือน (Shear strength) ได้ผลดังรูปที่ 2.28 ซึ่งจะเห็นว่าเมื่อปริมาณ Er น้อยกว่า 0.1% ค่าความต้านแรงเฉือนจะมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อ Er เพิ่มขึ้น และเมื่อปริมาณ Er เพิ่มขึ้นจนถึง 0.5% ค่าความต้านแรงเฉือนจะลดลงจนเกือบเข้าใกล้กับกับค่าความต้านแรงเฉือนของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu ซึ่งเป็นผลเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและการลดขนาดของสารประกอบเชิงโลหะ

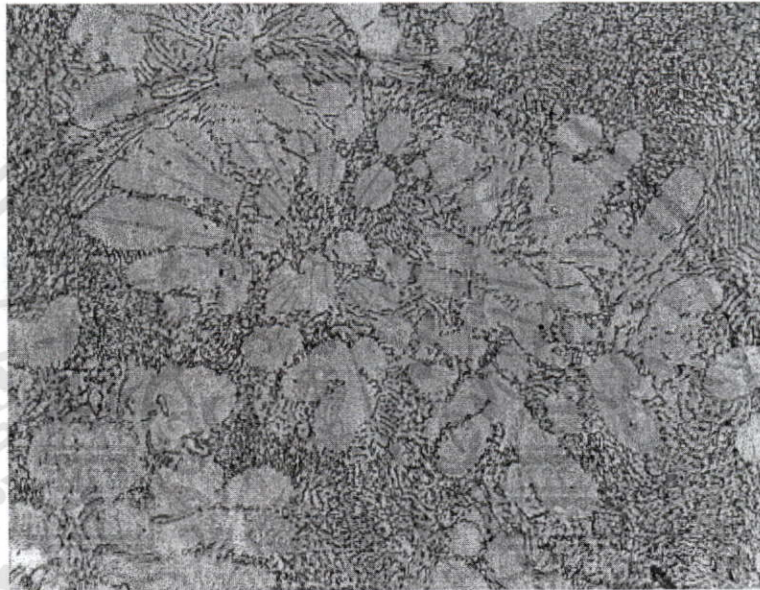


รูปที่ 2.29 แสดงผลของ Er ต่อค่า Creep rupture lifetime

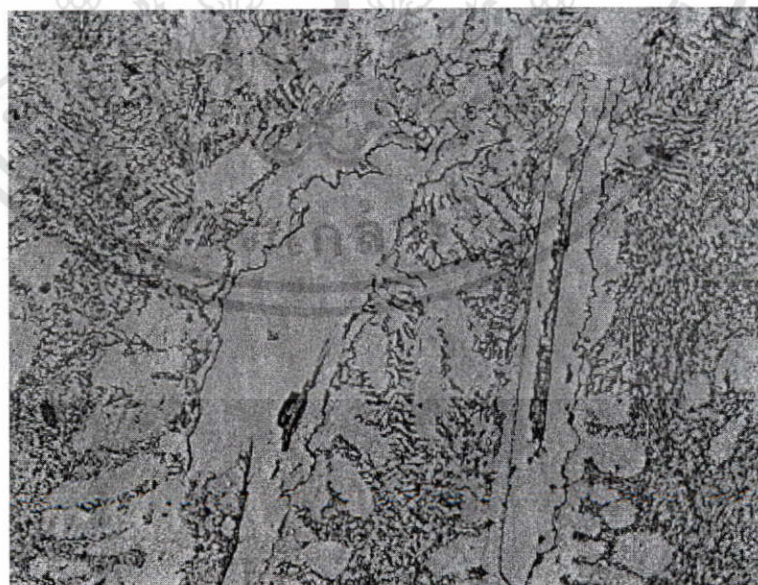
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ผลเหล่านี้ชี้ให้เห็นว่าผลของ Er จะมีผลต่อค่าสมบัติทางกลแต่ไม่มีผลชัดเจนต่อค่า สภาพดึงยึดได้อย่างไรก็ตามการเติม Er ที่มีปริมาณมากเกินไปจะไปลดสมบัติทางด้านสภาพดึงยึดได้

จากรูปที่ 2.29 แสดงให้เห็นว่าการเติม Er มีผลต่อค่าความต้านทานความคืบ (Creep rupture) โดยจะพบว่าเมื่อเติม Er จนถึง 0.1% ค่า ความต้านทานความคืบ จะมีค่าเพิ่มมากขึ้นมากกว่า 6.5 เท่า และเพิ่มเป็น 7.1 เท่าเมื่อปริมาณ Er 0.25% แต่เมื่อปริมาณ Er เกินกว่า 0.25% แล้วค่า ความต้านทานความคืบจะลดลง ดังนั้นควรทำการเติมที่ปริมาณ 0.05 - 0.25%Er



รูปที่ 2.30 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu-0.25Er



รูปที่ 2.31 โครงสร้างของสารประกอบเชิงโลหะในโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu-0.25Er

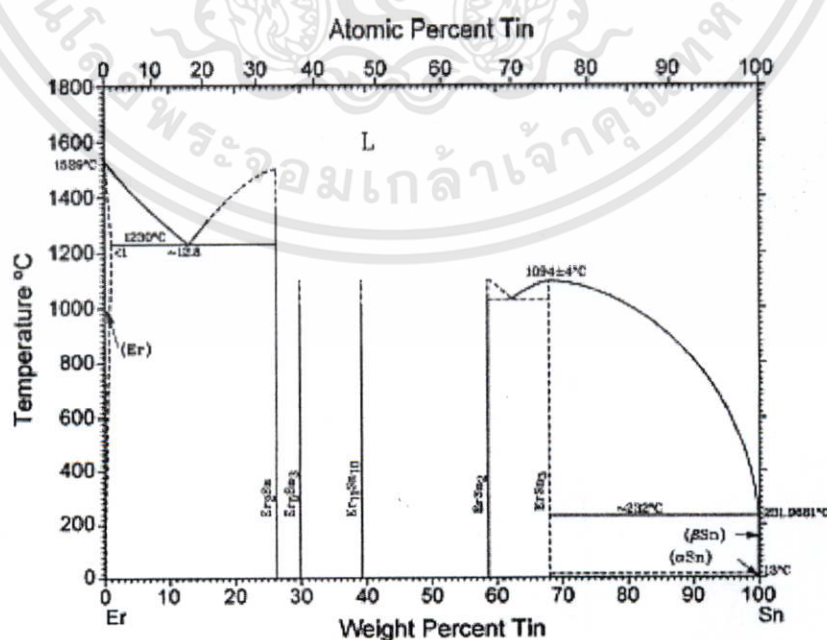
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ลักษณะโครงสร้างจุลภาค ได้ดังภาพที่ 2.30 จะเห็นว่าโครงสร้างจะประกอบด้วย เดนไดรต์ (Dendrite) และสารประกอบเชิงโลหะ โดยที่เดนไดรต์ คือ β -Sn โดยมี Ag และ Cu ผสมอยู่เล็กน้อย โดยปฏิกิริยาอุทกติก จะเกิดขึ้นโดยประกอบไปด้วย β -Sn, Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 นอกจากนี้ลักษณะโครงสร้างของสารประกอบเชิงโลหะ ดังรูปที่ 2.31 จะเห็นว่า Ag_3Sn จะมีขนาดค่อนข้างใหญ่และยาว และ Cu_6Sn_5 จะมีรูปร่างหกเหลี่ยม หรือรูปร่างที่ไม่แน่นอน

จากการประมาณปริมาณส่วนประกอบได้ดังตารางที่ 2.15 ซึ่งจะเห็นได้ว่าปริมาณ Fraction of eutectic ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.8Ag-0.7Cu-0.25Er จะมีค่ามากกว่าเพียงเล็กน้อย นั้นหมายความว่าขนาดของ Ag_3Sn ของ Sn-3.8Ag-0.7Cu-0.25Er มีขนาดเล็กกว่าเล็กน้อย เมื่อเปรียบเทียบกับของ Sn-3.8Ag-0.7Cu จึงเข้าใจได้ว่า การเติม Er จะทำให้ขนาดของ Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 ลดลง หรือทำให้สารประกอบเชิงโลหะมีขนาดละเอียดมากขึ้นซึ่งเป็นการช่วยเพิ่มสมบัติทางด้านความต้านแรงเฉือน นอกจากนี้ยังพบว่า การเพิ่มค่าความต้านแรงเฉือนจะสัมพันธ์กับค่าความแข็งที่เพิ่มขึ้นจากการเป็นสารละลายของแข็งซึ่งสามารถสังเกตได้จากแผนภูมิเฟส (Phase diagram) ของ Sn-Er ดังในรูปที่ 2.32

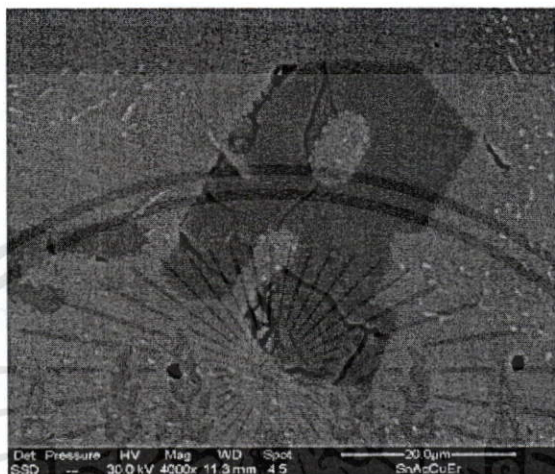
ตารางที่ 2.15 ส่วนประกอบที่ได้และขนาดของชิ้นงานทดสอบ

Solder alloys	Length of	Thickness of	Diameter of	Fraction of eutectic (vol%)
	Ag_3Sn (μm)	Ag_3Sn (μm)	Cu_6Sn_5 (μm)	
Sn-3.8Ag-0.7Cu	90	5.5	43	39
Sn-3.8Ag-0.7Cu-0.25Er	82	4.5	33	44



รูปที่ 2.32 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสององค์ประกอบ (Binary phase diagram) ของ Sn-Er เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สามารถกล่าวได้ว่าขนาดของสารประกอบเชิงโลหะ ที่ใหญ่จะเปราะดังในภาพที่ 2.33 จะเห็นว่า สารประกอบเชิงโลหะขนาดใหญ่จะเกิดการแตกหักได้ง่ายระหว่างการเพิ่มภาระ (Loading) และรอยแตกเล็ก ๆ ในสารประกอบเชิงโลหะเหล่านั้น จะเติบโตเป็นจุดเริ่มต้นของการแตกหักได้ ดังนั้นสารประกอบเชิงโลหะขนาดใหญ่จึงทำให้ค่า สภาพดึงยึดได้ ลดลง



รูปที่ 2.33 ลักษณะการแตกหักของสารประกอบเชิงโลหะ

โดยมากแร่หายาก ที่เติมลงไปนั้นจะสะสมอยู่บริเวณขอบเกรนของสารประกอบเชิงโลหะ ซึ่งจะสามารถหยุดยั้งการเคลื่อนที่ของแนวเขตเกรน (Grain boundary) ได้ ดังนั้นการเติม Er จะสามารถปรับปรุงสมบัติ การคืบ ของโลหะบัดกรีได้ จากการทดลองทั้งหมดจึงสามารถสรุปได้ว่า

1. การเติม Er จะสามารถปรับปรุงสมบัติความสามารถในการเชื่อมประสาน, สมบัติทางกล และสมบัติการคืบของโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu ได้
2. ปริมาณ Er ที่เหมาะสมในการเติมลงในโลหะบัดกรี Sn-3.8Ag-0.7Cu คือ 0.05%-0.25%
3. การเพิ่มขึ้นของค่าความต้านแรงเฉือนจะสัมพันธ์กับขนาดสารประกอบเชิงโลหะที่ละเอียดขึ้นเนื่องจากการเติม Er [24]

นอกจากนี้ธาตุที่น่าสนใจอีกธาตุหนึ่งคือ In ซึ่งได้มีนักวิจัยหลายท่านทำการศึกษาเกี่ยวกับอิทธิพลของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu ไว้เช่นกัน ยกตัวอย่างเช่นการศึกษาของ Jenn-Ming Song และ Zong-Mou ซึ่งได้อธิบายไว้ว่า

การทดลองนี้เลือกโลหะบัดกรีชนิด Sn-Zn มาทำการทดสอบเนื่องจากโลหะบัดกรีชนิดนี้มีจุดหลอมเหลวที่ 198 °C ซึ่งใกล้เคียงกับโลหะบัดกรี Sn-37Pb มาก แต่การปรับปรุงในเรื่องการลดอุณหภูมิก็ยังเป็นประเด็นที่ควรทำเพิ่มเติม โดยวัตถุประสงค์ของการทดลองนี้คือการลดจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Zn โดยการเลือกธาตุที่มีจุดหลอมเหลวก่อนข้างเข้ามาเพิ่มเข้าไปเพื่อปรับปรุงจุดหลอมเหลวอันได้แก่ Bi (271.3 °C) In (156.6 °C) และ Ga (29.8 °C) ซึ่งทำให้ได้

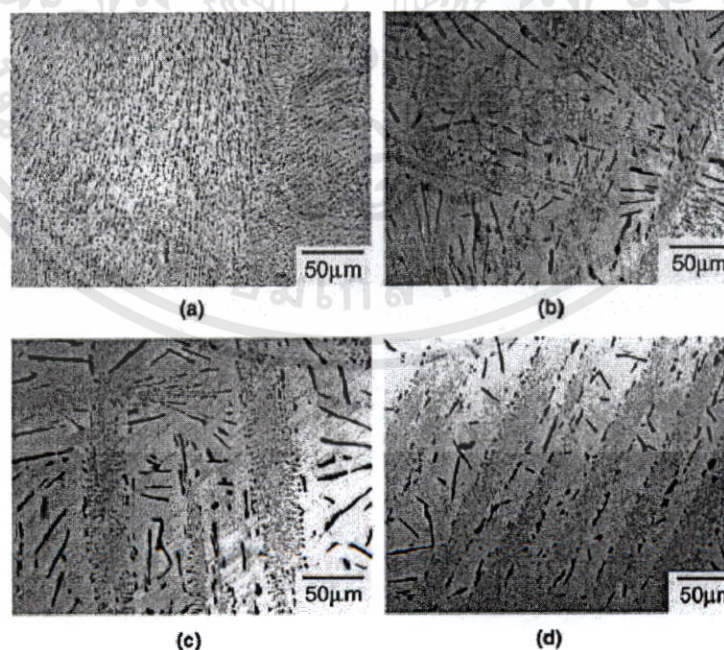
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารประกอบระหว่างธาตุ 3 ชนิดขึ้นมาคือ Sn-Zn-Bi, Sn-Zn-In และ Sn-Zn-Ga ซึ่งปริมาณส่วนผสมของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดดังแสดงไว้ในตารางที่ 2.16

ตารางที่ 2.16 ส่วนผสมทางเคมีของตัวอย่างทดสอบ (wt %)

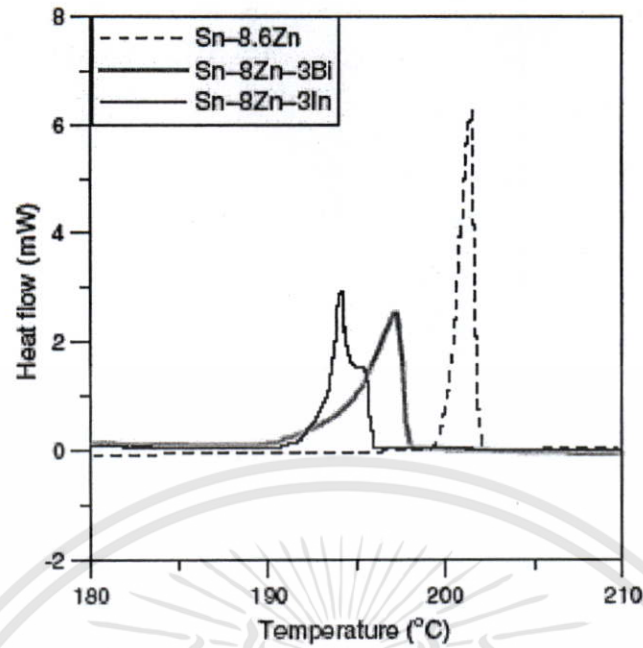
	Sn	Zn	Bi	In	Ga
Sn-8.6Zn	Bal.	8.6	-	-	-
Sn-8Zn-3Bi	Bal.	8.0	3.0	-	-
Sn-8Zn-3In	Bal.	7.9	-	3.0	-
Sn-8.5Zn-0.5Ga	Bal.	8.5	-	-	0.5
Sn-8.5Zn-1.0Ga	Bal.	8.5	-	-	1.0
Sn-8.4Zn-1.8Ga	Bal.	8.4	-	-	1.8

จากการวิเคราะห์ลักษณะโครงสร้างจุลภาคดังรูปที่ 2.34 ซึ่งแสดงให้เห็นลักษณะโครงสร้างของโลหะบัดกรีชนิด Sn-8.6Zn (รูปที่ 2.34a) สังเกตพบโครงสร้างยูเทคติก มีลักษณะเป็นเข็มกระจายเป็นแถวอยู่ทั่ว Zn-rich ส่วนโครงสร้างของ Sn-8Zn-3Bi (รูปที่ 2.34b), Sn-8Zn-3In (รูปที่ 2.34c) และ Sn-8.5Zn-1.0Ga (รูปที่ 2.34d) จะมีโครงสร้างที่หยาบกว่าและจะพบโครงสร้างยูเทคติกที่มีลักษณะกระจายตัวไม่เป็นระเบียบ และเป็นระเบียบสลับกันไป



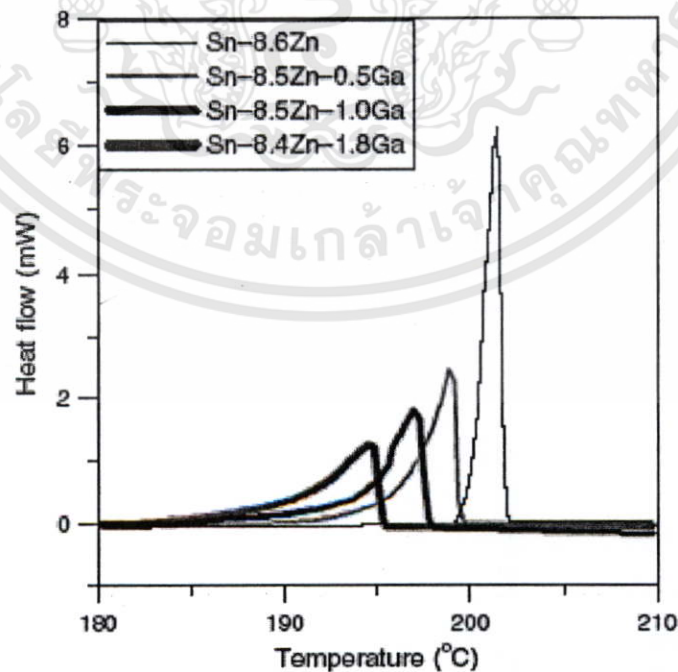
รูปที่ 2.34 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี (a) Sn-8.6Zn, (b) Sn-8Zn-3Bi, (c) Sn-8Zn-3In และ (d) Sn-8.5Zn-1.0Ga

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



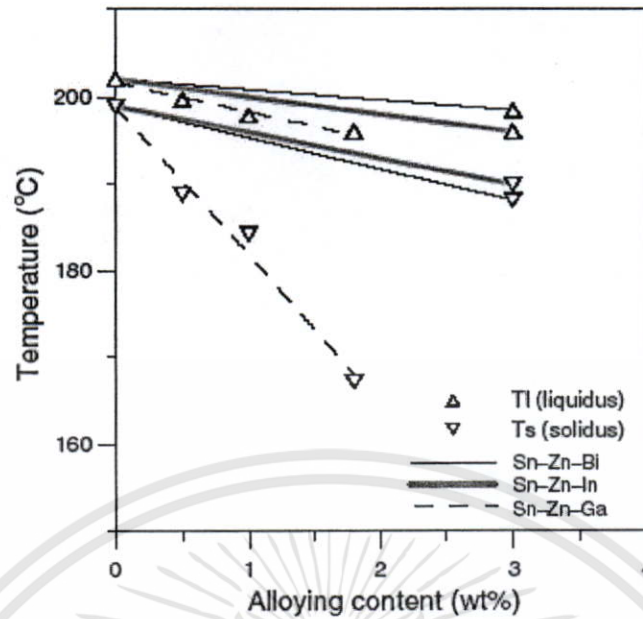
รูปที่ 2.35 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-8Zn-3Bi และ Sn-8Zn-3In

จากรูปที่ 2.35 แสดงค่า DSC Curve ซึ่งแสดงให้เห็นว่าเมื่อมีการเติม Bi และ In ลงไปจะทำให้ค่าการไหลของความร้อน (Heat flow) มีค่าต่ำลงรวมถึงจุดสูงสุด (Peak) ของกราฟจะเลื่อนมาทางอุณหภูมิต่ำมากขึ้น รวมถึงจากกราฟที่ 2.36 ซึ่งได้แสดงให้เห็นว่าเมื่อมีการเติมธาตุ Ga เข้าไปเพิ่มมากขึ้นจะทำให้กราฟการดูดกลืนความร้อนสูงสุด (Endothermic peak) เลื่อนมาทางอุณหภูมิต่ำมากขึ้น และทำให้ช่วงของอุณหภูมิ โซลิดัส/ลิกวิดัส กว้างขึ้นด้วย



รูปที่ 2.36 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Zn-Ga

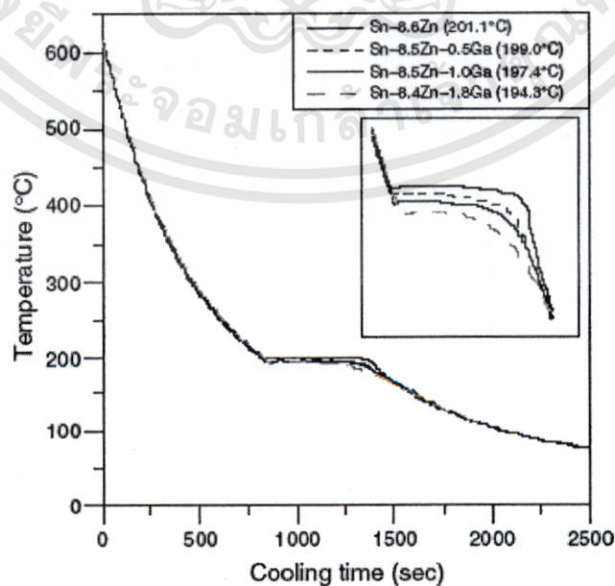
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.37 ความสัมพันธ์ของอุณหภูมิหลอมเหลว, โซลิดัส กับปริมาณโลหะเจือ

สำหรับข้อมูลเกี่ยวกับจุดเปลี่ยนสถานะ (Transition point) เช่น อุณหภูมิของโซลิดัส และ หลอมเหลว ของแต่ละตัวอย่างแสดงรูปที่ 2.37 โดยจะเห็นได้ว่าอุณหภูมิ โซลิดัสและหลอมเหลว ของโลหะ บัคกรีชนิด Sn-Zn จะมีค่าลดลงเมื่อมีการเพิ่มโลหะเจือ (Alloy element) ในปริมาณที่มากขึ้น ซึ่ง สังเกตได้ชัดเจนในตัวอย่างของการเติมธาตุ Ga

ลักษณะของเส้นโค้งเย็น (Cooling curve) ของโลหะบัคกรีชนิด Sn-Zn-Ga แสดงได้ดังรูปที่ 2.38 จะสังเกตเห็นความแตกต่างในแต่ละตัวอย่างคือ เมื่อมีการเพิ่มปริมาณส่วนผสม Ga จะส่งผลให้ อุณหภูมิในช่วงแนวระนาบลดต่ำลง



รูปที่ 2.38 เส้นโค้งเย็น (Cooling curve) ของโลหะบัคกรี Sn-Zn-Ga

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาต
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากผลการทดลองทั้งหมดสามารถสรุปได้ว่าการเติมธาตุ Bi, In และ Ga จะสามารถช่วยลดจุดหลอมเหลวลงได้อย่างชัดเจน นอกจากนี้ธาตุดังกล่าวยังให้โครงสร้างยูเทคติกที่เป็นระเบียบและไม่เป็นระเบียบ สลับกันไป ซึ่งเป็นการทำให้ช่วงของอุณหภูมิโซลิดัสและลิกวิดัสกว้างขึ้น ทั้งนี้จะขึ้นอยู่กับปริมาณความเข้มข้นของโลหะเจือด้วย [25]

การศึกษาของ Kai Hwa Chew และ John H.L.Pang ซึ่งได้อธิบายไว้ว่า การทดลองนี้ต้องการทำการศึกษาเกี่ยวกับผลของการเติมธาตุตัวที่ 4 คือ In เข้าไปในโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu โดยศึกษาถึงสมบัติด้านความสามารถในการเชื่อมประสาน และ สมบัติทางกลที่เปลี่ยนแปลงไปจากเดิม ทั้งนี้ในการทดลองได้เลือก In มาเป็นตัวเพิ่มเข้า โดยได้เลือกสารประกอบที่มีการเติม In เข้ามาทำการเปรียบเทียบสมบัติกับโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu เข้ามา 2 ชนิดด้วยกันคือสารประกอบ Sn-4.1Ag-0.5Cu-4.0In ซึ่งจะมีจุดหลอมเหลวเพียง 210 °C และ ชนิด Sn-4.1Ag-0.5Cu-7.0In ซึ่งมีจุดหลอมเหลวอยู่เพียง 207 °C ทำให้เหมาะกับการใช้งานมากขึ้น นอกจากนี้พบว่า การเติมธาตุ In เข้าไปแล้วนอกจากจะสามารถลดจุดหลอมเหลวลงได้แต่จะไม่ทำลายความสามารถในการบัดกรี เป็นต้นว่า สมบัติทางกล ความต้านการล้า ดังเช่นผลในตารางที่ 2.17 จะแสดงให้เห็นถึงสมบัติด้านความสามารถในการเชื่อมประสานซึ่งจะวัดได้จาก Wetting time และ Wetting force ซึ่งเมื่ออ้างอิงตาม JIS Standard แล้วถือว่าสมบัติของโลหะบัดกรีทั้งหมดอยู่ในเกณฑ์ดี (ค่า Wetting time ควรต่ำกว่า 2 วินาที) นอกจากนี้ยังพบว่าโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่มีการเติม In เข้าไปจะมีสมบัติทางด้านการเชื่อมประสานใกล้เคียงกับตะกั่วบัดกรีแบบเดิม

ตารางที่ 2.17 เปรียบเทียบค่า Wetting time ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่อุณหภูมิต่าง ๆ

Solder alloy	Wetting time (sec) at solder temp (°C)		
	235	245	255
Sn-37Pb	0.767	0.606	0.546
Sn-3.5Ag	2.189	1.352	1.05
Sn-0.7Cu	1.411	1.034	0.682
Sn-4.0Ag-0.5Cu	3.368	1.946	1.284
Sn-2.5Ag-1.0Bi-0.5Cu	1.86	1.235	0.824
Sn-4.1Ag-0.5Cu-4.0In	1.156	0.716	0.544
Sn-4.1Ag-0.5Cu-7.0In	1.171	0.573	0.464

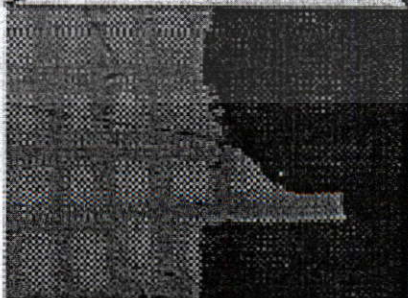
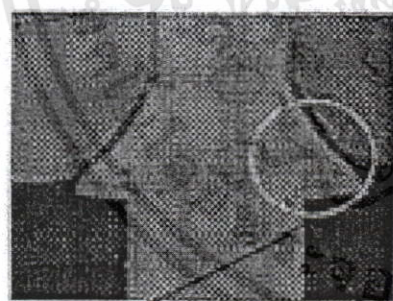
ตารางที่ 2.18 จะแสดงให้เห็นถึงข้อมูลด้านความต้านการล้าของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว

ซึ่งจะเห็นได้ว่า โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วจะมีค่าความต้านทางการล้าดีกว่าตะกั่วบัดกรี Sn-37Pb

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาต
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 2.18 ค่าความต้านการล้าของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว

Alloy	Melting T(°C)	N _f
Sn-3.0Ag-0.5Cu-8.0In	195-201	>19,000
Sn-4.1Ag-0.5Cu-7.0In	202-207	10,000-12,000
Sn-3.5Ag-1.0Bi-4.0In	208-213	
Sn-0.7Cu-0.5Ga-6.0In	210-215	
Sn-4.1Ag-2.2Bi-0.5Cu-8.0In	193-199	
Sn-4.1Ag-0.5Cu-4.0In	205-210	9,812
Sn-3.1Ag-3.1Bi-0.5Cu	209-212	6,000-9,000
Sn-2.5Ag-0.8Cu-0.5Sb	216-217	
Sn-3.1Ag-1.5Cu	216-217	
Sn-4.0Ag-4.0Bi-4.0In	199-209	
Sn-3.5Ag	221	4,186
Sn-37Pb	183	3,650
Sn-0.7Cu	227	1,125



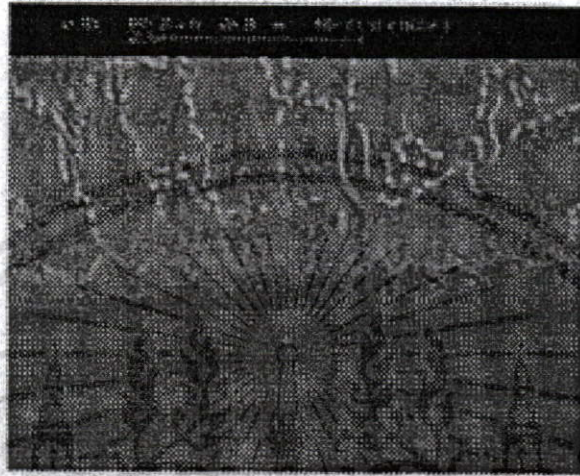
Ni/Au Coating

OSP Coating

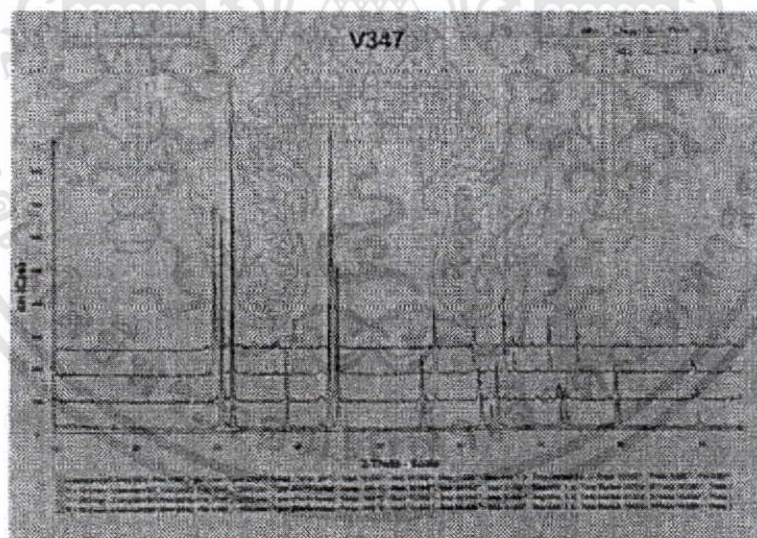
รูปที่ 2.39 ลักษณะแนวบัดกรีของโลหะบัดกรี Viromet 349

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เมื่อทำการเปรียบเทียบทางด้านโครงสร้าง สารประกอบเชิงโลหะจะแสดงได้ดังรูปที่ 2.39 ซึ่งเป็นแนวบัตรกรีของโลหะบัดกรีชนิด Sn-4.1Ag-0.5Cu-4.0In หลังผ่านกระบวนการ Wave soldering ที่ 245 °C และรูปที่ 2.40 จะแสดงลักษณะโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ



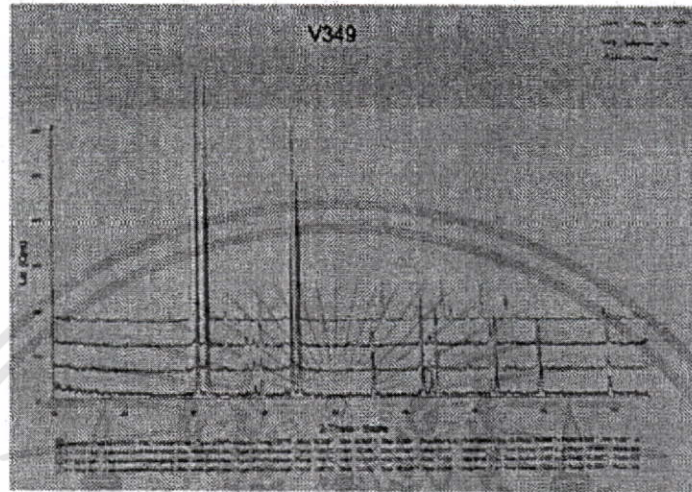
รูปที่ 2.40 ลักษณะ โครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu-In



รูปที่ 2.41 ผลการทดสอบ XRD ของโลหะบัดกรี Viromet 347 (กราฟจากบนลงล่าง 195°C, 165°C, 125°C และ 27°C)

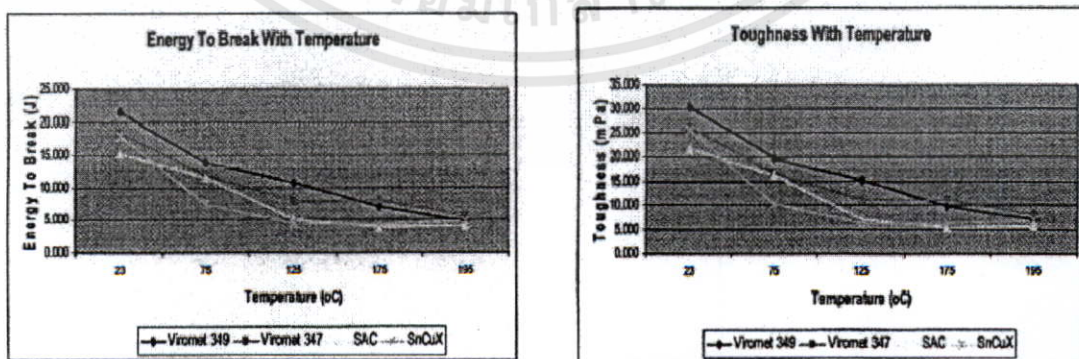
เมื่อทำการศึกษาด้านความเสถียรต่ออุณหภูมิ พบว่าเมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิจะทำให้โครงสร้างจุลภาคมีการเปลี่ยนแปลง ซึ่งในการทดลองได้นำเครื่องมือ XRD เข้ามาช่วยในการวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างเนื่องจากอุณหภูมิของโลหะบัดกรีชนิด Sn-4.1Ag-0.5Cu-7.0In (V347) และ Sn-4.1Ag-0.5Cu-4.0In (V349) ดังแสดงในรูปที่ 2.41 และรูปที่ 2.42 ซึ่งจะสังเกตเห็นเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ว่าโครงสร้าง SnIn และ Ag₂In ยังคงรูปเดิมแม้มีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ และโครงสร้าง Ag₂In จะสังเกตเห็นได้ชัดเจนเมื่ออุณหภูมิเพิ่มไปถึง 165 °C สำหรับโลหะบัดกรีชนิด Sn-4.1Ag-0.5Cu-7.0In และ 195 °C สำหรับโลหะบัดกรีชนิด Sn-4.1Ag-0.5Cu-4.0In



รูปที่ 2.42 ผลการทดสอบ XRD ของโลหะบัดกรี Viromet 349 (กราฟจากบนลงล่าง 195°C, 165°C, 125°C และ 27°C)

สำหรับสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu-In พบว่าสมบัติด้านความต้านจะลดลงเมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิซึ่งจากรูปที่ 2.43 ได้แสดงถึงค่าพลังงานที่ทำให้เกิดการแตกหัก (Energy to break) และความเหนียว (Toughness) ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu-In เมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิ โดยจะทำการเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu และ Sn-Cu-X ซึ่งจะเห็นได้ว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu-In จะมีค่าพลังงานที่ทำให้เกิดการแตกหักค่อย ๆ ลดลงเมื่อทำการเพิ่มอุณหภูมิโดยอัตราในการลดลงจะต่ำกว่าโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วประเภทอื่น



รูปที่ 2.43 ความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติทางกลและอุณหภูมิของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

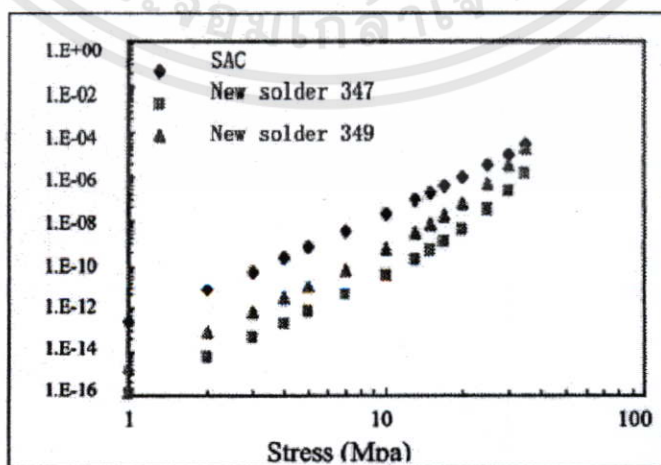
เมื่อทำตรวจสอบสมบัติทางด้านความต้านแรงดึง (ค่ามอดูลัส, จุดคราก, และความต้านแรงดึงสูงสุด), สถานะคงตัว (Steady state), Creep strain rate และค่า Fatigue strain-life performance) โดยทำการเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.8Ag-0.7Cu พบว่าโลหะบัดกรีทั้ง 2 ชนิดคือ 347 (Sn-4.1Ag-0.5Cu-7.0In) และ 349 (Sn-4.1Ag-0.5Cu-4.0In) จะมีค่าความต้านแรงดึงสูงกว่า SAC387 (Sn-3.8Ag-0.7Cu) ดังแสดงในตารางที่ 2.19 และ 2.20

ตารางที่ 2.19 ตารางเปรียบเทียบสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-0.5Cu-4.0In (349) และ Sn-3.8Ag-0.7Cu

Temp (°C)	E (GPa)		Yield (MPa)		UTS (MPa)	
	New	SAC	New	SAC	New	SAC
25	34.3	41.8	43.9	35.1	54.1	40.6
75	32.6	30.7	36.8	25.6	22.6	29.0
125	20.6	18.8	20.2	16.7	22.6	19.7

ตารางที่ 2.20 ตารางเปรียบเทียบสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag-0.5Cu-7.0In (347) และ Sn-3.8Ag-0.7Cu

Temp (°C)	E (GPa)		Yield (MPa)		UTS(MPa)	
	New	SAC	New	SAC	New	SAC
25	48.6	55.1	60.8	52.8	79.4	58.0
75	35.8	42.4	45.5	41.5	53.2	47.1
125	21.1	32.5	32.5	34.0	37.9	39.7



รูปที่ 2.44 กราฟเปรียบเทียบค่าสมบัติการคืบของโลหะบัดกรี 347, 349 และ SAC ที่ 250°C

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูปที่ 2.44 จะเห็นว่าทั้งโลหะบัดกรีชนิด 347 (Sn-4.1Ag-0.5Cu-7.0In) และ 349 (Sn-4.1Ag-0.5Cu-4.0In) จะมีสมบัติทางด้านความต้านทานการเกิดการผิดรูปเนื่องจากการคืบ (Creep deformation) ได้ดีกว่า SAC387 (Sn-3.8Ag-0.7Cu)

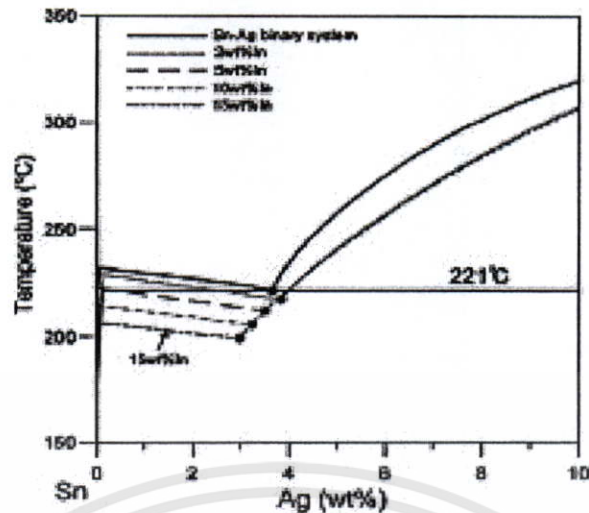
โดยสรุปจากผลการทดลองที่ได้ทั้งหมดสามารถกล่าวได้ว่า โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด 347(Sn-4.1Ag-0.5Cu-7.0In) และ 349(Sn-4.1Ag-0.5Cu-4.0In) มีสมบัติทางด้านความสามารถในการเชื่อมประสาน, สมบัติทางกล, ความต้านแรงดึง และสมบัติด้านการคืบเหนือกว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.8Ag-0.7Cu [26]

นอกจากนี้ยังมีการศึกษาของ Jenn-Ming-Song และคณะซึ่งได้ทำการศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางความร้อนของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.5Ag-3.0In โดยได้ทำการอธิบายไว้ว่า

การทดลองนี้ได้แสดงให้เห็นว่า In สามารถละลายใน Sn และ Ag_3Sn และ ช่วยลดจุดหลอมเหลวลงได้ In จะมีการแตกตัวในระหว่างกระบวนการแข็งตัว (Solidification) ซึ่งทำให้เกิดการขยายช่วงการแข็งตัว ซึ่งทำให้เกิดการขยายช่วงหลอมเหลว (Melting range) และเกิดโครงสร้างผสมระหว่างโครงสร้างที่เป็นปกติ และโครงสร้างหายาของ Sn และ $Ag_3(Sn,In)$ ซึ่งผลจากการทดลองทำให้เกิดสภาพไม่สมดุล (Non-equilibrium) ที่ชัดเจน

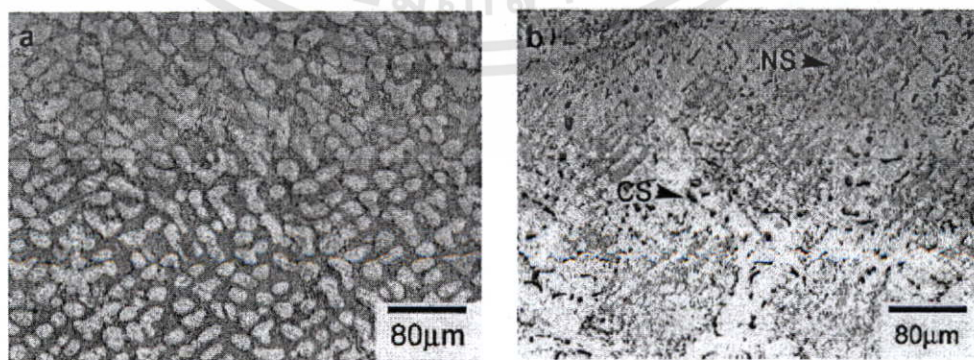
โลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag เป็นโลหะบัดกรีชนิดหนึ่งที่ยอมรับใช้ในกระบวนการบัดกรีโดยไม่มีสารตะกั่ว ซึ่งได้มีการศึกษามากมายที่ให้ความสนใจเกี่ยวกับลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag ซึ่งทำให้ทราบได้ว่า มีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างที่เป็นโครงสร้างไม่สมดุลเกิดขึ้นในระหว่างกระบวนการแข็งตัวของสารประกอบ Sn-Ag ดังนั้นโครงสร้างเดนไดรต์ β -Sn และโครงสร้าง $Sn-Ag_3Sn$ สามารถอยู่ร่วมกันในโครงสร้างจุลภาคที่มีความซับซ้อนมาก ซึ่งความซับซ้อนดังกล่าวทำให้เกิดโครงสร้างที่มีความมั่นคงมากขึ้น โครงสร้าง Sn ที่หายาเกิดจากความร้อนที่สูง ในบางกรณี Ag_3Sn ซึ่งต้องการปรากฏการณ์ Undercooling เพียงเล็กน้อยเพื่อให้เกิดการเติบโตขึ้นของโครงสร้าง และลดความตึงเครียด

ได้มีรายงานมากมายซึ่งได้ชี้ให้เห็นว่า In สามารถช่วยลดจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี Sn-Ag นอกจากนี้ยังช่วยขยายช่วงระหว่างโซลิดัส และลิกวิดัส ให้กว้างขึ้นด้วย ซึ่งทาง Huang และ Wang ได้รายงานไว้ว่า โลหะบัดกรีชนิด Sn-3.5Ag-xIn จะมี T_{onset} ลดลงจาก 221.34 °C (Sn-3.5Ag) เป็น 213.90 °C (Sn-3.5Ag-2.0In) และ 209.28 °C สำหรับ Sn-3.5Ag-5.0In ซึ่งผลกระทบจาก In ต่ออุณหภูมิยูเทกติก ของสารประกอบ Sn-Ag จะอยู่ที่ 221 °C ดังรูปที่ 2.45 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าอุณหภูมิยูเทกติก จะลดลงเมื่อมี In เพิ่มมากขึ้น อุณหภูมิยูเทกติก จะเข้าใกล้ 200 °C เมื่อมี In ผสมอยู่ประมาณ 15% เพื่อให้เข้าใจได้ลึกซึ้งมากขึ้น การศึกษาในครั้งนี้จึงได้ทำให้การศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางความร้อนของส่วนประกอบ Sn-3.5Ag-3.0In



รูปที่ 2.45 ผลของ In ต่อค่าอุณหภูมิยูเทกติกในระบบของ Sn-Ag Binary system

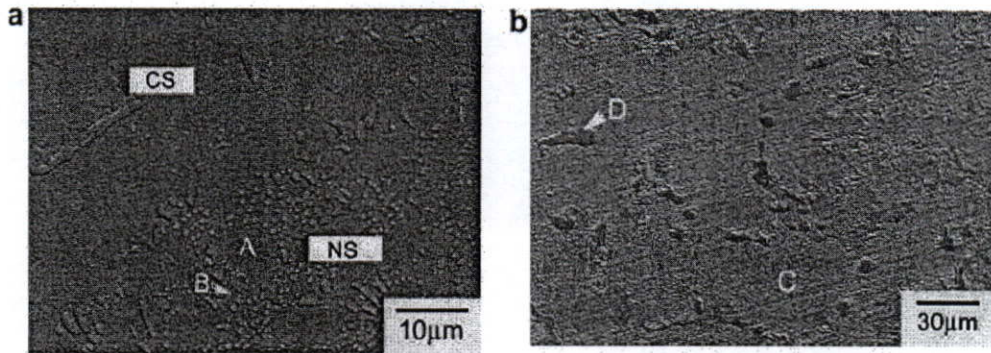
โดยโลหะบัดกรี Sn-3.5Ag และ Sn-3.5Ag-3.0In จะจัดเตรียมโดยการหลอมโลหะบริสุทธิ์ในเตาสัญญากาศ และหล่อในแบบหล่อทรงกระบอกซึ่งมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางที่ 30 mm และมีอัตราการลดลงของอุณหภูมิจาก 300 °C ไปที่ 200 °C อยู่ที่ 1 °C/s โดยพฤติกรรมทางความร้อนจะทำการศึกษาจากเครื่อง DSC และเส้นโค้งเย็น (Cooling curve) ซึ่งจาก DSC จะทำอัตราการให้ความร้อน (Heating rate) และอัตราการเย็นตัว (Cooling rate) ที่ 2 °C/min ซึ่ง เส้นโค้งเย็นที่ได้จะ ได้จากการนำเทอร์มอคัปเปิล (Thermocouple) ใส่ลงไป 150 g ของโลหะบัดกรีหลอมเหลวที่อยู่ในเบ้าหลอมที่เป็น MgO โดยอุณหภูมิตั้งต้นของการหลอมเริ่มที่ 600 °C ลักษณะโครงสร้างจุลภาคศึกษาได้จาก SEM และ EPMA นอกจากนี้แล้ว โครงสร้างที่เป็นปกติ และไม่ปกติดังกล่าวไม่พบในการศึกษาของ Huang ซึ่งในอัตราการแข็งตัว อยู่ในช่วง 5-8 °C ต่อนาที ซึ่งสูงกว่าการศึกษาในครั้งนี้ อยู่ 1 °C ต่อนาที ซึ่งสามารถอธิบายได้ว่า อัตราการลดลงของอุณหภูมิต่ำกว่า และมีช่วงการแข็งตัวที่ยาวนานกว่าจะส่งผลให้ได้ลักษณะ โครงสร้างที่ไม่เป็นปกติชัดเจนมากขึ้น



รูปที่ 2.46 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของ (a) the Sn-Ag sample (b) the Sn-Ag-In sample. NS:

Normal structure; CS: Coarse structure

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



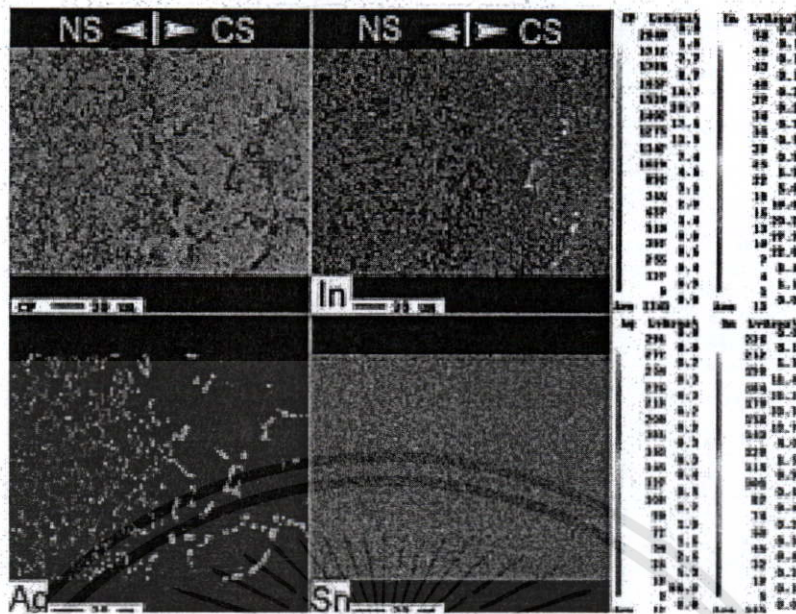
รูปที่ 2.47 ภาพขยายของโครงสร้างโลหะบัดกรี Sn-Ag-In: (a) แสดงบริเวณปกติ และบริเวณผิวหยาบ (ระบุเป็น NS และ CS) และ (b) โครงสร้างสารประกอบเชิงโลหะขนาดใหญ่ที่อยู่ในโครงสร้าง

โดยในรูปที่ 2.46 แสดงให้เห็นว่าโครงสร้างจุลภาคของแต่ละตัวอย่างโดยทำการเปรียบเทียบ กับ Sn-Ag (รูปที่ 2.46a) พบว่าโครงสร้างที่เกิดจากการแข็งตัวของ Sn-Ag-In (รูปที่ 2.46b) จะมีลักษณะไม่แน่นอน (ไม่เป็นระเบียบ) ซึ่งจะประกอบไปด้วยโครงสร้างที่เป็นปกติ (รูปที่ 2.46a) และโครงสร้างที่หยาบ (รูปที่ 2.46b) ซึ่งจะสังเกตพบว่าโครงสร้างที่ละเอียดจะกระจายอยู่รอบ ๆ โครงสร้างที่หยาบ และส่วนประกอบภายในโครงสร้างดังกล่าวสามารถดูได้จากตารางที่ 2.21

ตารางที่ 2.21 ปริมาณส่วนประกอบที่ได้จาก EPMA (at %)

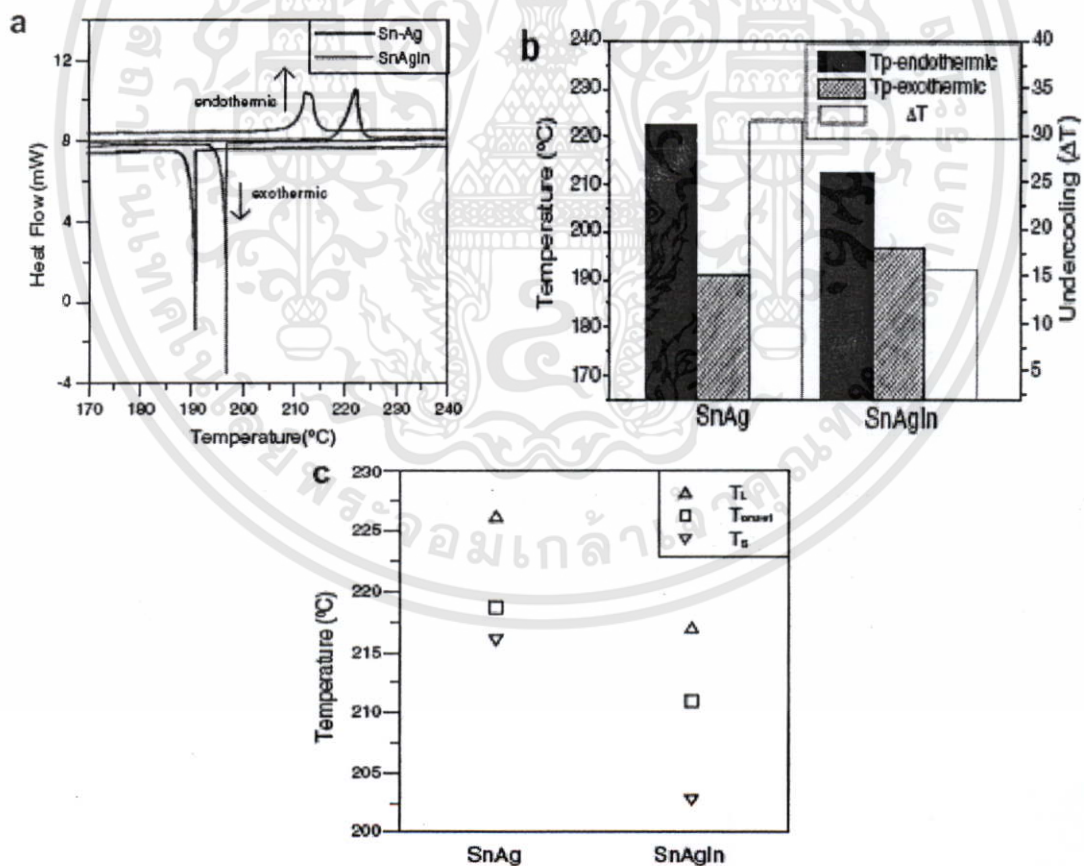
Phase/element	In	Ag	Sn
Fine Sn dendrites	1.7	0.1	98.2
Sn in fine eutectics	2.1	0.2	97.7
Coarse Sn dendrites	2.7	0.1	97.2
Coarse IMC	9.8	74.7	15.5

จากการทำ Elemental mapping ของตัวอย่าง Sn-Ag-In (รูปที่ 2.48) แสดงให้เห็นว่าลักษณะของ In ในโครงสร้างที่หยาบจะดูสว่างกว่า In ที่อยู่ในโครงสร้างที่เป็นปกติ ซึ่งแสดงว่าในโครงสร้างที่หยาบนั้นจะมีโครงสร้างขนาดใหญ่ของ สารประกอบเชิงโลหะที่เป็น $Ag_3(Sn,In)$ ลักษณะโครงสร้างของ In ในสารประกอบยูเทกติก จะมีลักษณะสว่างกว่าโครงสร้างเดนไดรต์ของ Sn สามารถบอกได้ว่า โครงสร้าง Ag_3Sn ที่อยู่ภายในโครงสร้างยูเทกติก (ขนาดเล็กกว่า $1 \mu m$) อาจจะมีสารประกอบของ In อยู่ด้วย อย่างไรก็ตามความเข้มข้นของ In จะต่ำกว่าโครงสร้าง $Ag_3(Sn,In)$



รูปที่ 2.48 ผลการทำ Backscattering electron และ Elemental mapping ของโลหะบัดกรี Sn-Ag-In

NS: Normal structure; CS: Coarse structure



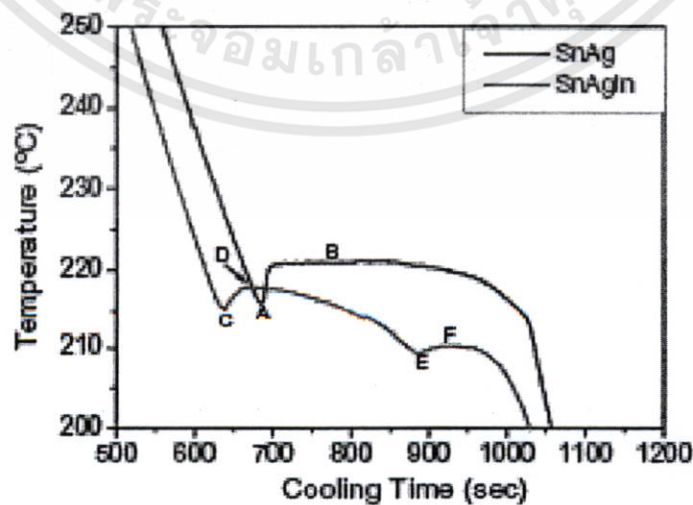
รูปที่ 2.49 ผล DSC ของโลหะบัดกรี Sn-Ag และ Sn-Ag-In. (a) DSC curves upon heating and cooling, (b) Peak temperatures and undercooling (c) Specific temperatures of endothermic peaks

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 2.22 ค่า Specific temperatures ($^{\circ}\text{C}$) ที่แสดงในกราฟ 2.49 (b) และ (c) (- endo แสดงค่าการดูดกลืนความร้อนสูงสุด, และ - exo หมายถึง การคายความร้อนสูงสุด)

	T_L -endo	T_p -endo	T_{onset} -endo	T_s -endo	T_p -exo	ΔT
Sn-Ag	226.2	222.3	218.7	216.0	190.8	31.5
Sn-Ag-In	217.0	212.5	211.0	202.8	196.8	15.7

เพื่อให้เข้าใจการเปลี่ยนแปลงลักษณะโครงสร้างจาก In ได้มากขึ้น จึงได้ทำการศึกษาพฤติกรรมทางความร้อนของตัวอย่างดังรูปที่ 2.49 โดยในรูปที่ 2.49a แสดงให้เห็นผลของกราฟการดูดกลืนความร้อนสูงสุด (Endothermic peak) และการคายความร้อนสูงสุด (Exothermic peak) ของชิ้นงานตัวอย่าง ซึ่งจะพบว่าเส้นดูดกลืนความร้อนสูงสุด ของ Sn-Ag-In จะปรากฏที่อุณหภูมิต่ำกว่า Sn-Ag ในขณะที่อุณหภูมิการคายความร้อนของตัวอย่าง Sn-Ag-In จะสูงกว่า Sn-Ag ในช่วงการแข็งตัว นั่นหมายความว่า การเติม In เข้าไปจะช่วยลดอุณหภูมิ Undercooling ซึ่งแสดงให้เห็นได้จากความแตกต่างระหว่างเส้นกราฟของการดูดกลืนความร้อน (Endothermic) และการคายความร้อน (Exothermic) (รูปที่ 2.49b และ ตารางที่ 2.22) และจุดเปลี่ยนสถานะอื่น ๆ ของชิ้นงานตัวอย่าง เป็นต้นว่า อุณหภูมิโซลิดัส, ลิกวิดัส และ T_{onset} จะสามารถประมาณได้จากเส้นดูดกลืนความร้อนสูงสุด ซึ่งแสดงให้เห็นในรูปที่ 2.49c และตารางที่ 2.22 จะเห็นว่าอุณหภูมิ T_s และ T_l จะอยู่ที่จุดเริ่มต้นและจุดสุดท้ายของการดูดกลืนความร้อนสูงสุด สามารถพิจารณาได้จากจุดหลอมเหลว โดยสามารถประมาณการได้จากลักษณะความชันของเส้นกราฟ ทั้งนี้ได้แสดงให้เห็นว่า การเพิ่มปริมาณ In จะส่งผลให้กราฟการดูดกลืนความร้อนสูงสุดเลื่อนไปทาง อุณหภูมิที่ต่ำ และช่วงอุณหภูมิ โซลิดัส - ลิกวิดัส จะขยายจาก 10.2°C (Sn-Ag) ไปเป็น 14.2°C (Sn-Ag-In) ซึ่งสอดคล้องกับการศึกษาของ Huang และ Wang



รูปที่ 2.50 เส้นโค้งเย็น (Cooling curve) ของโลหะบัดกรี Sn-Ag และ Sn-Ag-In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่โดยไม่ได้รับอนุญาต
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากกราฟเส้นโค้งเย็น (Cooling curves) ในรูปที่ 2.50 ได้แสดงให้เห็นว่าตัวอย่าง Sn-Ag มีพฤติกรรมเป็นสารประกอบยูเทกติกที่ไม่สมบูรณ์ และไม่มีการเปลี่ยนแปลงเหนืออุณหภูมิยูเทกติก (Eutectic temperature) ซึ่งจุด Undercooling ที่ดีที่สุดสำหรับโครงสร้างเดนไดรต์ Sn สามารถสังเกตได้จากจุด A ตามด้วยเส้นแนวระนาบซึ่งแสดงด้วย จุด B ซึ่งจะเริ่มที่อุณหภูมิประมาณ 221 °C ซึ่งเชื่อได้ว่า ก่อให้เกิดปฏิกิริยาของ Sn-Ag₃Sn มีบางอย่างที่ค่อนข้างแตกต่างกันอย่างชัดเจนระหว่าง โลหะบัดกรีทั้งสองชนิด จากผลด้านบนทั้งหมด บอกได้ว่า การเติม In ลงไปเพียงเล็กน้อย จะช่วยขยายช่วงหลอมเหลว นอกจากนี้ การเปลี่ยนแปลงอย่างพิเศษของสารประกอบยูเทกติกที่ไม่สมบูรณ์ (ช่วง CD และ EF) แสดงให้เห็นที่อุณหภูมิต่ำ ๆ และจะพบเช่นกันว่าตัวอย่าง Sn-Ag-In ซึ่งสองระนาบ ภายหลังจากเย็นตัวด้วยยิ่ง (Supercooling) จะกลายเป็นเส้นกราฟเพลง

รายงานล่าสุดได้แสดงให้เห็นว่า การเติมสารประกอบที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ เช่น In, Ga, และ Bi ลงในโลหะบัดกรี Sn-Zn จะส่งผลให้เกิดโครงสร้างที่เป็น ปกติ และไม่ปกติ สลับกันไปภายในโครงสร้าง ซึ่งส่งผลให้มีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิยูเทกติก และช่วยขยายช่วงโซลิดัส และ ลิกวิดัส ซึ่งในการทดลองของ Sn-Ag-In พบว่า In สามารถละลายได้ทั้งใน Sn และ Ag₃Sn ก่อให้เกิดโครงสร้างที่ไม่เป็นระเบียบ อย่างไรก็ตามความแตกต่างจาก Sn-Zn ของโลหะบัดกรี Sn-Ag ก็จะมีการแข็งตัวแบบไม่สมบูรณ์ และมีจำนวนเดนไดรต์ Sn ค่อนข้างมาก รวมถึงมีการเกิดการเย็นตัวด้วยยิ่ง ความแตกต่างที่สองเกี่ยวกับลักษณะของโครงสร้างที่จะประกอบด้วย โครงสร้างที่เป็นปกติและ โครงสร้างที่มีลักษณะหยาบ โดยที่อุณหภูมิสูงนั้น โครงสร้างที่เป็นปกติจะมีการเปลี่ยนแปลงจาก Liquid - Solid ดังแสดงในรูปที่ 2.50 โดยลักษณะการเย็นตัวด้วยยิ่ง ครั้งแรกนั้นจะเกิดในโครงสร้าง Sn เดนไดรต์ และโครงสร้างที่ละเอียดของยูเทกติก โดยปริมาณ In ส่วนเกินจะถูกขับไล่ออกไปยังโครงสร้างที่ยังไม่แข็งในบริเวณที่ใกล้เคียง และเกิดเป็นโครงสร้างที่หยาบ ส่วนลักษณะโครงสร้างที่หยาบของ Sn เดนไดรต์ จะเริ่มก่อตัวในช่วงการเย็นตัวด้วยยิ่งครั้งที่สอง และสุดท้ายกระบวนการแข็งตัวจะสมบูรณ์เมื่อมีการเปลี่ยนแปลงของสารยูเทกติกครั้งที่สอง จาก $L \longrightarrow Sn + Ag_3(Sn, In)$

โดยสรุปแล้ว การเติม In เข้าไปเป็นปริมาณ 3% ในโลหะบัดกรี Sn-Ag จะมีอิทธิพลมากมาย ต่อกระบวนการแข็งตัว ซึ่งส่งผลต่อลักษณะโครงสร้างจุลภาคตามไปด้วยคือ

1. In สามารถละลายได้ทั้งในโครงสร้างที่เป็น Sn เดนไดรต์, Sn ยูเทกติก และ Ag₃Sn ซึ่งมีส่วนทำให้ช่วยลดอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนแปลงเฟส

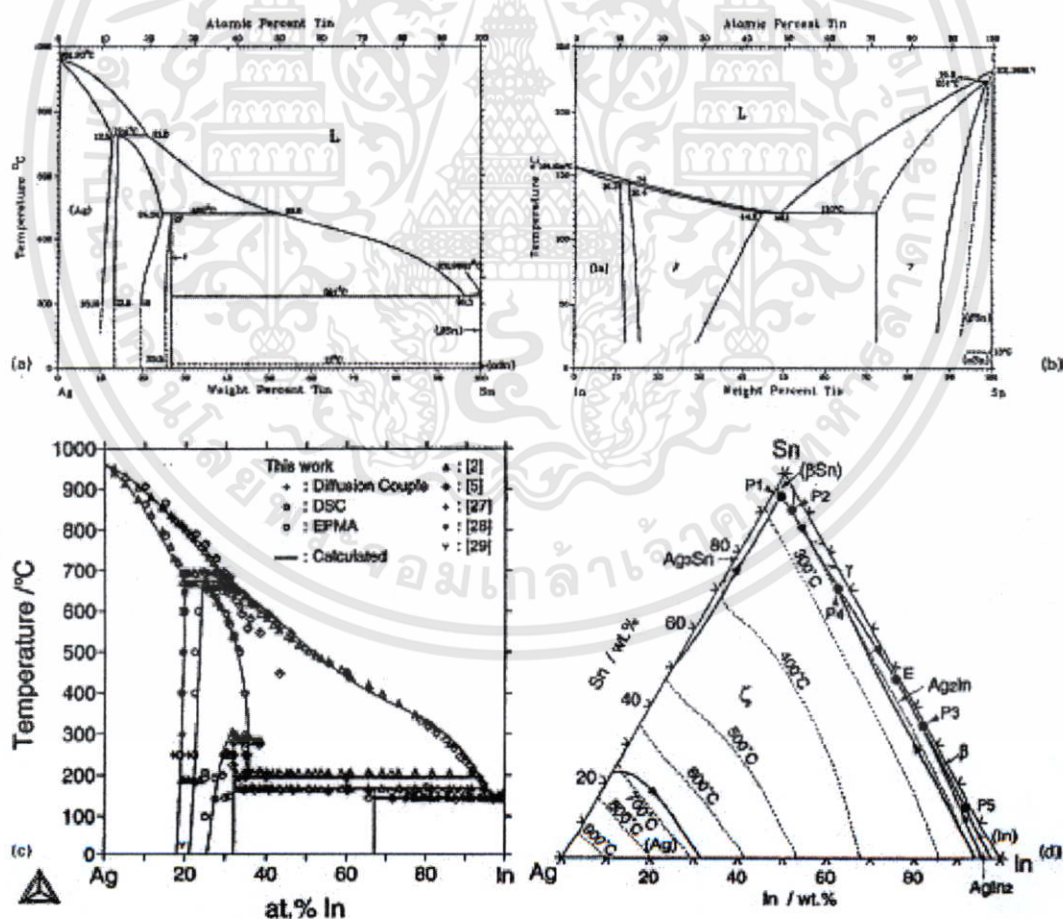
2. เนื่องจากการแยกตัวของ In ในระหว่างการแข็งตัว ดังนั้น จึงมีโครงสร้างสองชนิดซึ่งมีลักษณะรูปร่างค่อนข้างแตกต่างกัน และมี In ผสมอยู่ กระจายอยู่ในแต่ละด้าน โดยด้านหนึ่งจะมีโครงสร้างที่ละเอียดและเป็นปกติ และอีกด้านหนึ่งจะเป็นลักษณะโครงสร้างที่หยาบ เนื่องจากมี In ผสมอยู่ในปริมาณสูงกว่า โครงสร้างที่ขนาดใหญ่ของสารประกอบ Ag-Sn-In ส่วนมากจะเป็น Ag₃(Sn, In) มากกว่า AgIn₂ ตามการคำนวณจากแผนภูมิเฟส (Phase diagram)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3. การเปลี่ยนแปลงอย่างต่อเนื่องของทั้งสองโครงสร้าง จะก่อให้เกิดลักษณะ Undercooling ที่ใหญ่ และผลดังกล่าวก่อให้เกิดปรากฏการณ์ Two-stage non-equilibrium eutectic solidification[27]

และสุดท้ายเป็นผลงานวิจัยของ L. Snugovsky และคณะ ซึ่งเป็นการทดลองเพื่อศึกษา ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Ag-In ซึ่งมีส่วนประกอบของ 3%Ag และ 10%In ซึ่งตัวอย่างทดสอบได้ทำการหล่อขึ้นมาในเบ้าหลอม ซึ่งมีสามโครงสร้างของ สารประกอบเชิงโลหะและมี 2 เมทริกซ์ ที่สามารถสังเกตพบ ซึ่งจะขึ้นอยู่กับปริมาณ In ที่ผสมอยู่

จะพบว่าโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว ซึ่งอยู่ในระบบ Sn-In จะมีลักษณะที่ค่อนข้างโดดเด่น เกี่ยวกับสมบัติด้านความต้านการล้า ดังนั้นโลหะบัดกรีดังกล่าวจึงเป็นที่สนใจในการนำมาใช้งาน ยกตัวอย่างเช่น โลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu-8.0In(wt%) ซึ่งลักษณะโครงสร้างจุลภาคของ การรวมตัวกัน สามารถทำนายได้จากปฏิกิริยาที่ได้จากแผนภูมิเฟส แต่ในกรณีนี้จะทำได้ยาก เนื่องจากความซับซ้อนของส่วนผสม ดังแสดงในรูปที่ 2.51



รูปที่ 2.51 แผนภูมิเฟสสององค์ประกอบ และ สามองค์ประกอบของโลหะบัดกรี Sn-Ag-In

a) Ag-Sn system; b) In-Sn system; c) Ag-In system; d) Ternary liquidus projection.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสององค์ประกอบ (Binary phase diagram) จะแสดงผลของสารประกอบของปฏิกิริยายูเทกติก และเพอริเทกติก ซึ่งแสดงให้เห็นได้ว่า ระบบ Ag-In จะเกิดปฏิกิริยาดังกล่าวที่ 205 °C สำหรับปฏิกิริยาในแผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสามองค์ประกอบ (Ternary phase diagram) ของระบบ Ag-In-Sn ได้มีการศึกษาไว้บ้างแล้วสำหรับการศึกษาของ Liu ดังปฏิกิริยา P4 (รูปที่ 2.51d)

การศึกษาในครั้งนี้ต้องการอธิบายเกี่ยวกับการลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่เกิดการรวมตัวของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-In โดยมีการเติม 3.0%Ag และทำการเปลี่ยนแปลงค่า In ในช่วง 0-10% เพื่อทำการศึกษาคงตัวที่เปลี่ยนแปลงไป

เพื่อการศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง ดังนั้นตัวอย่างที่ทดสอบจะประกอบด้วย Sn-3.0Ag และทำการเปลี่ยนแปลงค่า In โดยทำการเตรียมที่ Freezing speed 4 mm/day เพื่อให้เกิด การแข็งตัวโดยชิ้นงานจะมีน้ำหนักประมาณ 10 g ในระหว่างที่ทำการหลอมนั้น จะมีการดูดโลหะที่หลอมแล้วออกมาโดยท่อแก้วที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางประมาณ 2 mm และปล่อยให้เย็นอย่างรวดเร็ว เป็นรูปร่างของหลอด เพื่อจำลองการเย็นตัวของโลหะบัดกรี ชิ้นงานขนาด 200 mg จะถูกตัดออกมา และทำให้แข็งตัวที่อัตราการลดลงของอุณหภูมิที่ต่าง ๆ กัน ซึ่งผลจะทำการตรวจสอบจากลักษณะโครงสร้างจุลภาค

การศึกษปฏิกิริยา Catatectic ของระบบ Ag-In ในระบบสามองค์ประกอบ จะทำการหลอม ชิ้นงาน 10 g ของ Sn-64.0Ag-22.0In ซึ่งจะทำการเตรียมโดยการหลอมภายในเตาสุญญากาศ โดย ชิ้นงานดังกล่าวจะการให้ความร้อนเป็นระยะเวลา 60 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 255 °C เพื่อก่อให้เกิด โครงสร้างของแข็งที่อุณหภูมิสูง แล้วปล่อยให้เย็นที่ 180 °C และทำการคงที่ไว้ที่อุณหภูมิดังกล่าว เป็นระยะเวลา 70 ชั่วโมง เพื่อให้เกิดปฏิกิริยา Catatectic

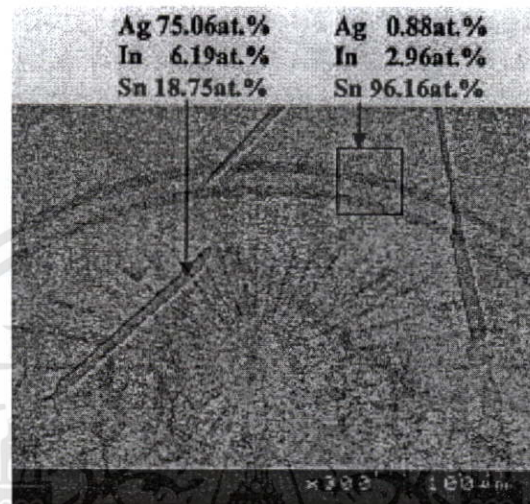
สำหรับการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคจะนำชิ้นงานไปทำการอัดใน Epoxy และทำการขัด ด้วยกระดาษทรายจากเบอร์ 120 ไปจนถึง 2400 แล้วทำการขัดเงาด้วย ฟงเพชรขนาด 6 และ 1 μm และขัดด้วยสารละลายอลูมินาอีกครั้ง ซึ่งชิ้นงานจะถูกตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงและ กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด และส่วนประกอบภายในโครงสร้างจะทำการตรวจสอบโดย EDX

นอกจากนี้ ลักษณะเส้นโค้งเย็น จะได้ในระหว่างกระบวนการแช่แข็ง (Freezing) ของ ชิ้นงานขนาด 10 g ที่มีส่วนประกอบแตกต่างกันออกไปส่วนประกอบของสารละลายที่ใช้ในการกัด ผิวหน้าซึ่งเป็นสารละลายที่ถูกพัฒนาโดย Rhines, Urquartc และ Hodge แสดงในตารางที่ 2.23

ตารางที่ 2.23 ส่วนผสมของสาร Reagent

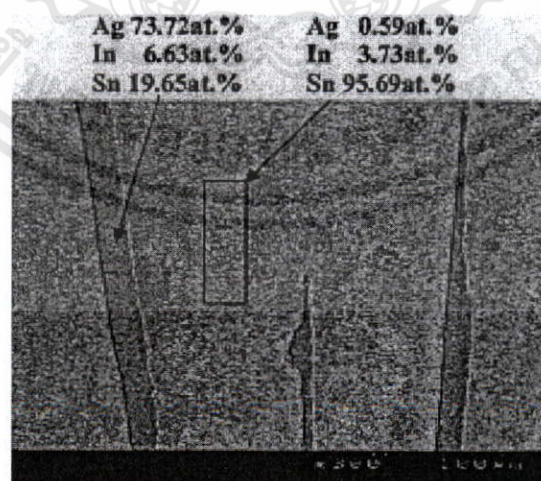
NaCl					
H ₂ O	K ₂ CrO ₇	H ₂ SO ₄	(saturated solution)	HF	HNO ₃
300 mL	6g	20 mL	12 mL	80 mL	40 mL

จากการตรวจสอบผลที่ได้จากตัวอย่าง Sn-3.0Ag-5.0In พบว่าจากตัวอย่างดังกล่าว การแข็งตัวจะเริ่มที่ส่วนประกอบ 0.37%Ag และ 2.35%In หลังจากกระบวนการแข็งตัว ในช่วงสั้น ๆ ปริมาณ Ag จะปรากฏให้เห็นได้ดังในรูปที่ 2.52 ซึ่งจะมีลักษณะโครงสร้างที่คล้ายโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu



รูปที่ 2.52 ภาพถ่าย SEM ของตัวอย่างหลังจากกระบวนการแข็งตัวที่ความเร็ว 4 mm ต่อวินาที ของโลหะบัดกรี Sn-3.3Ag-5.0In

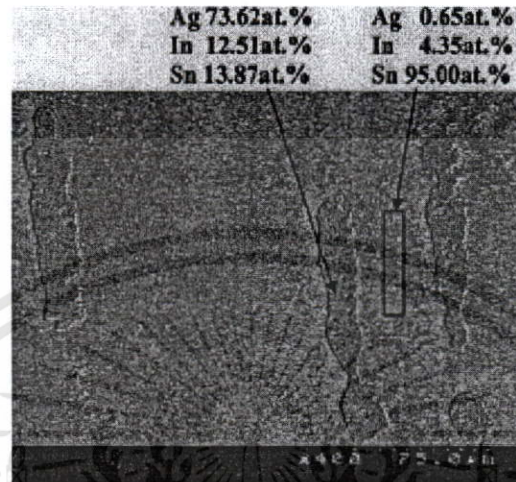
จากการตรวจสอบโดย EDX พบสารประกอบ Sn-75.06Ag-6.19In ซึ่งสามารถคาดการณ์ได้ว่าเป็นโครงสร้างของ Ag_3Sn ซึ่งมี In บางส่วนละลายอยู่ใน Sn ซึ่งในเมทริกซ์ จะมีปริมาณ In เพิ่มขึ้นเป็น 3.73 % ในรูปที่ 2.53



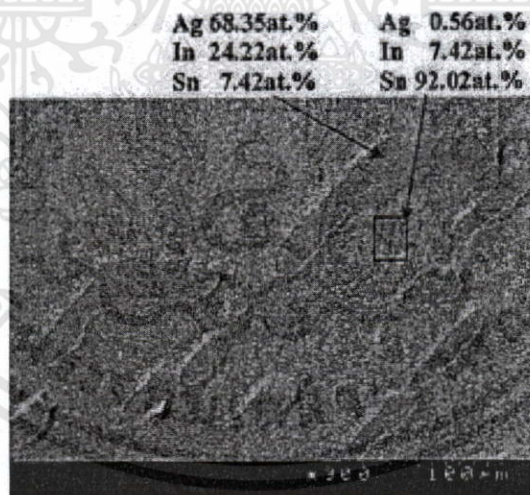
รูปที่ 2.53 ภาพถ่าย SEM เมื่อทำการเปรียบเทียบกับรูปที่ 2.52: ตัวอย่างเป็นชิ้นงานเดียวกันกับรูปที่ 2.52 แต่จะเกิด Unidirectional freezing ขึ้นภายหลังซึ่งจะสังเกตเห็นความเปลี่ยนแปลงของ เมทริกซ์ และส่วนประกอบที่ได้จากการแยกตัวในระหว่างกระบวนการแข็งตัว

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ลักษณะโครงสร้างของ Ag จะมีการเปลี่ยนแปลงเล็กน้อย อย่างไรก็ตามเมื่อปริมาณ In ในเมทริกซ์ สูงเกิน 4% โครงสร้างของ Ag จะมีการเปลี่ยนแปลงอย่างชัดเจนมากขึ้น ดังแสดงได้ในรูปที่ 2.54 โดยโครงสร้างจะมีลักษณะเป็นโพรงเกิดขึ้น



รูปที่ 2.54 ภาพถ่าย SEM เมื่อทำการเปรียบเทียบกับรูปที่ 2.53: แสดงให้เห็นการเปลี่ยนแปลงของรูปร่างและส่วนประกอบของสารประกอบเชิงโลหะเมื่อมีปริมาณ In สูงเกิน 4 at% โดยโพรงที่ปรากฏขึ้นเป็นผลมาจากการเปลี่ยนแปลงส่วนผสม

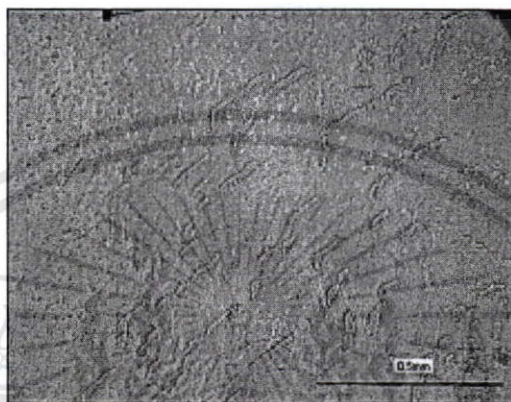


รูปที่ 2.55 ภาพถ่าย SEM เมื่อทำการเปรียบเทียบกับรูปที่ 2.54: ตัวอย่างเดียวกันกับชิ้นงานที่ 2.52–2.54 แต่เป็นช่วงท้ายของการเกิดการแข็งตัว, แสดงให้เห็นการเปลี่ยนแปลงที่เกิดขึ้นเมื่อมีส่วนประกอบของ In มากกว่า 6 at%

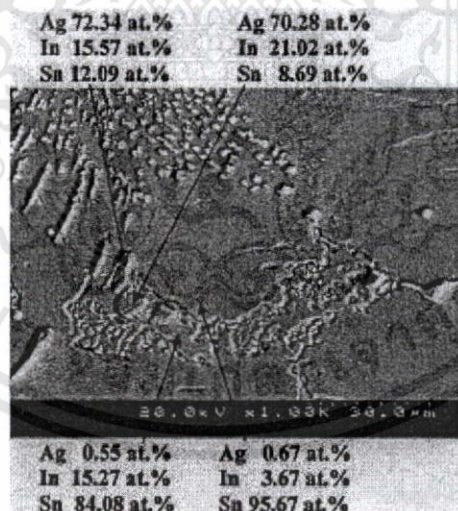
การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างดังกล่าวนี้คาดการณ์ได้ว่าเกิดจากการลดลงของปริมาณ Ag ที่ผสมในส่วนประกอบ โดยมีปริมาณของ In ที่ใกล้เคียงกับส่วนผสมของ Sn คือ 12 และ 14 % ซึ่ง

ส่วนประกอบของโครงสร้างดังกล่าวคือ $Ag_{2.7}(In,Sn)$ และที่จุดท้ายสุดของการแข็งตัวนั้น ปริมาณ In ที่ผสมอยู่ใน เมทริกซ์ จะเพิ่มเป็น 7.42 % และเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างดังรูปที่ 2.55

จากการตรวจสอบโดย EDX สามารถบอกได้ว่าส่วนประกอบดังกล่าวคือ Sn-68.35Ag-24.22In นอกจากนี้ ในบริเวณนี้จะสังเกตพบการเปลี่ยนแปลงของเมทริกซ์ ไปเป็นเฟสต่าง ๆ ซึ่งแสดงให้เห็นได้ดังรูปที่ 2.56



รูปที่ 2.56 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบแสง แสดงให้เห็นการเปลี่ยนแปลงของเมทริกซ์: การเปลี่ยนแปลงจากเมทริกซ์ β -Sn (สีดำ, ด้านขวา) ไปเป็นเมทริกซ์ γ (In,Sn) (สี สว่าง, ด้านซ้าย) เมื่อมีการเพิ่มปริมาณ In มากขึ้น

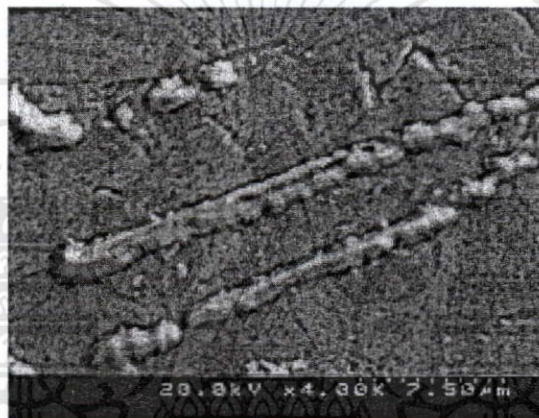


รูปที่ 2.57 ภาพถ่าย SEM ของตัวอย่าง 10 g ของ Sn-3.3Ag-5.0In (wt %), บริเวณที่สว่างกว่าคือ บริเวณที่เป็น β -Sn (พื้นผิวที่เรียบ) และ γ (In-Sn) (พื้นผิวขรุขระ) จะพบส่วนประกอบที่แตกต่างกัน รวมทั้งมีเฟสของสารประกอบเชิงโลหะที่แตกต่างกันในแต่ละเมทริกซ์

ดังนั้น ปริมาณ In ที่เพิ่มมากขึ้นจะเกิดลักษณะเมทริกซ์ ที่แตกต่างกัน 2 เมทริกซ์ และเกิดสารประกอบที่แตกต่างกัน 3 ชนิด ซึ่งการควบคุมการแบ่งตัวในระหว่างกระบวนการเย็นตัวนั้นจะ

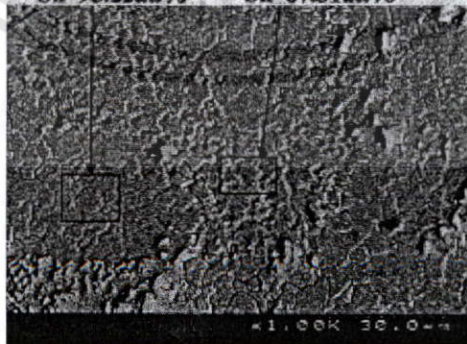
สามารถแสดงให้เห็นได้ว่าเกิดโครงสร้างโคจีนข้างในระหว่างการเย็นตัวนั้น ดังตัวอย่างในรูปที่ 2.57 ได้แสดงให้เห็นภาพของตัวอย่าง 10 g ของส่วนประกอบ Sn-3.3Ag-5.0In

ซึ่งชิ้นงานดังกล่าวจะถูกกัดกรดเล็กน้อย จะพบโครงสร้างเมทริกซ์ 2 โครงสร้าง ซึ่งโครงสร้างแรกมีลักษณะเหมือนโคโนกรดกัดเพียงเล็กน้อย แต่อีกหนึ่งเมทริกซ์ จะมีลักษณะพื้นผิวที่ค่อนข้างหยาบ ซึ่งจากการตรวจสอบโดย EDX แสดงให้เห็นว่าโครงสร้างที่หยาบนั้นจะมีส่วนผสม 15.27%In ในขณะที่พื้นผิวที่ค่อนข้างเรียบนั้นจะมี 3.67%In นอกจากนี้ส่วนประกอบในบริเวณพื้นผิวที่หยาบนั้นจะมีปริมาณ In ที่สูง ดังนั้นในระหว่างการเย็นตัวจะเกิดการแยกชั้นและลักษณะโครงสร้างของเมทริกซ์ที่ผสมกันและมีสารประกอบหลายชนิด นอกจากนี้สารประกอบเชิงโลหะบริเวณเมทริกซ์ที่เรียบจะเกิดปฏิกิริยาบางชนิดทำให้โครงสร้างเป็นโพรงดังรูปที่ 2.58



รูปที่ 2.58 ภาพถ่าย SEM ของสารประกอบ $Ag_{2.7}(In,Sn)$ ในตัวอย่างเดียวกับรูปที่ 2.57, บริเวณเมทริกซ์ จะประกอบด้วย In ในช่วง 4-6 at%: รูที่เกิดขึ้นเป็นไปได้อย่างไรเกิดจากปฏิกิริยา Catatectic

Cu 0.61at.%	Cu 0.57at.%
Ag 0.45at.%	Ag 1.05at.%
In 3.72at.%	In 11.08at.%
Sn 95.22at.%	Sn 87.31at.%

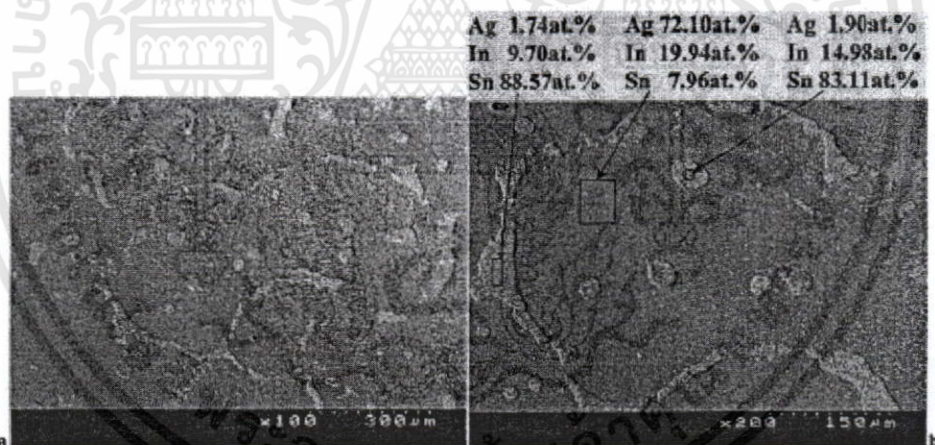


รูปที่ 2.59 ภาพถ่าย SEM ของตัวอย่าง Sn-3.0Ag-0.5Cu-8.0In (wt %) ปริมาณ 200 mg มีอัตราการเย็นตัวที่ $1^{\circ}C/s$: บริเวณเมทริกซ์ β -Sn จะเป็นบริเวณที่เรียบ และเมทริกซ์ γ -Sn จะเป็นบริเวณที่หยาบ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากการตรวจสอบตัวอย่างจำนวน 200 g สามารถอธิบายได้เช่นเดียวกับตัวอย่าง 10 g ยกตัวอย่างเช่น ในรูปที่ 2.59 ได้แสดงให้เห็นว่าโครงสร้างของตัวอย่างจำนวน 200 mg มีส่วนประกอบของ Sn-3.0Ag-0.5Cu-8.0In (wt%) มีอัตราการเย็นตัวที่ 1.0 °C/s ซึ่งบริเวณขอบเขตจะประกอบด้วยโครงสร้างเมทริกซ์ β -Sn (พื้นผิวเรียบ) และเมทริกซ์ γ -Sn (ผิวหยาบ) ซึ่งสามารถยืนยันผลได้จากการทดสอบ EDX ซึ่งในชิ้นงานทดสอบที่มีขนาดใหญ่ขึ้น จะได้ส่วนประกอบที่สอดคล้องกัน

เพื่อเป็นการพิสูจน์ปฏิกิริยาดังกล่าวจึงได้ทำการทดสอบการตัวอย่าง 10 g ที่มีส่วนผสม 3%Ag และมี In หลาย ๆ ช่วงเส้นโค้งเย็น ของชิ้นงานที่มีส่วนผสม 1.5%In แสดงให้เห็นว่า ความร้อนจะมีการชะลออยู่ที่ 216 °C ในระหว่างการเย็นตัว ลักษณะโครงสร้างสารประกอบที่ได้เป็น Ag_3Sn -Sn โดยมี In บางส่วนละลายอยู่ใน Sn ซึ่งแสดงให้เห็นว่า ปฏิกิริยาดังกล่าวสามารถเกิดขึ้นได้ที่ปริมาณ In ต่ำ ๆ สำหรับชิ้นงานเดียวกันที่มี In 5% จะมีการชะลออุณหภูมิที่ 210 °C ซึ่งตัวอย่างดังกล่าวแสดงให้เห็นโครงสร้างที่เป็นรู ซึ่งชี้ให้เห็นว่าเป็นการเกิดปฏิกิริยาที่ต่างจาก Ag_3Sn -Sn และในตัวอย่างที่มีส่วนผสม 10 %In ซึ่งปล่อยให้มีการเย็นตัวในช่วง 205 ถึง 196 °C จะให้โครงสร้างจุลภาคที่เป็น $Ag_2(In,Sn)$ -Sn



รูปที่ 2.60 ภาพถ่ายภาพเปลี่ยนแปลงที่เกิดจากปฏิกิริยา Catatectic ในโลหะบัดกรี Sn-Ag-In Ternary alloy a) โครงสร้างเดนไดรต์
b) แสดงรายละเอียดของส่วนประกอบที่ได้ Catatectic liquid

ในรูปที่ 2.60 แสดงให้เห็นตัวอย่างที่เกิด Catatectic สำหรับสารประกอบสามชนิด ซึ่งจะเห็นโครงสร้างเดิมที่เป็นเดนไดรต์ อย่างไรก็ตามในบริเวณกึ่งของเดนไดรต์พบว่ามีส่วนผสมของธาตุอื่นซึ่งก่อให้เกิด ปฏิกิริยา Catatectic

จากการศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของสารประกอบ ในแผนภูมิเฟสสององค์ประกอบ (Binary phase diagram) และแผนภูมิเฟสสามองค์ประกอบ (Ternary phase diagram) พบ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ปฏิกิริยาเกิดขึ้นมากมายเป็นต้นว่า การคงอุณหภูมิ (Isothermal) จะคงตัวอยู่ที่ 216 °C ในโลหะผสมที่มีส่วนผสม 3.5%Ag และ 1.5%In และที่อุณหภูมิสูง ๆ จะเกิดการเปลี่ยนแปลงเฟสของสารประกอบที่เป็น Ag_3Sn-Sn

และที่ปริมาณ In สูง ๆ เช่น 3.3%Ag-5.0%In อุณหภูมิจะคงตัวอยู่ที่ 210 °C สารประกอบที่เกิดขึ้นจะแตกต่างจากเดิมเป็น Ag_3Sn และในกรณีที่มีปริมาณ Ag ต่ำ ๆ เท่า ๆ กับ In และ Sn ในกรณีนี้จะเกิดรูในโครงสร้างซึ่งการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างดังกล่าวเป็นปฏิกิริยาของ Catatectic ซึ่งโพรงดังกล่าวเป็นการแสดงตำแหน่งของสถานะของเหลวที่เกิดการฟอร์มตัวขึ้นมา ซึ่งปฏิกิริยาดังกล่าวไม่ใช่ปฏิกิริยาเพอริเทคติก (Peritectic reaction) P3 ดังรูป 2.51d

ปฏิกิริยาเพอริเทคติกของสารประกอบสองชนิด ที่อุณหภูมิสูง ๆ สามารถสร้างสารประกอบ 4 เฟสของปฏิกิริยาเพอริเทคติกได้ จากปฏิกิริยา P4 ซึ่งเป็นปฏิกิริยาของสารประกอบสองชนิดที่อุณหภูมิสูง ซึ่งปฏิกิริยาเพอริเทคติก จะเป็น $L \rightarrow \zeta + \gamma$ และปฏิกิริยา catatectic จะเป็น $\zeta \rightarrow Ag_2In + L$ ซึ่งเกิดโครงสร้างขึ้น 4 เฟสด้วยกันคือ L, ζ , γ , Ag_2In ในกรณีนี้ จะเห็นว่าโครงสร้าง ζ จะถูกกำจัดออกไปในระหว่างการเปลี่ยนแปลง โดยปฏิกิริยาของของเหลวจาก γ และ Ag_2In ดังนั้นในปฏิกิริยา P4 ก็จะกลายเป็น $L + \zeta \rightarrow \gamma + Ag_2In$ หรืออาจกล่าวได้ว่า ปฏิกิริยาใน P4 นั้นใกล้เคียงกับปฏิกิริยา P2 มาก ทำยู่สุดการเปลี่ยนแปลงของของแข็งในช่วงอุณหภูมิ 205 – 196 °C จะสามารถตรวจสอบได้จากตัวอย่างที่มี 3.0%Ag และ 10%In ซึ่งก่อให้เกิดโครงสร้าง $Ag_2In - \gamma$ ซึ่งสอดคล้องกับการศึกษาของ Liu

จากการศึกษาการเปลี่ยนแปลงที่เกิดขึ้นในแผนภูมิเฟสสององค์ประกอบ และแผนภูมิเฟสสามองค์ประกอบ สามารถบอกได้ว่า $Ag_3Sn - \beta-Sn$ จะเกิดขึ้นที่ปริมาณ In ต่ำ ๆ อย่งไรก็ตามในระบบของ In-Sn ที่มี In อยู่มากกว่า 4.2 % แล้ว γ เฟสจะก่อตัวขึ้นจากสถานะของเหลว สำหรับในแผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสามองค์ประกอบ จะเห็นได้ว่า ที่ปริมาณ Ag 3% จะเกิดการเปลี่ยนแปลงจากเมทริกซ์ $\beta-Sn$ ไปเป็นเมทริกซ์ $\gamma-Sn$ โดยจะเกิดขึ้นที่ความเข้มข้น In 8% ดังแสดงในรูปที่ 2.56 ดังนั้นสำหรับช่วง Ag 3% เมทริกซ์จะเป็น $\beta-Sn$ สำหรับ In ไม่เกิน 8% และเป็นเมทริกซ์ $\gamma-Sn$ สำหรับปริมาณ In ที่มากกว่านี้

ลักษณะโครงสร้างในรูปที่ 2.52 และ 2.56 สามารถอธิบายได้ว่า ปริมาณ In ที่น้อย ๆ จะมีพฤติกรรมเหมือน Sn-3.0Ag โดยมีเมทริกซ์ เป็น $\beta-Sn$ ซึ่งบางอะตอมจะถูกแทนที่ด้วย In แต่สารประกอบจะเปลี่ยนเป็นโครงสร้าง ζ และที่อัตราการเย็นตัวอื่น ๆ เฟสดังกล่าวจะเปลี่ยนแปลงเป็นสารประกอบระหว่าง $Ag_{2.7}(Sn,In)$ โดยปฏิกิริยา Catatectic (รูปที่ 2.54) เมื่อมีการเพิ่มปริมาณ In ให้มากขึ้น ผลที่ตามมาคือ ทำให้อุณหภูมิลiquidลดลง และโครงสร้าง Ag_2In จะแปลงสภาพเป็นของเหลว (รูปที่ 2.55) และที่ปริมาณ In เท่ากันนั้น โครงสร้างพื้นฐานจะเปลี่ยนแปลงจาก $\beta-Sn$ ไปเป็น $\gamma-Sn$ (รูปที่ 2.56) ผลที่ได้คือที่ปริมาณ 3%Ag และ 8%In ลักษณะโครงสร้างจุลภาคจะประกอบด้วย 2 เมทริกซ์ และ 2 สารประกอบ ดังนั้นจากการศึกษาทั้งหมดสามารถสรุปได้ว่า

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

1. โครงสร้างสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดในโลหะบัดกรีที่มี Sn เป็นโลหะพื้นฐานนั้นจะมีหลายชนิดโดยมี 3.0-3.5 % Ag และ In ที่ส่วนผสมต่าง ๆ
2. สำหรับ In ที่ผสมอยู่น้อย 0-4% จะได้สารประกอบที่เป็น Ag_3Sn
3. ถ้ามี In ผสมอยู่ที่ 4-6% จะได้สารประกอบที่เป็น $Ag_{2.7}(In,Sn)$
4. และถ้ามี In ผสมอยู่ในปริมาณที่สูงมากกว่า 6% แล้วโครงสร้างที่ได้จะเป็น Ag_2In
5. ในกรณีที่มี In ผสมอยู่น้อยกว่า 8% โครงสร้างเมทริกซ์ จะเป็น $\beta-Sn$ และถ้ามี In ผสมอยู่มากกว่านั้น โครงสร้างเมทริกซ์ จะเป็น $\gamma-Sn$ [28]



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 3

ทฤษฎีพื้นฐาน

3.1 การบัดกรี (Soldering)

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

การบัดกรีโดยทั่วไปแบ่งเป็นชนิดใหญ่ๆ ได้ 2 ชนิด ได้แก่

1. การบัดกรีแข็ง (Brazing) เป็นการบัดกรีที่ต้องใช้ความร้อนหลอมตัวประสานหรือ โลหะบัดกรี ซึ่งมีจุดหลอมละลายเกินกว่า 800 °F แต่ต่ำกว่าจุดหลอมละลายของ โลหะชิ้นงาน ปกติตัวประสานจะเป็นพวกโลหะที่ไม่ใช่เหล็ก (Non-ferrous metal) และให้ความร้อนแก่ชิ้นงานจนร้อนแดง (แต่ไม่ละลาย) การบัดกรีชนิดนี้ รวมทั้งการบัดกรีเงิน (Silver soldering) และการแล่นประสาน (Brazing) ด้วยซึ่งมีรอยต่อที่แข็งแรงเกือบเท่ากับรอยเชื่อม

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

การบัดกรีที่ดีนั้นจะทำให้ได้รอยต่อที่มีคุณภาพนั้น ขึ้นอยู่กับองค์ประกอบ 3 ประการด้วยกันคือ

1. ธรรมชาติของผิวโลหะ (Base metal) ซึ่งครอบคลุมถึงชนิดของโลหะและสภาพผิวของผิวหน้าด้วย
2. ชนิดของโลหะบัดกรีที่ใช้ (Soldering metal)
3. สารฟลักซ์ (Soldering flux)

ตัวประกอบทั้ง 3 นี้จะแปรเปลี่ยนไปด้วยอุณหภูมิที่ใช้ในการบัดกรี จึงอาจกล่าวได้ว่าตัวประกอบทั้ง 3 นี้สัมพันธ์กันอยู่ด้วยความร้อนที่ใช้ในการบัดกรี

3.1.1 โลหะพื้น (Base metal)

โลหะที่ถูกบัดกรี หรือโลหะพื้น ส่วนใหญ่จะเป็นเหล็ก และทองแดง ส่วนอลูมิเนียมก็สำคัญเพราะมีน้ำหนักเบาแต่จะบัดกรียากกว่าเหล็ก ทองแดง และโลหะผสมของเหล็กกับทองแดง จากตารางที่ 3.1 จะแสดงถึงชนิดของโลหะต่อความยากง่ายในการบัดกรี แต่จะต้องคำนึงถึงฟลักซ์ที่เหมาะสม ด้วยว่าเป็นชนิดของไวหรือไม่ว่าจะมีผลต่อการบัดกรี

โลหะที่เป็นดีบุก แคดเมียม ทองแดงจะง่ายต่อการเปียกของโลหะบัดกรี โดยไม่ต้องทำความสะอาดก่อนและใช้ฟลักซ์ที่ไม่ไวไฟได้ ถ้าเป็นเงินจะเกิดฟิล์มของอัลไพต์บนผิว ซึ่งจะเป็นตัวลดประสิทธิภาพการบัดกรีทันที ตะกั่วจะเกิดออกไซด์ที่ผิวเมื่ออยู่ในสภาพขึ้น และอาจต้องทำความสะอาดก่อนบัดกรี ทองแดง ทองเหลือง บรอนซ์ และเหล็กจะเกิดออกไซด์บางบริเวณ ซึ่งต้องทำความสะอาดหรือล้างด้วยกรดอ่อน ความจำเป็นในการทำทำความสะอาดจะขึ้นกับขอบเขตของผิวโลหะที่เกิดออกซิเดชัน และความไวของฟลักซ์

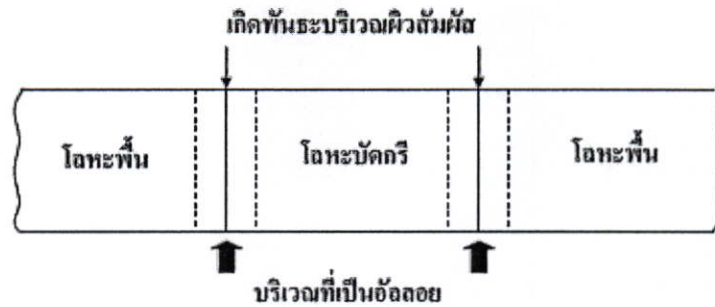
ตารางที่ 3.1 ชนิดของโลหะต่อความยากง่ายในการบัดกรี

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

3.1.2 โลหะบัดกรี (Soldering metal)

จุดบัดกรีจะเกิดขึ้นจากการใช้โลหะบัดกรีเป็นตัวกลางในการอุดให้แน่น และเชื่อมยึดระหว่างโลหะที่ต้องการเชื่อมให้ติดกัน การบัดกรีจะก่อให้เกิดการเชื่อมโยงกันทางด้านกลศาสตร์ของโลหะบัดกรีกับความหยابบนผิวหน้าที่ไม่สม่ำเสมอของโลหะพื้นผิว คุณสมบัติของการบัดกรีที่เหมาะสม ซึ่งจะทำให้โลหะบัดกรีหลอมเป็นของเหลวไม่เกิน 427 °C สำหรับโลหะบัดกรีชนิดแข็ง (Hard solder) จะไม่เกิน 315 °C และควรต่ำกว่าจุดหลอมตัวของโลหะที่จะบัดกรี พันธะระหว่างโลหะบัดกรีกับโลหะที่จะบัดกรีจะมีมากกว่าแรงเกาะติดทางกลซึ่งก็คือ พันธะโลหะ ทั้งสองแรงจะส่งผลให้เกิดความแข็งแรงของการเกาะติด ดังรูปที่ 3.1

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.1 การเกิดการเชื่อมของโลหะบัดกรี

ตะกั่วบัดกรีเป็นโลหะผสมระหว่างดีบุกและตะกั่วในอัตราส่วนต่าง ๆ อาจมีโลหะอื่นผสม เช่น แอนติโมนี เงิน แคดเมียม อินเดียม และบิสมัท ซึ่งช่วยควบคุมสมบัติทางฟิสิกส์และทางกลของตะกั่วบัดกรี เช่น ช่วงของอุณหภูมิการหลอมเหลว ความแข็ง และความต้านทานการกัดกร่อน ซึ่งจะถูกรออกแบบให้เหมาะกับการใช้งาน โดยดีบุกจะเริ่มหลอมเหลวที่อุณหภูมิ 327 °C และอ่อนตัวหลอมเหลวลงมาจนถึงอุณหภูมิ 283 °C ส่วนตะกั่วจะเริ่มหลอมเหลวที่อุณหภูมิ 232 °C และอ่อนตัวหลอมเหลวลงมาจนถึงอุณหภูมิ 183 °C หากใช้ดีบุก หรือตะกั่วเพียงอย่างเดียวหนึ่งในการบัดกรีจะไม่เหมาะสมเนื่องจากจุดหลอมเหลวสูงเกินไปและในขณะที่โลหะบัดกรีอยู่ในสถานะอ่อนตัวหลอมเหลว หากมีการเคลื่อนไหวที่รอยต่อ จะทำให้ได้รอยต่อที่ไม่ดีและราคาของดีบุกก็แพงกว่าตะกั่วถึง 20 เท่าเมื่อนำเอาดีบุกและตะกั่วมาผสมกันในอัตราส่วนที่เหมาะสมจะทำให้ได้ตะกั่วบัดกรีที่มีจุดหลอมเหลว และอุณหภูมิช่วงอ่อนตัวลดต่ำลง อัตราส่วนระหว่างดีบุก 63% และตะกั่ว 37% ทำให้ส่วนผสมนี้ไม่มีบริเวณที่เป็นสถานะอ่อนตัวหลอมเหลว โดยมันจะเปลี่ยนสถานะจากของ แข็งไปเป็นของเหลวที่อุณหภูมิแน่นอน คือที่ 183 °C

3.1.3 สารฟลักซ์ (Soldering flux)

คำว่าฟลักซ์ มาจากภาษาละตินมีความหมายว่า Flow ในโลหะบัดกรีสารฟลักซ์มีหน้าที่อื่นๆ นอกเหนือจากการช่วยให้โลหะบัดกรีไหล เป็นที่เชื่อกันว่าสารฟลักซ์จะไม่เกิดพันธะ แต่เหมือนจะเป็นตัวเร่งปฏิกิริยาเคมี การบัดกรีโดยไม่มีฟลักซ์ซึ่งใช้ประโยชน์ในอุตสาหกรรมก็อาจทำได้ แต่ถ้ามีฟลักซ์ จะทำให้การบัดกรีสะดวกขึ้น โดยสารฟลักซ์ทำหน้าที่หลัก ๆ ดังนี้คือ เป็นตัวทำให้ผิวหน้าโลหะพื้นไม่ให้มีสิ่งสกปรกพวกออกไซด์และทำให้ชิ้นงานสะอาด และทำให้โลหะบัดกรีแผ่ขยายไปเป็นผลให้เกาะติดได้ง่าย

สารฟลักซ์ แบ่งออกเป็นประเภทใหญ่ๆ ได้ 2 ประเภท คือ

1. สารฟลักซ์ประเภทที่มีการกัดกร่อน (Corrosive fluxes) เช่น สังกะสีคลอไรด์

(Zinc chloride) กรดเกลือ (Muriatic acid)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2. สารฟลักซ์ประเภทที่ไม่มีการกัดกร่อน (Noncorrosive fluxes) ยกตัวอย่างเช่น ไขสัตว์ ยางสน กรดเกลือ หรือ Muriatic acid หรือ Raw acid เป็นกรดที่เข้มข้นและมีอันตรายมาก มีสีเหลือง ใช้เป็นสารฟลักซ์เมื่อเวลาจะบัดกรีเหล็กอบสังกะสี จะเค็ดและมีควัน แผ่นเหล็กอบสังกะสีจะมีรอยดำ Muriatic acid ใช้ในการผลิต Zinc chloride สำหรับทำความสะอาดโลหะก่อนบัดกรี โดยเฉพาะเหล็กอบสังกะสี (Galvanized steel) ในงานโลหะแผ่นต่างๆไป Muriatic acid จะถูกเรียกว่า Raw acid

สังกะสีคลอไรด์ (Zinc chloride) หรือบางครั้งเรียกว่า Cut acid, Cured acid หรือ Killed acid ใช้เป็นสารฟลักซ์ในการบัดกรี เหล็กอบสังกะสี (Galvanized steel) สังกะสี ทองเหลือง ทองแดง และตะกั่ว เป็นสารฟลักซ์ที่ไม่มีสี ไม่มีกลิ่น กัดกร่อนโลหะและอันตรายมากเท่าๆกรดเกลือ ฉะนั้นในการทำสารฟลักซ์ชนิดนี้จะต้องทำความระมัดระวัง

การทำสังกะสีคลอไรด์ โดยการตัดแผ่นสังกะสีเป็นชิ้นเล็กๆใส่ลงไปในถ้วยที่บรรจุกรดเกลือ กรดเกลือจะละลายสังกะสีได้แก๊สไฮโดรเจนระเหยขึ้นมา น้ำกรดที่เหลือนี้จะเป็นสังกะสี คลอไรด์ ดังสมการ $2\text{HCl} + \text{Zn} \longrightarrow \text{ZnCl}_2 + \text{H}_2$

3.2 ข้อควรพิจารณาเบื้องต้นในการเลือกใช้โลหะบัดกรีแบบไร้สารตะกั่ว

ตะกั่วบัดกรีที่เป็นส่วนผสมระหว่างดีบุกและตะกั่ว (Tin-lead โดยส่วนผสมที่นิยมใช้งานคือ Sn-37Pb) มีข้อดีหลายประการเช่น ราคาถูก, จุดบัดกรีมีความแข็งแรง และความเงางาม นำไฟฟ้าได้ดี เป็นต้น ดังนั้นการที่จะนำโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว (Lead-free) มาใช้งานแทนตะกั่วบัดกรีชนิด Sn-37Pb นั้น มีข้อควรพิจารณาเบื้องต้นดังนี้

1. ราคาของโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว (Lead-free) โดยทั่วไปจะสูงกว่าตะกั่วบัดกรี Sn-37Pb อย่างน้อย 35% ขึ้นไป เนื่องจากโลหะที่จะนำมาแทนสารตะกั่วจะเป็นโลหะที่หาได้ยากและมีอยู่อย่างจำกัด เช่นบิสมัท (Bismuth) อินเดียม (Indium) หรือเงิน (Silver) เป็นต้น จะส่งผลให้ต้นทุนของสินค้าสูงขึ้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งถ้าเป็นการใช้โลหะบัดกรีแบบแท่ง (Solder bar) สำหรับเครื่อง Wave soldering หรือโลหะบัดกรีแบบเส้น (Solder wire) สำหรับการบัดกรีด้วยมือ จะมีปริมาณการใช้สูงกว่าตะกั่วเหลว (Solder paste) ซึ่งโดยทั่วไปปริมาณโลหะบัดกรีแบบแท่งหรือแบบเส้นที่ใช้ จะเป็นส่วนประกอบหลักของต้นทุนการผลิต

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

3. ความสามารถในการนำไฟฟ้าต้องดีพอที่จะไม่ทำให้ประสิทธิภาพการทำงานของวงจรอิเล็กทรอนิกส์ลดลง
4. ความสามารถในการถ่ายเทความร้อนที่เกิดจากอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ต้องดีพอ
5. ต้องมีความเป็นพิษต่อร่างกายต่ำ ซึ่งนี่คือจุดประสงค์หลักของการใช้โลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว (Lead-free)
6. ต้องใช้ได้กับเครื่องหลอมตะกั่วที่มีอยู่ โดยไม่ต้องคิดแปลงมาก หรือต้องซื้อระบบใหม่ อาจยอมรับการดัดแปลงโดยเล็กน้อยเช่นเพิ่มระบบจ่ายแก๊สไนโตรเจน (N_2) ในเครื่อง Wave soldering หรือเครื่อง Reflow soldering เพื่อปรับปรุงคุณภาพของจุดบัดกรี เนื่องจากต้นทุนของการติดตั้งระบบจ่ายแก๊สไนโตรเจนโดยทั่วไปจะไม่สูงมากนัก
7. สมบัติทางกายภาพ เช่นความแข็งแรง ความทนทานของจุดบัดกรีต้องไม่ด้อยไปกว่าตะกั่วบัดกรีชนิด Sn-37Pb
8. ควรจะมีจุดหลอมเหลวคงที่ เนื่องจากในการผลิตสินค้าปริมาณมากๆ (Mass volume) จะต้องมีการควบคุมความผันแปรต่างๆ ในขบวนการผลิต เพื่อไม่ให้ปริมาณของเสียในการผลิตมีมากเกินไป เป็นที่น่าสังเกตว่า โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะตั้งแต่ 4 ชนิดขึ้นไปจะมีจุดหลอมเหลวที่มีลักษณะเป็นช่วงอุณหภูมิไม่คงที่ที่อุณหภูมิใดอุณหภูมิหนึ่ง ดังนั้นการเลือกใช้โลหะบัดกรีประเภทนี้จะทำให้ประสบปัญหาในขบวนการผลิตได้
9. ความสวยงามของจุดบัดกรี (Solder joint cosmetics) ควรจะใกล้เคียงกับตะกั่วบัดกรีชนิด Sn-37Pb
10. โลหะที่จะนำมาทดแทนสารตะกั่วจะต้องหาได้ง่าย ผู้ผลิตสามารถผลิตออกมาแข่งขันกันได้อย่างกว้างขวาง ซึ่งจะส่งผลให้ราคาตกลงในอนาคต
11. ถึงแม้กระแสด้านความต้องการโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่วกำลังมาแรง ดังที่กล่าวมาข้างต้น แต่ก็ต้องยอมรับว่าผู้ผลิต แผ่นวงจรพิมพ์ (PCB) และอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ชนิดติดตั้งบนพื้นผิว (SMD) หลายรายยังคงไม่สามารถเลิกใช้สารตะกั่วในเวลาอันสั้น ดังนั้นข้อของอุปกรณ์ SMD หรือลายวงจรบนแผ่นวงจรพิมพ์ ก็ยังคงมีสารตะกั่วเป็นส่วนประกอบที่สำคัญ ดังนั้นจึงต้องพิจารณาถึงความสามารถในการเชื่อมประสานกันระหว่างโลหะบัดกรีแบบไม่มีสารตะกั่วกับสารตะกั่วที่อยู่บนข้อของอุปกรณ์ SMD และแผ่นวงจรพิมพ์ด้วย ซึ่งถ้าไม่สามารถเชื่อมประสานกันได้ ก็อาจทำให้จุดบัดกรีนั้นไม่แข็งแรงเพียงพอต่อการนำไปใช้งาน หรือมีผลกับการใช้งานของผลิตภัณฑ์ในระยะยาว (Reliability)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.2.1 โลหะทดแทนสารตะกั่ว

โลหะบัดกรีโดยทั่วไปจะเป็นส่วนผสมระหว่างโลหะตั้งแต่สองชนิดขึ้นไป เช่น ดีบุก-ตะกั่ว (Tin-lead) เป็นต้น ถึงแม้จะมีความพยายามในการเลิกใช้สารตะกั่วโดยหาโลหะชนิดอื่นมาทดแทน แต่ก็ยังคงต้องใช้ดีบุก (Tin) เป็นโลหะหลักในส่วนผสมของโลหะบัดกรี เนื่องจากดีบุกมีราคาถูก หาได้ง่าย มีสมบัติทางกายภาพที่ดี นำไฟฟ้าและความร้อนได้ดี มีสมบัติในการเชื่อมประสาน (Wetting) ที่ดี นอกจากนี้ ดีบุกยังเป็นส่วนผสมหลักของตะกั่วบัดกรีที่หลายคนคุ้นเคย คือ Sn-37Pb

ตารางที่ 3.2 สมบัติบางประการของโลหะทดแทนตะกั่ว

โลหะ	ราคาโดยประมาณ ต่อน้ำหนัก หนึ่งปอนด์	ความหนาแน่นที่ อุณหภูมิ 25°C (ปอนด์ต่อลูกบาศก์นิ้ว)	จำนวนที่ สามารถผลิต ได้ต่อปี (ล้านปอนด์)	ความยากง่าย ในการหามา ใช้งาน
สังกะสี (Zn)	\$0.50	0.258	1560	หาง่าย
ทองแดง (Cu)	\$0.65	0.324	4900	หาง่าย
พลวง (Sb)	\$0.80	0.239	100	หาง่าย
บิสมัท (Bi)	\$3.40	0.354	9	มีจำกัด
ดีบุก (Sn)	\$3.50	0.264	180	หาง่าย
เงิน (Ag)	\$84.20	0.379	3.5	มีจำกัด
อินเดียม (In)	\$125.00	0.264	0.2	ขาดแคลน
ตะกั่ว (Pb)	\$0.45	0.41		

ตารางที่ 3.2 แสดงให้เห็นว่า โลหะที่มีการพิจารณานำมาทดแทนสารตะกั่วโดยนำมาผสมกับดีบุกมีหลายชนิดด้วยกัน เช่น เงิน (Silver; Ag) อินเดียม (Indium; In) สังกะสี (Zinc; Zn) พลวง (Antimony; Sb) ทองแดง (Copper; Cu) และบิสมัท (Bismuth; Bi) เป็นต้น สาเหตุที่โลหะดังกล่าวถูกนำมาพิจารณาก็เพราะว่า เมื่อนำโลหะเหล่านี้มาผสมกับดีบุกแล้ว จุดหลอมเหลวจะมีแนวโน้มที่ต่ำลง และมีสมบัติทางไฟฟ้า และกายภาพที่ดีพอ เป็นที่ยอมรับได้ นอกจากนี้ยังได้แสดงให้เห็นถึงสมบัติบางประการของโลหะเหล่านี้เช่นราคาต่อน้ำหนักหนึ่งปอนด์ ค่าความหนาแน่น จำนวนที่สามารถผลิตได้ต่อปี และความยากง่ายในการหามาใช้งาน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

นอกจากโลหะชนิดต่างๆดังกล่าว บรรดาผู้ผลิตหลายรายก็ได้มีการเสนอส่วนผสม (Alloy) แบบต่างๆออกมามากมายถึงกว่า 75 ชนิดในปัจจุบัน ยกตัวอย่างดังตารางที่ 3.3

ตารางที่ 3.3 ส่วนผสมชนิดต่างๆที่สามารถนำมาทดแทนโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่ว

ส่วนผสม	จุดหลอมเหลว (°C)	ราคาต่อน้ำหนักหนึ่งปอนด์	ราคาต่อปริมาตรหนึ่งลูกบาศก์นิ้ว	ความหนาแน่นที่อุณหภูมิ 25°C (ปอนด์ต่อลูกบาศก์นิ้ว)
Sn-37Pb	183	\$2.37	\$0.75	0.318
Sn-58Bi	139	\$3.44	\$1.09	0.316
Sn-20In-2.8Ag	179-189	\$30.06	\$8.02	0.267
Sn-9Zn	199	\$3.23	\$0.85	0.263
Sn-3.4Ag-4.8Bi	208-215	\$6.24	\$1.70	0.272
Sn-7.5Bi-2.0Ag-0.5Cu	186-212	\$5.09	\$1.39	0.273
Sn-2.5Ag-0.8Cu-0.5Sb	213-219	\$5.84	\$1.46	0.267
Sn-4.0Ag-0.5Cu	217-218	\$6.55	\$1.76	0.269
Sn-3.5Ag-1.5In	218	\$8.15	\$2.18	0.268
Sn-3.5Ag-3.0Bi	216-220	\$5.92	\$1.59	0.269
Sn-3.5Ag	221	\$6.32	\$2.33	0.368
Sn-0.7Cu	227	\$3.48	\$0.92	0.264
Sn-5.0Sb	232-240	\$3.37	\$0.88	0.263

หมายเหตุ:

- จะสังเกตว่าส่วนผสมของโลหะบัดกรีทุกชนิดในตารางจะมีดีบุก (Sn) เป็นส่วนประกอบหลัก
- ราคาต่อปริมาตรหนึ่งลูกบาศก์นิ้วเป็นราคาที่นิยมใช้ในการเปรียบเทียบราคาของโลหะบัดกรีแบบครีม (Solder paste)

มีข้อมูลเกี่ยวกับส่วนผสมบางชนิดในตารางที่ 3.3 ที่สามารถใช้เป็นแนวทางในการเลือก

ส่วนผสมที่เหมาะสมกับขบวนการผลิตโดยพิจารณาจากข้อดี ข้อเสียต่าง ๆ ดังนี้

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

อินเดียม (Indium) - อินเดียม เป็นโลหะที่สามารถทำให้จุดหลอมเหลวของส่วนผสม (Alloy) ลดลงได้ดี เมื่อนำมาผสมกับดีบุก มีสมบัติทางกายภาพ และความสามารถในการเชื่อมประสานที่ดี (Wetting) แต่อินเดียมเป็นโลหะที่มีจำนวนจำกัด และเริ่มขาดแคลนในปัจจุบัน จึงทำให้มีราคาสูง

สังกะสี (Zinc) - สังกะสี เป็นโลหะที่มีราคาถูก (ราคาของสังกะสีมีราคาถูกกว่าตะกั่ว) หามาใช้งานได้ง่าย แต่ข้อเสียก็คือสังกะสีทำปฏิกิริยากับออกซิเจนได้เร็ว เกิดเป็นสังกะสีออกไซด์ ซึ่งออกไซด์นี้จะไปลดความสามารถในการเชื่อมประสาน (Wetting) และทำให้เกิดขี้ตะกั่ว (Dross) ปริมาณมากในเครื่อง Wave soldering ถึงแม้ว่าอาจใช้ แก๊สไนโตรเจนมาลดปัญหาเรื่องออกไซด์ได้ แต่สังกะสีก็ยังไม่เป็นที่นิยมใช้ในปัจจุบัน ยังต้องมีการทดลองใช้งานกันอีกสักระยะ

บิสมัท (Bismuth) - บิสมัท เป็นโลหะที่สามารถทำให้จุดหลอมเหลวของโลหะผสม (Alloy) ลดลงได้ดีเหมือนอินเดียม และยังมีสมบัติทางกายภาพ, ความสามารถในการเชื่อมประสาน (Wetting) ที่ดีมาก แต่ข้อเสียก็คือ จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีที่มีบิสมัทเป็นส่วนผสมจะต่ำเกินไป โดยเฉพาะถ้าบิสมัทมีการปนเปื้อนกับตะกั่วที่อยู่บนแผ่นวงจรพิมพ์หรือหัวของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ จะเกิดเป็นส่วนผสมของ Sn/Pb/Bi ซึ่งจุดหลอมเหลวจะต่ำถึง 96 °C จึงทำให้ไม่เหมาะกับการใช้งาน อาจมีผลให้จุดบัดกรีไม่แข็งแรง เกิดมีรอยแตกร้าวได้ง่าย นอกจากนี้ราคาของบิสมัทในปัจจุบันก็ยังคงสูง

โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะ 4-5 ชนิด บรรดาผู้ผลิตต่างๆพยายามที่จะทำการทดลองหาส่วนผสมระหว่างโลหะหลายๆชนิด เพื่อให้ได้ส่วนผสมที่ดีที่สุด แต่เป็นที่น่าสังเกตว่าส่วนผสมเหล่านี้จะให้จุดหลอมเหลวที่มีค่าเป็นช่วง ซึ่งทำให้การควบคุมขบวนการผลิตทำได้ลำบาก และการผสมโลหะหลายๆชนิดเข้าด้วยกันให้มีอัตราส่วนที่คงที่แน่นอนในแต่ละครั้งก็ทำได้ยากกว่าการผสมโลหะเพียงแค่ 2-3 ชนิด การที่ส่วนผสมเปลี่ยนแปลงไปเพียงเล็กน้อยก็อาจทำให้สมบัติโดยรวมเปลี่ยนไปมาก ด้วยเหตุผลนี้ทำให้โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะ 4-5 ชนิดยังไม่เป็นที่นิยมในปัจจุบัน แต่ก็มียางบริษัทในญี่ปุ่นที่ปัจจุบันมีการใช้โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของโลหะ 5 ชนิด

นอกจากนี้ความเหมาะสมในการนำมาใช้งานยังขึ้นอยู่กับขบวนการผลิตที่ใช้ งาน เช่น ถ้ากรณีเป็นโลหะบัดกรีแบบแท่ง (Solder bar) หรือโลหะบัดกรีแบบเส้น (Solder wire) สำหรับใช้กับเครื่อง Wave soldering หรือการบัดกรีด้วยมือตามลำดับ จะมีหลักเกณฑ์ในการพิจารณา ดังนี้

1. อุณหภูมิของบ่อตะกั่ว (Solder pot) ไม่ควรเกิน 260 °C
2. ปริมาณงานเสียต่ำ
3. ราคาต่ำ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4. มีขี้ตะกั่ว (Dross) น้อย

การพิจารณาเลือกโลหะบัดกรีสำหรับการบัดกรีด้วยมือก็มีหลักเกณฑ์คล้ายๆกับ Wave soldering คือในเรื่องราคาและ จุดหลอมเหลวที่ไม่สูงเกินไปทำให้ไม่ต้องปรับอุณหภูมิของหัวแร้งให้สูงตามไปด้วย

ในกรณีของ ตะกั่วเหลว (Solder paste) ที่ใช้กับ เครื่อง Reflow soldering นั้น เรื่องของราคาไม่ใช่หลักเกณฑ์สำคัญในการพิจารณาเนื่องจากราคาของตะกั่วเหลวจะเป็นอัตราส่วนที่น้อยเมื่อเทียบกับต้นทุนการผลิตรวม ดังนั้นการพิจารณาจะเน้นในเรื่องจุดหลอมเหลวที่ต่ำเป็นสำคัญ ซึ่งในที่นี้จะมี Sn-4.0Ag-0.5Cu (จุดหลอมเหลวประมาณ 217-218 °C) และ Sn-3.5Ag (จุดหลอมเหลวเท่ากับ 221 °C) เป็นทางเลือก

เป็นเรื่องยากที่จะสรุปว่าส่วนผสมใดมีความเหมาะสมมากกว่า ถึงแม้ Sn-4.0Ag-0.5Cu จะมีจุดหลอมเหลวที่ต่ำกว่า แต่ Sn-3.5Ag ก็มีความได้เปรียบในด้านที่เป็นส่วนผสมของโลหะเพียงแค่ 2 ชนิดซึ่งสามารถควบคุมความแน่นอนของส่วนผสมได้ดีกว่า บริษัทอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ชั้นนำต่างก็มีการศึกษาส่วนผสมทั้ง 2 ชนิดพอๆกัน

ส่วนผสม Sn-3.5Ag ได้มีการนำมาใช้งานจริงแล้ว ในขณะที่ส่วนผสม Sn-4.0Ag-0.5Cu ยังอยู่ในระหว่างการทดสอบจากหลายบริษัทในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ ซึ่งผลการทดลองที่ออกมาก็เป็นที่ยอมรับเมื่อเทียบกับตะกั่วบัดกรีชนิด Sn-37Pb ทั้งในด้านสมบัติในการนำไฟฟ้า ความแข็งแรง ความสวยงามของจุดบัดกรี และความสะดวกในการใช้งาน ตารางที่ 3.4 จะแสดงผลเปรียบเทียบของสมบัติบางประการระหว่าง ส่วนผสม Sn-37Pb กับ Sn-3.5Ag ซึ่งค่าสมบัติต่างๆของ Sn-Ag และ Sn-Pb ที่นำมาเปรียบเทียบกันในตารางที่ 3.4 ถือว่ามีค่าใกล้เคียงกันมาก

ตารางที่ 3.4 สมบัติบางประการระหว่าง Sn-Ag กับ Sn-Pb

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

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.2.2 ข้อควรพิจารณาบางประการในขบวนการผลิต

ในการใช้งานจริง นอกจากต้องทำการเลือกใช้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วให้เหมาะสมกับขบวนการผลิตแล้ว ยังต้องมีการพิจารณาปรับปรุงเปลี่ยนแปลงสิ่งต่างๆ ในขบวนการผลิตอีกหลายประการ เช่นการปรับตั้งเครื่องจักรต่างๆ ให้เหมาะสมกับชนิดของโลหะบัดกรีที่เลือกใช้ โดยทั่วไปโลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่วจะมีจุดหลอมเหลวที่สูงกว่าโลหะบัดกรีแบบดีบุก-ตะกั่ว ซึ่งอาจทำให้เกิดความเสียหายแก่อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่อยู่บนแผงวงจรได้ ดังนั้นจึงควรเพิ่มความระมัดระวังในเรื่องนี้เป็นพิเศษ

การพัฒนาและอบรมพนักงานถึงวิธีการบัดกรีด้วยมือและวิธีการซ่อมของเสีย (Rework) ก็เป็นสิ่งสำคัญ การบัดกรีตะกั่วชนิดไม่มีสารตะกั่วด้วยมือ โดยทั่วไปจะต้องใช้อุณหภูมิของหัวแร้งที่สูงขึ้น ระยะเวลาของการจี้หัวแร้งนานขึ้น เพื่อให้ตะกั่วมีเวลานานพอที่จะไหลไปเชื่อมกับขั้วของอุปกรณ์ ดังนั้นควรจัดให้มีการฝึกอบรมให้แก่พนักงานที่เกี่ยวข้องถึงวิธีการบัดกรีที่ถูกต้อง บางโรงงานอาจมีการใช้โลหะบัดกรีหลายชนิดทั้งแบบมีและไม่มีสารตะกั่วเป็นส่วนประกอบ ก็จำเป็นที่จะต้องมีการมีระบบแจ้งให้พนักงานที่ทำการซ่อมของเสียได้ทราบชนิดของโลหะบัดกรีที่จะนำใช้ให้ถูกประเภท (Tracking system) มาตรฐานและเงื่อนไขในการตรวจสอบคุณภาพ ก็ควรจะมีการทบทวนกันใหม่ ต้องมีการพัฒนาความรู้ความเข้าใจในมาตรฐานคุณภาพใหม่ให้แก่พนักงานทุกฝ่ายที่เกี่ยวข้องรวมทั้ง ผู้บริหาร และลูกค้า

การเปลี่ยนมาใช้โลหะบัดกรีชนิดไม่มีสารตะกั่วในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ จำเป็นที่จะต้องมีการวางแผนและทบทวนสิ่งต่างๆทั้งในส่วนของ ต้นทุน ขบวนการผลิตและระบบควบคุมคุณภาพอย่างรอบคอบ โดยวิศวกรผู้รับผิดชอบ เพื่อให้การเปลี่ยนแปลงดังกล่าวมีความราบรื่นมากที่สุดเท่าที่จะเป็นไปได้และควรเริ่มต้นจากผลิตภัณฑ์ที่ไม่สลบซับซ้อนและมีวงจรชีวิตสั้นเป็นอันดับแรก [3]

3.3 แผนภูมิเฟส (Phase diagram) ของโลหะผสม

3.3.1 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - เงิน (Sn-Ag)

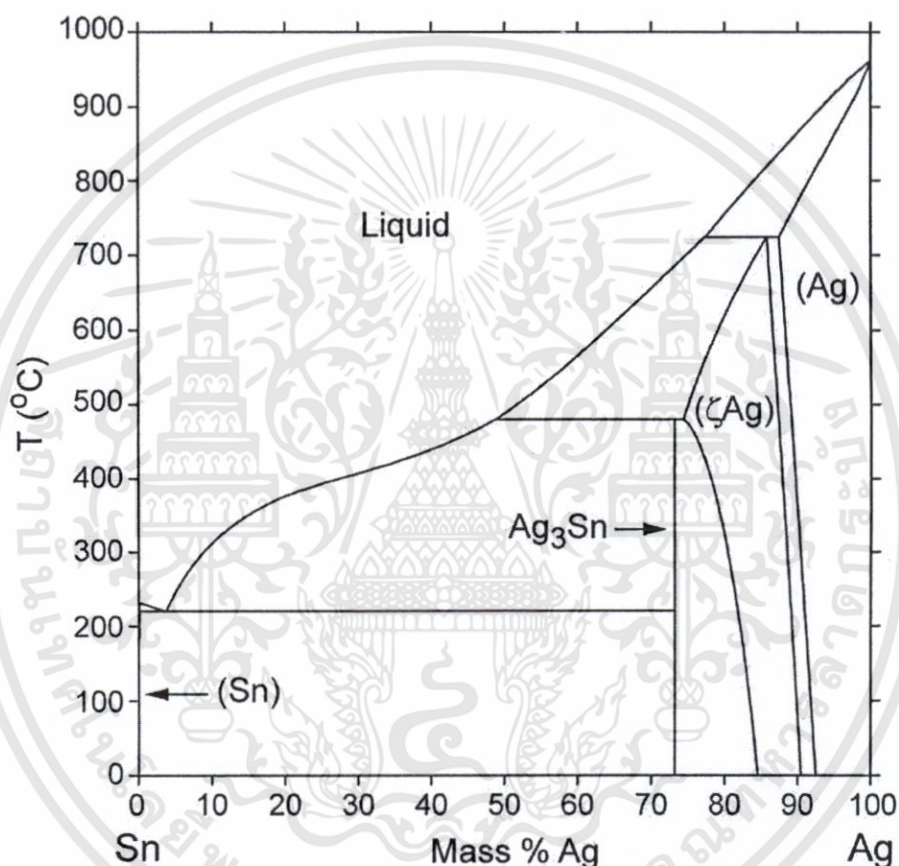
ปฏิกิริยายูเทกติกของโลหะผสมดีบุก - เงิน จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิประมาณ 220.3 °C ซึ่งอุณหภูมินี้ถูกเรียกว่า อุณหภูมิยูเทกติก (Eutectic temperature) ดังแสดงในรูปที่ 3.2 ซึ่งอุณหภูมิยูเทกติกเป็นอุณหภูมิที่ต่ำที่สุดที่เฟสของเหลวจะยังคงอยู่ในระบบ และสภาวะที่จุดยูเทกติกนี้เฟสของเหลวจะเปลี่ยนเป็นเฟสของแข็ง 2 เฟส ซึ่งในปฏิกิริยายูเทกติกของโลหะผสมดีบุก - เงินนี้จะเกิดเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn และเป็นเฟสของ Sn ซึ่งสมการของปฏิกิริยามีดังนี้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โดยในปฏิกิริยาอุทกคติของโลหะผสมดีบุก – เงิน แต่ละเฟสจะมีส่วนผสมดังนี้

เฟส	Mass%Ag	Mass%Sn
Liquid	3.73	96.72
Ag ₃ Sn	73.17	28.83
Sn	0.07	99.93



รูปที่ 3.2 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก – เงิน [29]

3.3.2 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก – ทองแดง (Sn-Cu)

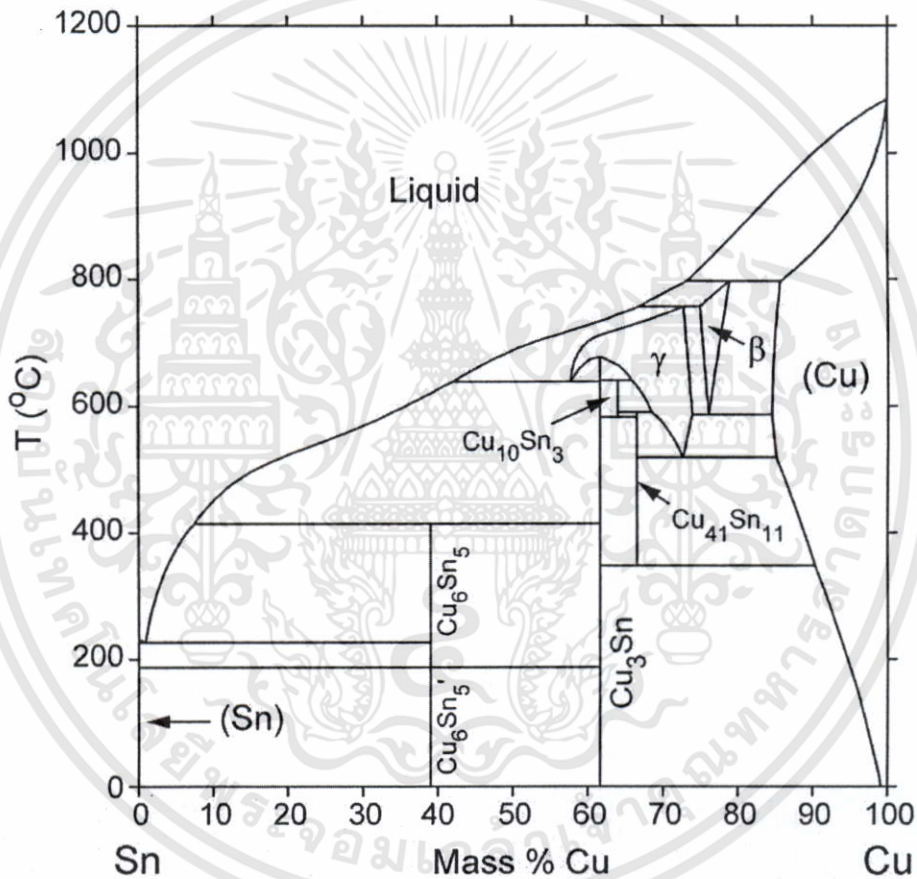
ปฏิกิริยาที่สำคัญประการหนึ่งของโลหะผสมดีบุก – ทองแดง ก็คือปฏิกิริยาที่อุณหภูมิ 226.8 °C ซึ่งเป็นปฏิกิริยาอุทกคติ ดังแสดงในรูปที่ 3.3 โดยที่จุดอุทกคติของเหลวจะเปลี่ยนไปเป็นเฟสของแข็ง 2 เฟส ได้แก่ สารประกอบเชิงโลหะ Cu₆Sn₅ กับเฟสของ Sn โดยสมการของปฏิกิริยาอุทกคติมีดังนี้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โดยในปฏิกิริยาขุเทกติกของโลหะผสมดีบุก - ทองแดง แต่ละเฟสจะมีส่วนผสมดังนี้คือ

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



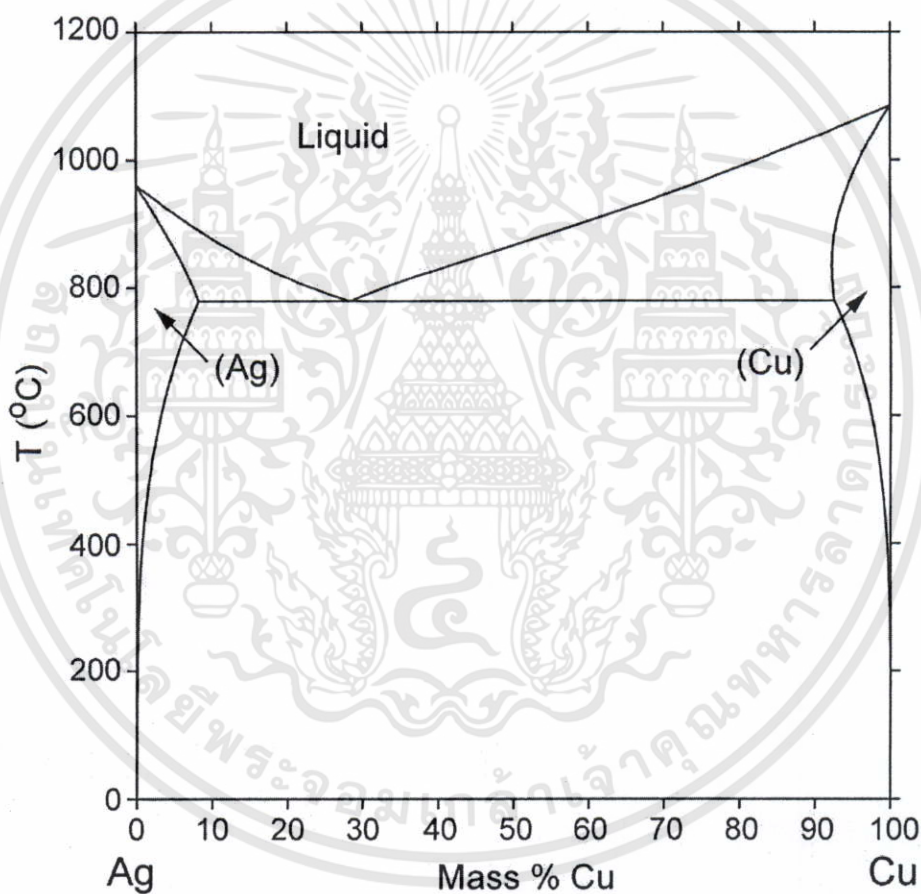
รูปที่ 3.3 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก- ทองแดง [29]

3.3.3 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมเงิน – ทองแดง (Ag – Cu)

โลหะผสมทั้งสองนี้จะไม่สามารถเกิดการละลายในสภาวะของแข็งสมบูรณ์ แม้ว่าโลหะทั้งสองจะมีระบบโครงสร้างผลึกเป็นแบบเดียวกัน (FCC) โดยที่โครงสร้างผลึกของเงินสามารถรองรับอะตอมของทองแดงได้ในปริมาณที่น้อย อีกนัยหนึ่งก็คือ มีอะตอมเงินปริมาณที่น้อยถูกแทนที่ด้วยอะตอมทองแดง และในขณะเดียวกันความสามารถในการละลายก็จะเปลี่ยนแปลงไป

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตามอุณหภูมิ สารละลายของแข็งที่มีเงินอยู่มาก (Ag – rich) และสารละลายของแข็งที่มีทองแดงอยู่มาก (Cu – rich) สารละลายของแข็งทั้งสองดังกล่าวจะถูกจัดว่าเป็นสารละลายของแข็งชนิดละลายได้บางส่วน (Partial solid solution) โดยกำหนดสัญลักษณ์เป็นอัลฟา (α) และเบตา (β) อยู่ด้วยกัน และในบริเวณระหว่างเส้นของแข็งสมบูรณ์ (สารละลายของแข็งทั้งสองเฟส) นี้กับเส้นของเหลวสมบูรณ์จะมีส่วนประกอบของของเหลวอัลฟา และของเหลวเบตา และสิ่งสำคัญอีกสิ่งหนึ่งของแผนภูมิระหว่างทองแดงกับเงินก็คือ ณ จุดที่เกิดการบรรจบกันของเส้นของเหลวสมบูรณ์กับเส้นของแข็งสมบูรณ์ที่ส่วนผสมทองแดง 28.1 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก และอุณหภูมิเท่ากับ 780 °C โลหะผสมที่เกิดขึ้นที่ตำแหน่งนี้จะเรียกว่า ยูเทกติก (Eutectic) ดังรูปที่ 3.4



รูปที่ 3.4 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมเงิน-ทองแดง [29]

3.3.4 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง (Sn – Ag – Cu)

จากแผนภูมิเฟส 3 ชาติ (Ternary equilibrium diagram) ของโลหะผสมดีบุก-เงิน-ทองแดง โดยในการศึกษานี้ ส่วนผสมที่นำมาทำการศึกษาคือเป็นส่วนผสมที่ใกล้เคียงกับส่วนยูเทกติกของโลหะผสม 3 ชาติซึ่งเป็นบริเวณที่อยู่ในช่วงกรอบสี่เหลี่ยมของแผนภูมิเฟสโลหะผสมดีบุก-เงิน-

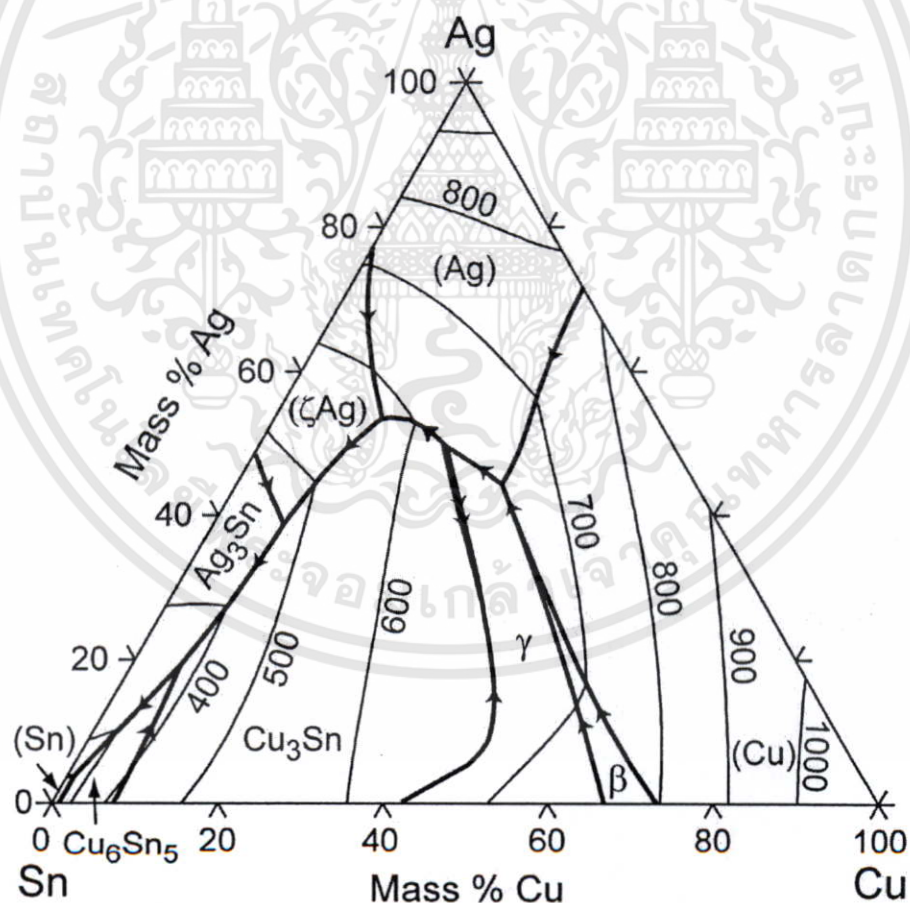
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ทองแดง ดังแสดงในรูปที่ 3.5 โดยปฏิกิริยาอุทกติกของโลหะผสมดีบุก-เงิน-ทองแดง นี้จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิ 217 °C โดยเฟสของเหลวจะเปลี่ยนเป็นเฟสของแข็ง 3 เฟส คือสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn กับ Cu_6Sn_5 และเฟส Sn ซึ่งสมการของปฏิกิริยาอุทกติกมีดังนี้



โดยในปฏิกิริยาอุทกติกของโลหะผสมดีบุก - เงิน - ทองแดง จะมีส่วนผสมดังนี้

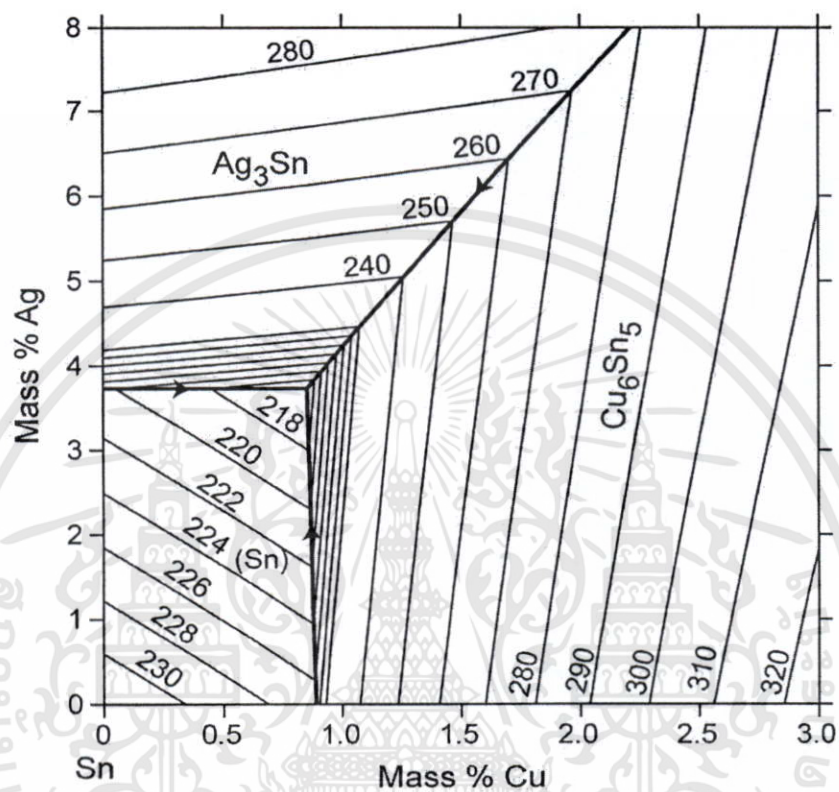
เฟส	Mass%Ag	Mass%Cu	Mass%Sn
Liquid	3.73	0.85	95.42
Ag_3Sn	73.17	0	26.83
Cu_6Sn_5	0	39.07	60.93
Sn	0.07	0	99.93



รูปที่ 3.5 แผนภูมิเฟสของโลหะผสมดีบุก-เงิน-ทองแดง [29]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

และจากรายงานการวิจัยของ Handwerker แห่ง NIST ได้แสดงอัตราส่วนผสมยูเทกติกของโลหะผสมดีบุก-เงิน-ทองแดง ดังรูปที่ 3.6 ซึ่งอัตราส่วนผสมที่ยูเทกติกประมาณ คือ Sn-3.5Ag-0.9Cu ที่อุณหภูมิ 217 °C



รูปที่ 3.6 ส่วนผสมยูเทกติกของโลหะผสม ดีบุก-เงิน-ทองแดง [29]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 4

วิธีดำเนินการวิจัย

4.1 การเตรียมชิ้นงานทดสอบ

ทำการเตรียมชิ้นงานเพื่อใช้ทดสอบ โดยการหล่อโลหะบัดกรีเป็นรูปทรงกระบอก ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 25 mm และยาว 160 mm ซึ่งโลหะบัดกรีแต่ละชนิดจะทำการหลอมในเบ้าหลอมที่เป็นกราฟไฟต์ และทำการวิเคราะห์ส่วนผสมโดยใช้เครื่อง Spark-OES (Optical emission spectroscopy) รุ่น Spectrolab M-8 โดยทำการปรับเปลี่ยนส่วนผสมที่แตกต่างกันออก ทั้งนี้ปริมาณ In ที่เติมลงไปเพื่อปรับปรุงสมบัติของโลหะบัดกรีนั้นอ้างอิงมาจากการคำนวณเปรียบเทียบราคา ระหว่างโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu ซึ่งเป็นที่นิยมใช้ในท้องตลาดกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-xIn โดยให้มีราคาใกล้เคียงกันมากที่สุดเพื่อไม่ให้ส่งผลกระทบต่อต้นทุนการผลิต ดังแสดงในตารางที่ 4.1

ตารางที่ 4.1 การเปรียบเทียบราคาของโลหะบัดกรีชนิดต่าง ๆ

Solder Alloys	Composition (wt %)					Cost (฿/kg)
	Sn (140 ฿/kg)	Pb (25.2 ฿/kg)	Ag (14,818฿/kg)	Cu (61.9 ฿/kg)	In (23,100฿/kg)	
63Sn-37Pb	63.0	37.0	0.0	0.0	0.0	97.52
Sn-0.3Ag-0.7Cu	99.0	0.0	0.3	0.7	0.0	183.49
Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In	98.7	0.0	0.3	0.7	0.3	252.37
Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In	98.0	0.0	0.3	0.7	1.0	413.09
Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In	97.5	0.0	0.3	0.7	1.5	527.89
Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In	97.0	0.0	0.3	0.7	2.0	642.69
Sn-3.0Ag-0.5Cu	96.5	0.0	3.0	0.5	0.0	573.31

ราคาอ้างอิงจาก www.kitco.com (มิ.ย. 2550)

พบว่าปริมาณ In ที่เติมลงไปแล้วส่งผลให้โลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-xIn มีราคาเทียบเท่ากับโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu จะมีค่าอยู่ที่ประมาณ 1.7%In ดังนั้นเพื่อความเหมาะสมทางด้านราคาในการทดลองนี้จึงได้ทำการศึกษาอิทธิพลของ In ในช่วง 0 - 3.0wt%

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

นอกจากนี้ปริมาณ In ในช่วงดังกล่าวเมื่อเติมลงใน Sn แล้วมีแนวโน้มที่จะทำให้จุดหลอมเหลวลดต่ำลงเมื่ออ้างอิงตามแผนภูมิเฟส (ภาคผนวก จ.)

ตารางที่ 4.2 ส่วนผสมของตัวอย่างที่ใช้ทำการทดลอง

Solder alloys	Composition (wt %)				
	Sn	Pb	Ag	Cu	In
Sn-3.0Ag-0.5Cu	96.5	0.0	3.0	0.5	0.0
Sn-37Pb	63.0	37.0	0.0	0.0	0.0
Sn-0.3Ag-0.7Cu	99.0	0.0	0.3	0.7	0.0
Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In	98.5	0.0	0.3	0.7	0.5
Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In	98.0	0.0	0.3	0.7	1.0
Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In	97.5	0.0	0.3	0.7	1.5
Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In	97.0	0.0	0.3	0.7	2.0
Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In	96.5	0.0	0.3	0.7	2.5
Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In	96.0	0.0	0.3	0.7	3.0



รูปที่ 4.1 ตัวอย่างชิ้นงานที่ได้หลังจากการหล่อ

4.2 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค

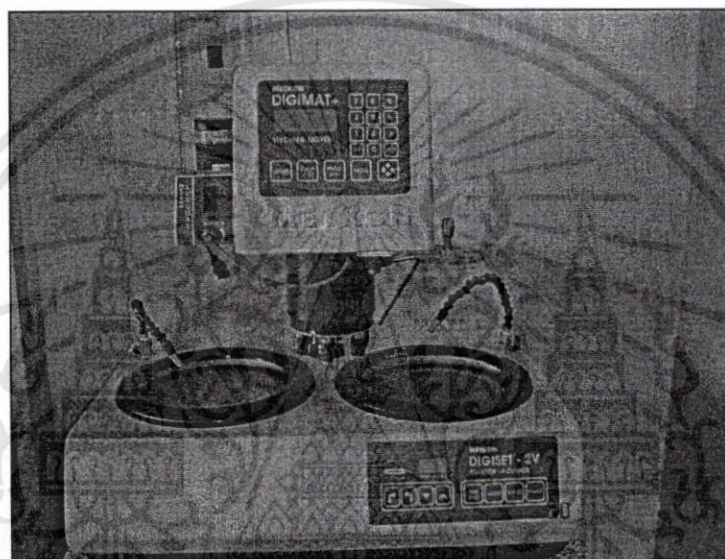
4.2.1 การตรวจสอบโครงสร้างเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

ในเบื้องต้นต้องทำการทดสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน เพื่อตรวจสอบเกี่ยวกับ

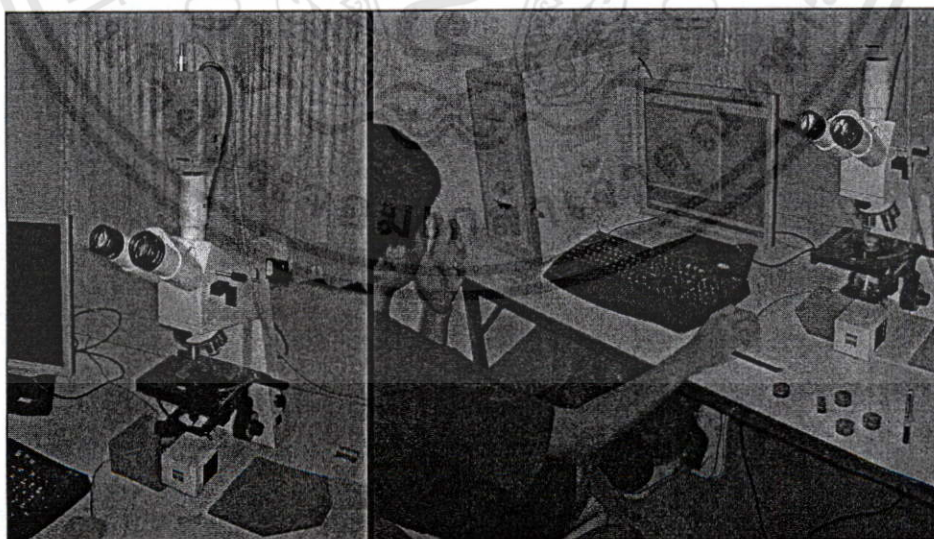
ลักษณะโครงสร้าง การกระจายตัว รวมถึงลักษณะและขนาดของเกรน เนื่องจากโครงสร้างจุลภาค

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนเวลาสำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อนุญาดเห็นาไปเซบระเซียงนด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เหล่านี้นส่งผลโดยตรงต่อสมบัติทางกลของโลหะผสม ทำการทดสอบโดยการตัดชิ้นงานให้มีความสูงประมาณ 15 mm แล้วนำชิ้นงานไปขัดด้วยกระดาษทรายที่ความละเอียดตั้งแต่เบอร์ 800, 1000, 1200, 1500 และ 2000 ตามลำดับ หลังจากนั้นจึงทำการขัดโดยใช้ผงอลูมินาขนาด 0.3 ไมครอน โดยใช้เครื่องขัดหือ METKON รุ่น DIGIMAT ดังแสดงในรูปที่ 4.2 แล้วจึงทำการกัดผิวหน้าชิ้นงาน (Etching) โดยใช้กรด FeCl_3 5 %Vol ผสมกับน้ำ เป็นเวลานาน 3-5 วินาที แล้วจึงนำไปตรวจสอบโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope) ยี่ห้อ Zeiss รุ่น Axiolab ซึ่งมีกำลังขยายสูงสุดอยู่ที่ 500 เท่าดังแสดงในรูปที่ 4.3



รูปที่ 4.2 เครื่องขัดชิ้นงานทดสอบ



รูปที่ 4.3 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.2.2 การตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุโดย EPMA

ทำการวิเคราะห์การกระจายตัวของแต่ละธาตุโดยใช้ Electron probe micro analyzer (EPMA) รุ่น EPMA 1610 ของบริษัท SHIMADZU ประเทศญี่ปุ่นดังแสดงในรูปที่ 4.4 ซึ่งเป็นเครื่องที่ใช้ในการวิเคราะห์ที่มีความแม่นยำสูง มีหลายช่องการวัดให้เลือกตั้งแต่ 2 ช่อง 3 ช่อง 4 ช่อง และ 5 ช่อง การวัดสามารถทำได้ทั้งเชิงคุณภาพ และเชิงปริมาณ ได้ถึงระดับ parts per million (PPM) เครื่อง EPMA นี้ เปรียบเหมือนการรวมเครื่อง X-Ray กับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน (Electron microscope) เข้าด้วยกัน สามารถตรวจวิเคราะห์พื้นผิวโดยสามารถทำการขยายภาพได้ถึง 50 - 400,000 เท่า การได้มาซึ่งข้อมูลหรือผลการวิเคราะห์อาศัยหลักการของ Secondary electrons, Back scattered electrons, Electrons absorption, Electrons transmission, X-rays, UV-ray, Visible light rays และ Infrared rays สามารถหาปริมาณธาตุได้ทั้งเชิงคุณภาพ และเชิงปริมาณ Line analysis, State analysis และยังสามารถทำ Mapping analysis ได้ด้วย โดยในการทดสอบจะใช้ความต่างศักย์ที่ 15 kV ขนาด Beam size 1 μm



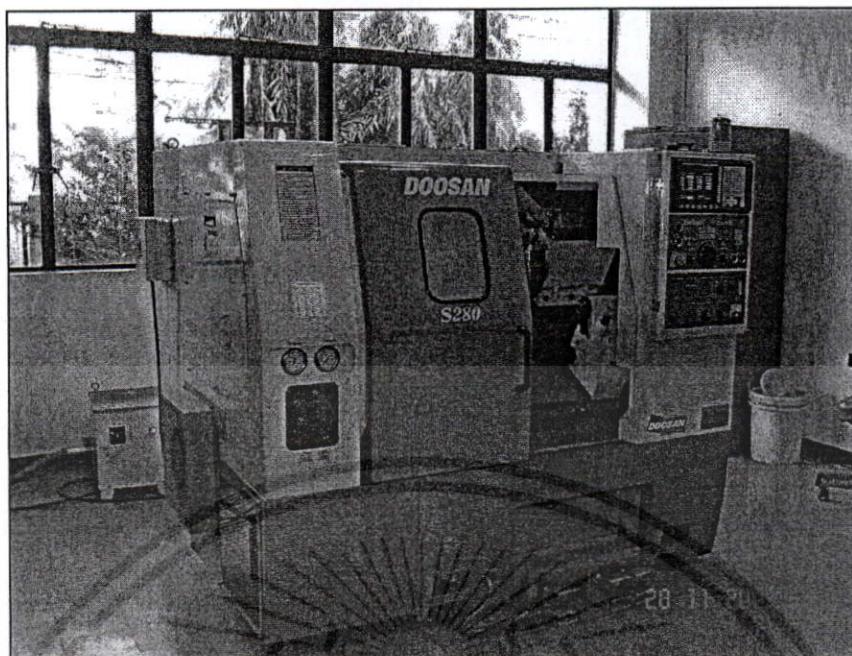
รูปที่ 4.4 เครื่องทดสอบ Electron probe micro analyzer (EPMA)

4.3 การวิเคราะห์ผลทางกล

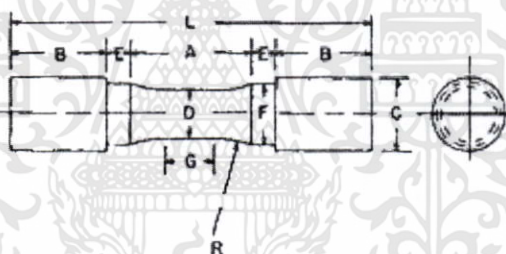
4.3.1 การทดสอบความต้านแรงดึง (Tensile strength test)

ทำการทดสอบสมบัติทางด้านความต้านแรงดึง (Tensile strength) ของโลหะบัดกรีโดยอ้างอิงตามมาตรฐาน ASTM E8M ซึ่งเป็นมาตรฐานในการทดสอบวัสดุประเภทโลหะ และโลหะผสม โดยนำชิ้นงานทดสอบทำการกลึงด้วยเครื่องกลึง CNC ยี่ห้อ DOOSAN จากประเทศเกาหลีใต้ ดังรูปที่ 4.5 เพื่อให้ชิ้นงานมีรูปร่างดังรูปที่ 4.6

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



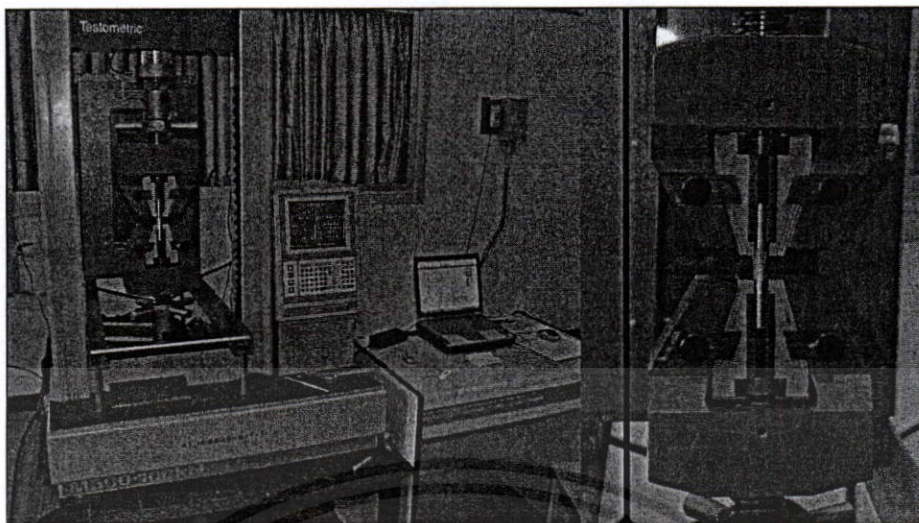
รูปที่ 4.5 เครื่องกลึง CNC



รูปที่ 4.6 ภาพชิ้นงานที่ใช้ในการทดสอบการดึง (Tensile test)

โดยชิ้นงานทดสอบมีขนาด Diameter (D) = 12.5 mm, Radius of fillet (R) = 25 mm Length of reduced section (A) = 32 mm, Overall length (L) = 95 mm, Length of end section (B) = 25 mm, Diameter of end section (C) = 20 mm, Length of shoulder (E) = 6 mm, Diameter of shoulder (F) = 16 mm และ Gauge length (G) = 12.5 mm ตามมาตรฐาน ASTM E8M ข้อที่ 6.11 สำหรับการทดสอบชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยการหล่อ การทดสอบความต้านแรงดึงโดยใช้เครื่องทดสอบ Universal testing machine ของบริษัท Testometric จากประเทศอังกฤษ รุ่น AX-100kN ดังรูปที่ 4.7 ซึ่งเครื่องทดสอบนี้สามารถสร้างแรงดึงได้สูงสุด 10 ตัน หรือ 1000 kgf และสามารถควบคุมการทำงานต่าง ๆ รวมถึงกระบวนการประมวลผลด้วยระบบคอมพิวเตอร์ โดยทำการทดสอบที่อุณหภูมิห้องที่ 25 °C และทำการทดสอบโลหะบัดกรีชนิดละ 3 ชิ้นเพื่อหาค่าเฉลี่ยของค่าที่ทดสอบ

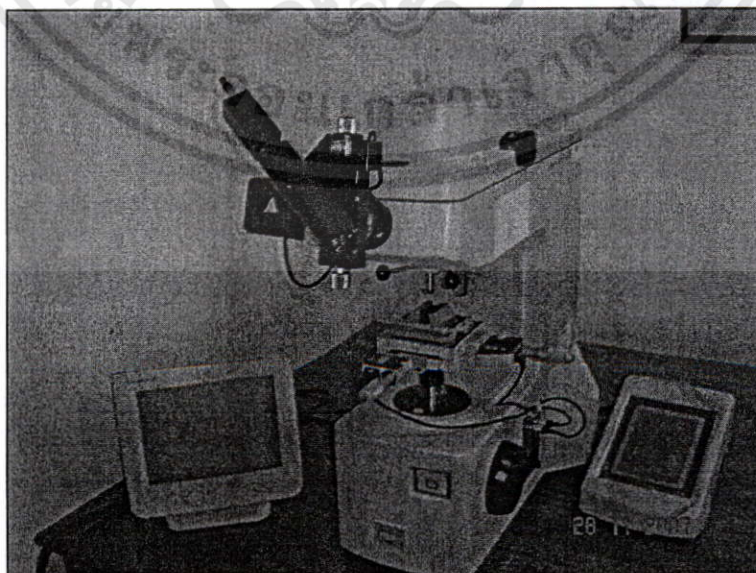
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.7 เครื่องทดสอบความต้านแรงดึง (Tensile strength)

4.3.2 การทดสอบความแข็ง (Hardness test)

ทำการทดสอบความแข็งของชิ้นงานโดยใช้เครื่องทดสอบความแข็งแบบ Vickers micro hardness ยี่ห้อ Mitutoyo รุ่น H-M113 ดังรูปที่ 4.8 ซึ่งเป็นการวัดความแข็งโดยใช้หัวกดเพชรที่มีลักษณะเป็นปิรามิดฐานสี่เหลี่ยม ที่ปลายหัวกดทำมุม 136 องศา (เป็นมุมที่มีองศาใกล้เคียงกับหัวกดลักษณะกลมมากที่สุด) กดลงบนชิ้นงานเป็นเวลา 10 วินาที และรอยกดจะมีรูปร่างเป็นสี่เหลี่ยมจัตุรัส ค่าความแข็งจะคำนวณจากแรงกดที่กระทำต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ผิว สามารถวัดค่าความแข็งได้ตั้งแต่โลหะที่มีความแข็งน้อย (HV ประมาณ 5) จนถึงโลหะที่แข็งมากๆ โดยไม่ต้องเปลี่ยนหัวกดจะเปลี่ยนก็เฉพาะแรงกดเท่านั้นโดย ขึ้นอยู่กับความแข็งของโลหะที่ทดสอบในการทดสอบใช้แรงกดที่ 0.3 kgf หรือ 2.943 นิวตัน



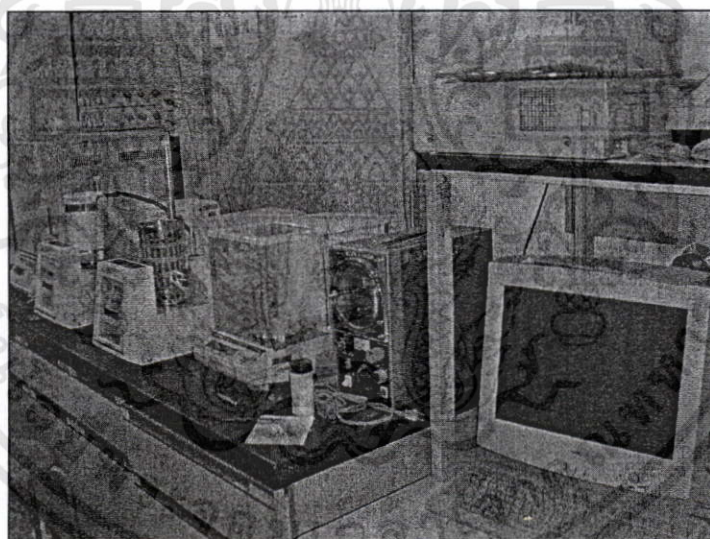
รูปที่ 4.8 เครื่องทดสอบความแข็ง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.4 การวิเคราะห์สมบัติทางความร้อน

4.4.1 การทดสอบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี

ทำการทดสอบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีโดยใช้ Differential scanning calorimeter (DSC) โดยใช้ตัวอย่างทดสอบที่มีน้ำหนักประมาณ 65 g ทำการทดสอบในเครื่อง DSC รุ่น DSC-50 ของบริษัท SHIMADZU ดังแสดงในรูปที่ 4.9 ซึ่งเป็นเครื่องสำหรับวัดความแตกต่างของพลังงานหรือการไหลของความร้อน (Heat flow) ระหว่างสารทดสอบกับสารอ้างอิง ซึ่งเป็นฟังก์ชันกับเวลา หรืออุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงเชิงพลังงานที่เกิดขึ้น สามารถบอกขนาด และทิศทางการเปลี่ยนแปลงความร้อนในระบบที่สัมพันธ์กับการเปลี่ยนแปลงทางกายภาพ หรือทางเคมีที่เกิดขึ้นเมื่อได้รับความร้อนหรือถูกทำให้เย็นตัวลง ซึ่งสามารถตรวจวัดพลังงานได้ทั้งการคายความร้อน และ การดูดกลืนความร้อน สามารถใช้งานได้ในช่วงอุณหภูมิระหว่าง 140 °C ถึง 600 °C โดยทำการทดสอบที่ Heating rate 5°C/min และ Flow rate ที่ 50 ml/min โดยใช้แก๊สอาร์กอน (Ar) ฟันปกคลุมเพื่อป้องกันการเกิดออกซิเดชันของชิ้นงานทดสอบ



รูปที่ 4.9 เครื่องทดสอบ Differential scanning calorimeter (DSC)

4.5 การวิเคราะห์ความสามารถในการบัดกรี

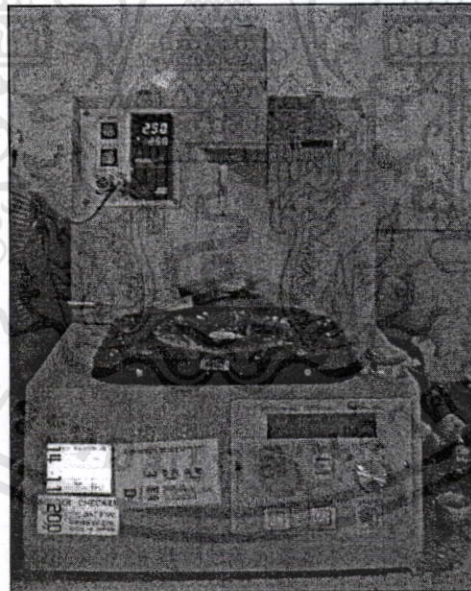
4.5.1 การทดสอบสมบัติทางด้านความสามารถในการเชื่อมประสาน (Wetting ability)

การทดสอบความสามารถในการบัดกรีทางด้านความสามารถในการเชื่อมประสาน ซึ่งเป็นสมบัติที่สำคัญประการหนึ่งที่มีผลต่อความสมบูรณ์ของแนวเชื่อมต่อ โดยการทำจุ่มด้วยแผ่นทองแดงที่มีความหนา 0.4 mm ขนาด 1.0 cm x 4.0 cm ทำการชุบด้วยฟลักซ์ ชนิด RC-15 SH RMA ของบริษัท Almit ประเทศญี่ปุ่น[30] ซึ่งมีสถานะเป็นของเหลว เหมาะสำหรับกระบวนการเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ทำ Wave soldering โดยมีค่าความถ่วงจำเพาะ (Specific gravity) อยู่ที่ 0.815 ดังรูปที่ 4.10 หลังจากนั้น ทำการจุ่มแผ่นทองแดงลงในโลหะบัดกรีหลอมเหลวแต่ละชนิดที่บรรจุอยู่ในเบ้าหลอมที่อุณหภูมิ 250 °C โดยใช้เครื่องทดสอบ Solder checker รุ่น SAT-5100 ของบริษัท Rhesca ประเทศญี่ปุ่น ดังแสดงในรูปที่ 4.11



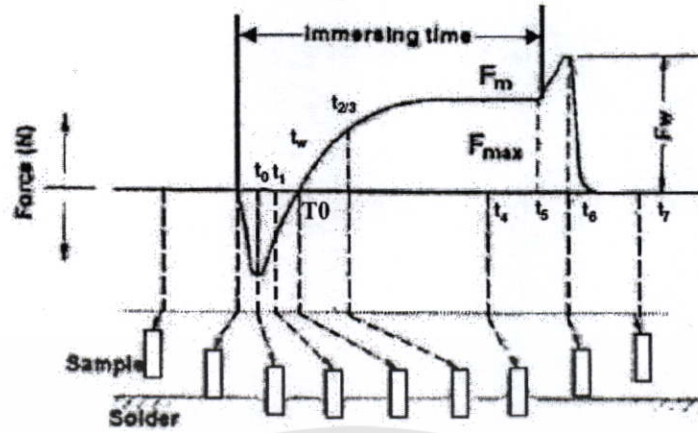
รูปที่ 4.10 ฟลักซ์ชนิด RC-15 SH RMA



รูปที่ 4.11 เครื่อง Solder checker รุ่น SAT-5100

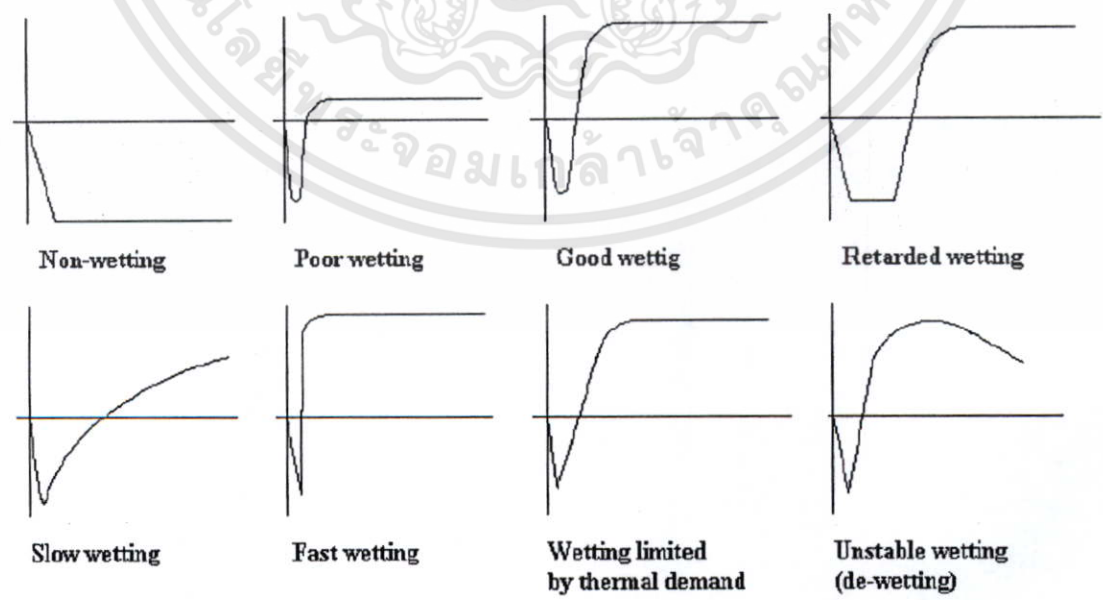
โดยการทดสอบจะทำการจุ่มแผ่นทองแดงลงในโลหะบัดกรีหลอมเหลว ด้วยความเร็ว 5 mm/sec มีระยะความลึกในการจุ่ม 5 mm โดยใช้เวลาในการจุ่ม 20 วินาที ซึ่งผลการทดลองที่ได้ทั้งหมดจะอยู่ในรูปฟังก์ชันระหว่างแรงและเวลา โดยค่าดังกล่าวสามารถนำมาสร้าง Wetting curve ได้ดังรูปที่ 4.12

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.12 Wetting curve ที่ได้จากเครื่องทดสอบ

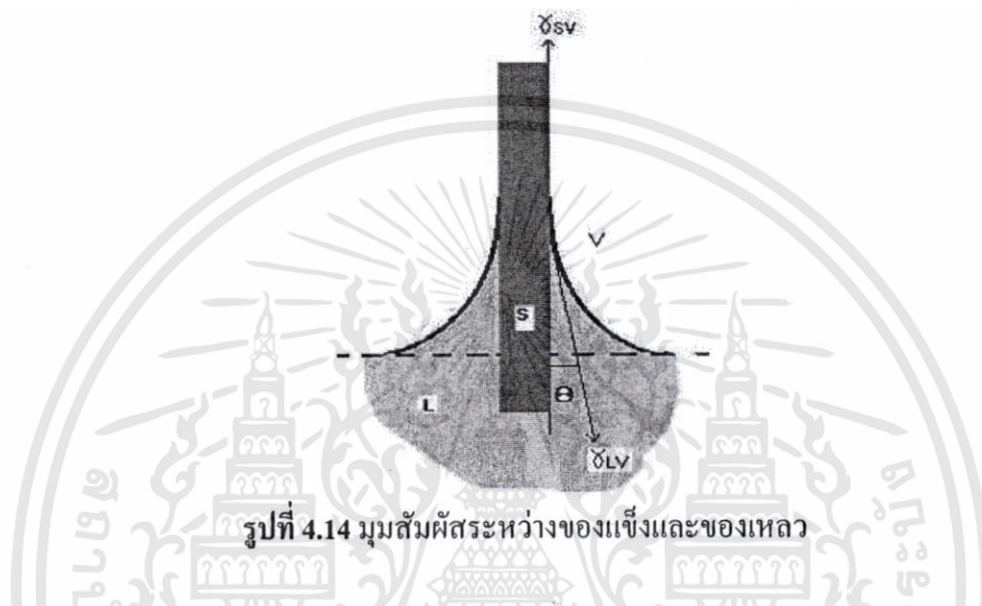
จากกราฟที่ได้สามารถอธิบายได้ว่า ในช่วงแรกที่ชิ้นงานทดสอบเริ่มสัมผัสกับโลหะบัดกรี หลอมเหลวเมื่อจุ่มลงในโลหะบัดกรีนั้น ค่าแรงที่ได้จะเป็นค่าลบเนื่องจากต้องมีแรงพยายามอย่างมากเพื่อให้เอาชนะแรงลอยตัวที่บริเวณผิวของโลหะบัดกรีหลอมเหลวได้ จากนั้นแรงที่ได้จะเป็นค่าบวก และเมื่อชิ้นงานเริ่มสัมผัสกับโลหะบัดกรีจนกระทั่ง มีมุมสัมผัสเป็น 90 องศา นั่นคือแรงอยู่ในภาวะสมดุล เวลาที่คือ Wetting time (T0) นอกจากนี้ แรงที่กระทำสูงสุด ต่อหน่วยพื้นที่ระหว่างผิวของโลหะทดสอบ กับโลหะบัดกรีหลอมเหลว คือค่า Wetting force (Fmax) และเมื่อสิ้นสุดระยะเวลาในการจุ่ม จะต้องมีแรงในการดึงชิ้นงานออก นั่นคือ Withdrawal force (Fw) โดยลักษณะ กราฟที่ได้สามารถอธิบายค่า ความสามารถในการเชื่อมประสานได้ดังรูปที่ 4.13



รูปที่ 4.13 ลักษณะความสามารถในการเชื่อมประสานที่ได้จาก Wetting curve

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

นอกจากนี้ความสามารถในการเชื่อมประสานยังสามารถวัดได้จากค่ามุมสัมผัส (Contact Angle ; θ) โดยมุมสัมผัสเป็นการวัดการประสานระหว่างของแข็งและของเหลวในเชิงปริมาณ ค่ามุมสัมผัสที่เกิดขึ้นจะขึ้นอยู่กับชนิดของพื้นผิวชิ้นงาน และรูปร่างของของแข็งที่ซึ่งมุมสัมผัสที่ได้นั้นจะเกิดจากการที่ของเหลวมีอาณาเขตติดต่อกัน 3 เฟสได้แก่ ของแข็ง (Solid; S) ของเหลว (Liquid; L) และก๊าซ (Vapour; V) ดังแสดงในรูปที่ 4.14



รูปที่ 4.14 มุมสัมผัสระหว่างของแข็งและของเหลว

มุมสัมผัสที่ได้จะส่งผลกระทบต่อความสามารถในการเชื่อมประสานของโลหะบัดกรี โดยที่มุมสัมผัสที่มีขนาดเล็กนั้น จะเกิดจากการแพร่ของของเหลวทำให้มีความสามารถในการเชื่อมประสานที่ดีกว่ามุมสัมผัสที่มีขนาดใหญ่ ซึ่งจากรูปที่ 4.14 สามารถอธิบายได้ว่า

- เมื่อมุมสัมผัสอยู่ในช่วง $0^\circ < \theta < 90^\circ$ ของเหลวจะเกิดการเชื่อมประสานที่ดีกับของแข็ง และโดยทั่วไปมักกำหนดให้ $\theta \leq 45^\circ$ สำหรับงานที่ต้องการความมีคุณภาพสูง
- เมื่อมุมสัมผัสอยู่ในช่วง $90^\circ < \theta < 180^\circ$ ของเหลวไม่เกิดการประสานกับของแข็ง
- เมื่อมุมสัมผัสมีค่าเป็น 0° ($\theta = 0^\circ$) ของเหลวจะเกิดการประสานกับของแข็งอย่างสมบูรณ์ซึ่งหยดของเหลวจะมีการแพร่กระจายจนเกิดเป็นฟิล์มขึ้นบนผิวของแข็ง
- เมื่อมุมสัมผัสมีค่าเป็น 180° ($\theta = 180^\circ$) ของเหลวไม่เกิดการประสานกับของแข็งอย่างสมบูรณ์

บทที่ 5

ผลการวิจัยและการวิเคราะห์

5.1 การวิเคราะห์ผลทางโครงสร้างจุลภาค

5.1.1 การตรวจสอบโครงสร้างเบื้องต้นโดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง

จากการตรวจสอบลักษณะ โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด ได้ผลดังนี้คือ



รูปที่ 5.1 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu

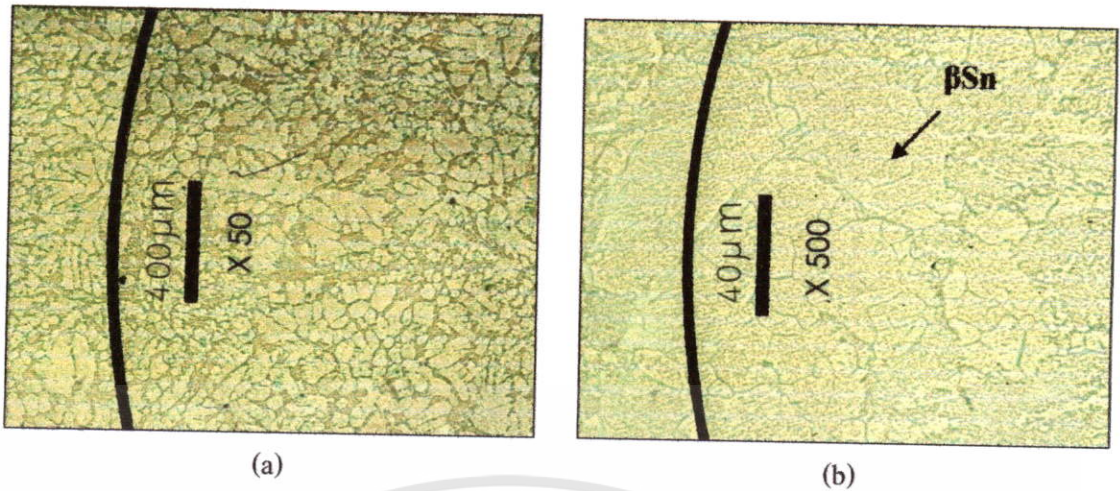
(a) กำลังขยาย 50 เท่า (b) กำลังขยาย 500 เท่า



รูปที่ 5.2 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb

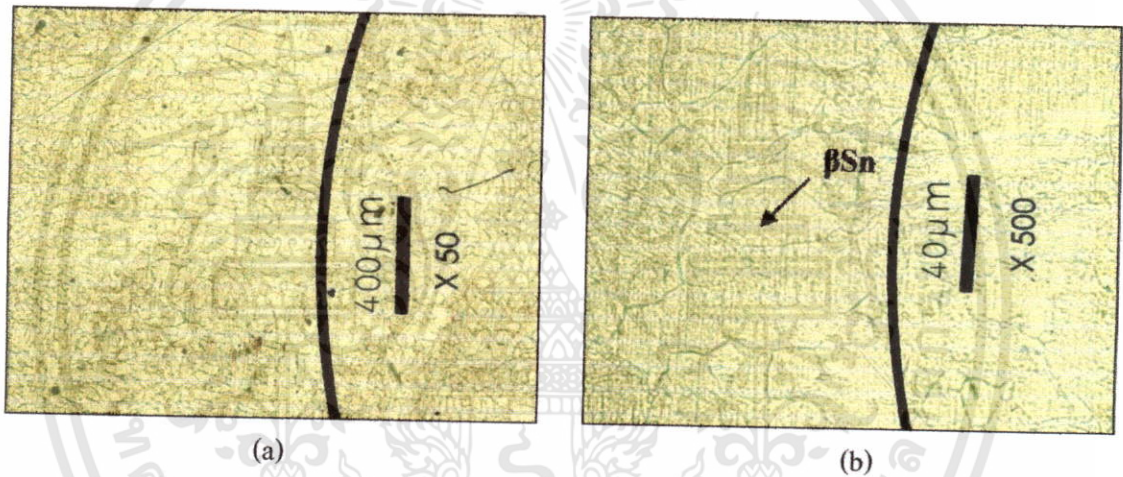
(a) กำลังขยาย 50 เท่า (b) กำลังขยาย 500 เท่า

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



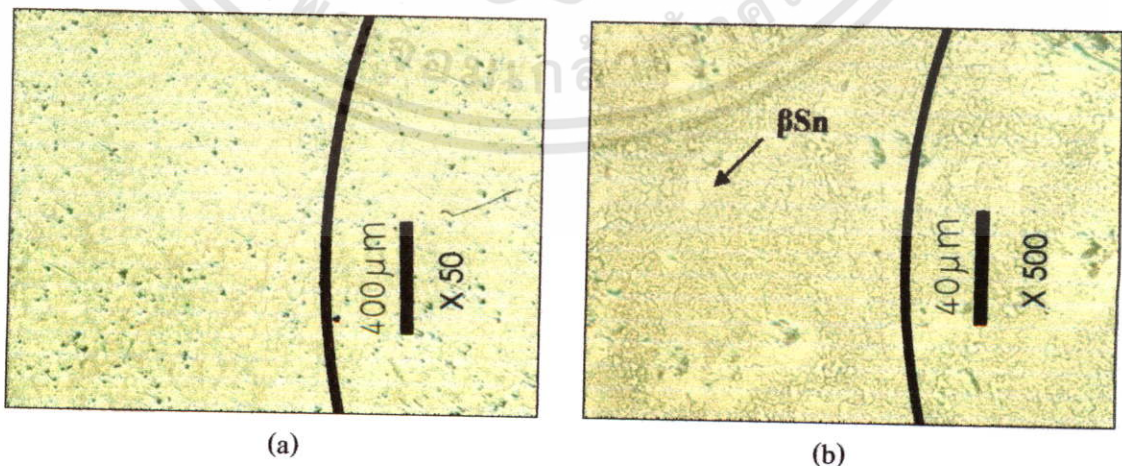
รูปที่ 5.3 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu

(a) กำลังขยาย 50 เท่า (b) กำลังขยาย 500 เท่า



รูปที่ 5.4 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In

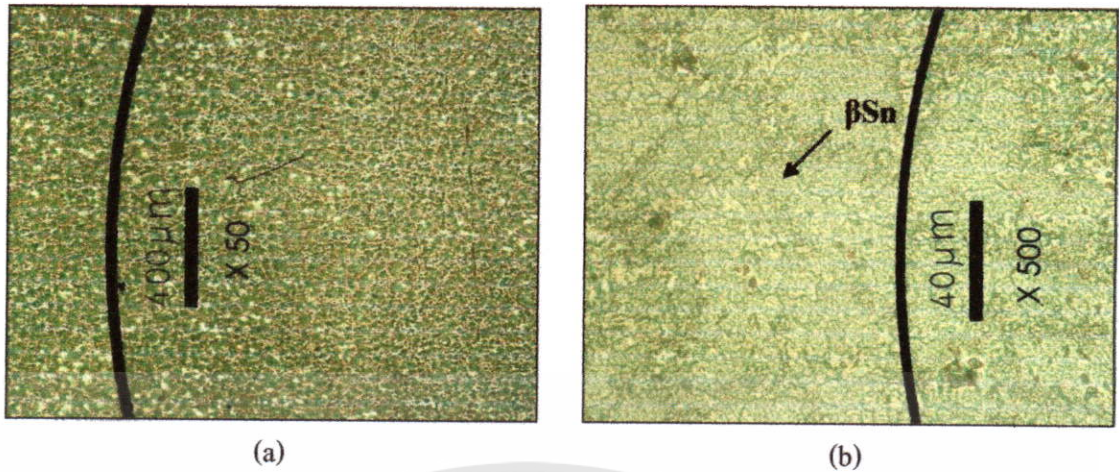
(a) กำลังขยาย 50 เท่า (b) กำลังขยาย 500 เท่า



รูปที่ 5.5 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In

(a) กำลังขยาย 50 เท่า (b) กำลังขยาย 500 เท่า

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

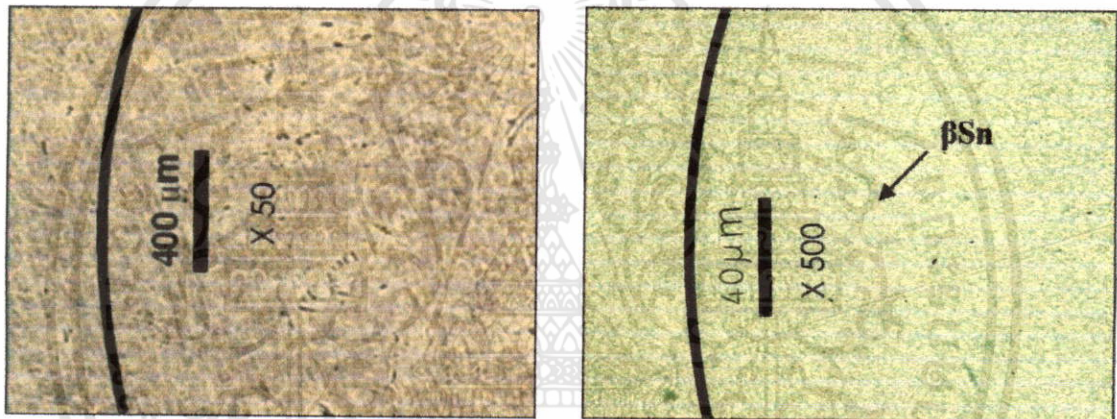


(a)

(b)

รูปที่ 5.6 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In

(a) กำลังขยาย 50 เท่า (b) กำลังขยาย 500 เท่า

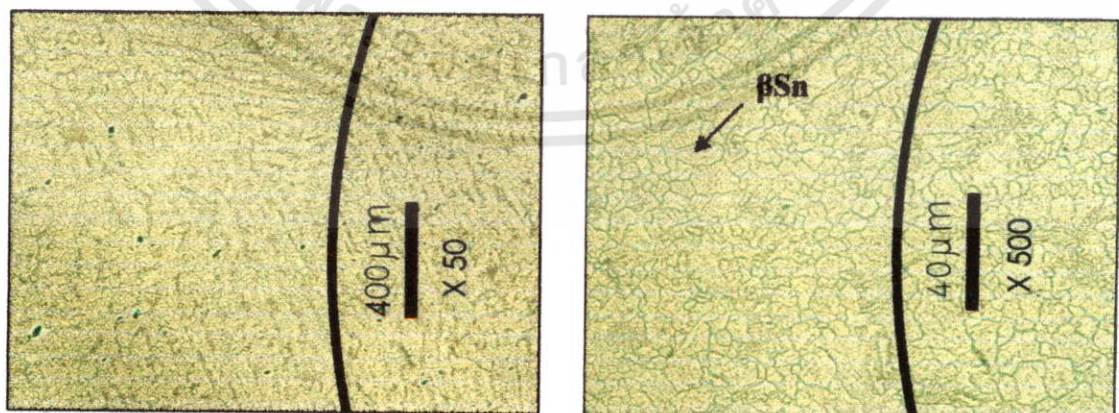


(a)

(b)

รูปที่ 5.7 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In

(a) กำลังขยาย 50 เท่า (b) กำลังขยาย 500 เท่า



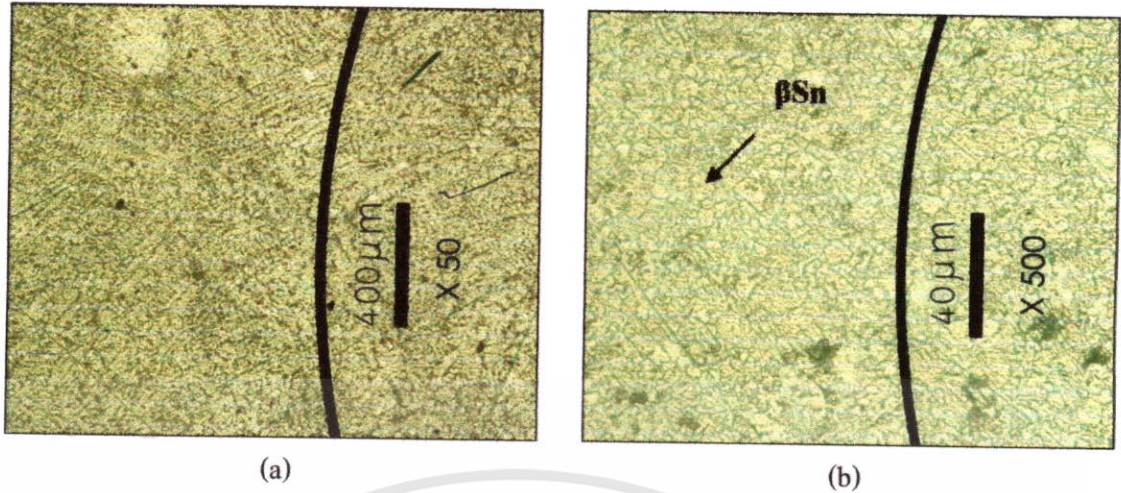
(a)

(b)

รูปที่ 5.8 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In

(a) กำลังขยาย 50 เท่า (b) กำลังขยาย 500 เท่า

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



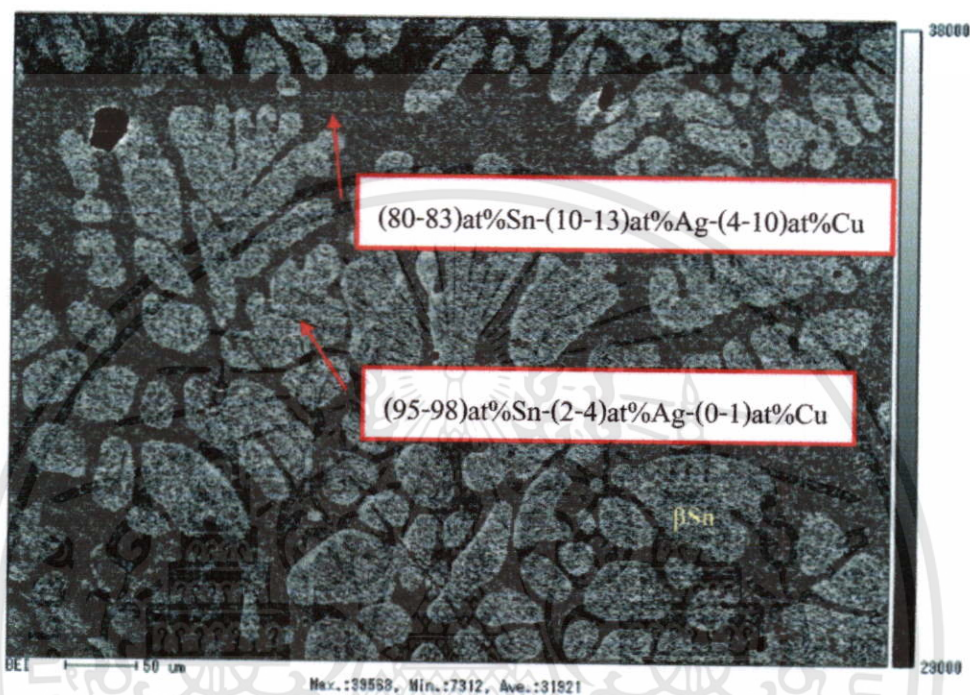
รูปที่ 5.9 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In

(a) กำลังขยาย 50 เท่า (b) กำลังขยาย 500 เท่า

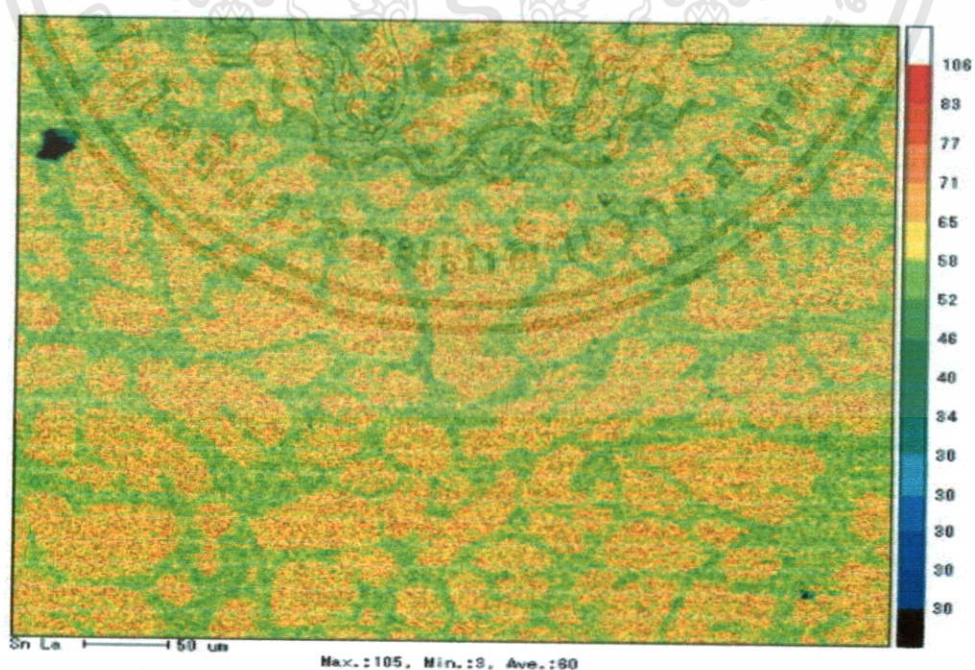
จากภาพถ่ายลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีจะเห็นได้ว่า ลักษณะเกรนของโลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu และ Sn-0.3Ag-0.7Cu มีลักษณะที่คล้ายกันคือมีโครงสร้างพื้นฐานเป็นเฟส β -Sn โดยอ้างอิงจากแผนภูมิเฟส (Phase diagram) สำหรับสารประกอบซึ่งมีส่วนผสมของ Sn มากกว่า 90% ขึ้นไป ซึ่งลักษณะโครงสร้างของเฟส β -Sn จะดูสว่าง มีขนาดประมาณ 20-30 μm โดยขนาดของเฟส β -Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu จะมีขนาดเล็กกว่า β -Sn ของโลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu เล็กน้อย นอกจากนี้ลักษณะโครงสร้างดังกล่าวยังพบว่าแตกต่างกันอย่างชัดเจนกับโครงสร้างของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb โดยในโครงสร้างของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb จะมีลักษณะที่ประกอบไปด้วยโครงสร้างของ Sn-rich (บริเวณที่สว่าง) และ Pb-rich (บริเวณสีทึบ) ดังในรูปที่ 5.2 และเมื่อทำการสังเกตลักษณะโครงสร้างของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ที่มีการปรับปรุงสมบัติโดยทำการเติมธาตุ In เข้าไปพบว่า ลักษณะโครงสร้างเฟส β -Sn จะมีขนาดเล็กลง เมื่อมีการเติม In เพิ่มมากขึ้น ทั้งนี้เนื่องมาจากปรากฏการณ์การดูดซับอะตอม (Adsorption phenomenon) ของตัวถูกละลายบนระนาบที่มีการเจริญเติบโต ซึ่งเป็นการยับยั้งการเจริญเติบโตของระนาบดังกล่าว ทำให้ขนาดเกรนขนาดเล็กลงเมื่อปริมาณตัวถูกละลายที่เป็น In มีปริมาณมากขึ้น [31]

5.1.2 การตรวจสอบการกระจายตัวของธาตุแต่ละชนิดโดย EPMA

จากการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี ผ่านทางการทดสอบโดยเครื่อง Electron probe micro analyzer (EPMA) เพื่อวิเคราะห์การกระจายตัวของธาตุแต่ละธาตุในโลหะบัดกรี ได้ผลการทดลองดังนี้คือ

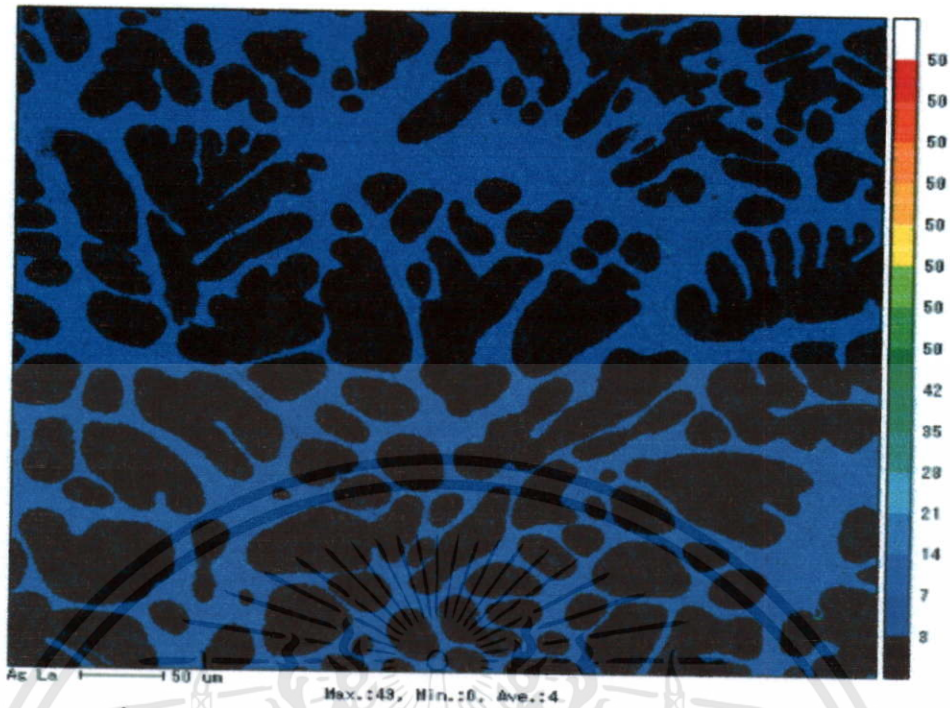


รูปที่ 5.10 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu



รูปที่ 5.11 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 5.12 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu

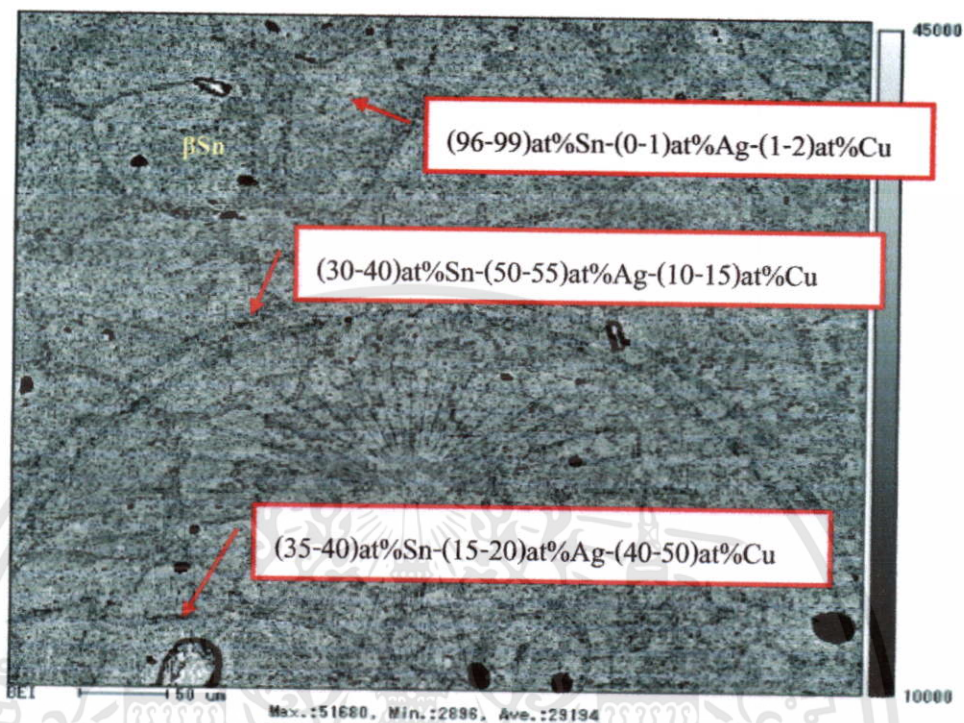


รูปที่ 5.13 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu

จากผล EPMA ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu จะพบว่าพื้นผิวหลักของชิ้นงานจะประกอบไปด้วยลักษณะ โครงสร้างพื้นฐานเป็นเดนไดรต์ซึ่งมีส่วนผสมโดยประมาณ (95-98)at%Sn -(2-4)at%Ag-(0-1)at %Cu ซึ่งเป็นโครงสร้างของเฟส β -Sn โดยจะสังเกตเห็นได้อย่างชัดเจนว่ามีสี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สว่างกว่าบริเวณอื่น ส่วนบริเวณที่มีสีทึบเป็นโครงสร้างที่เป็นของผสมระหว่าง Cu_6Sn_5 และ Ag_3Sn ที่กระจายอยู่ในโครงสร้าง Sn-rich

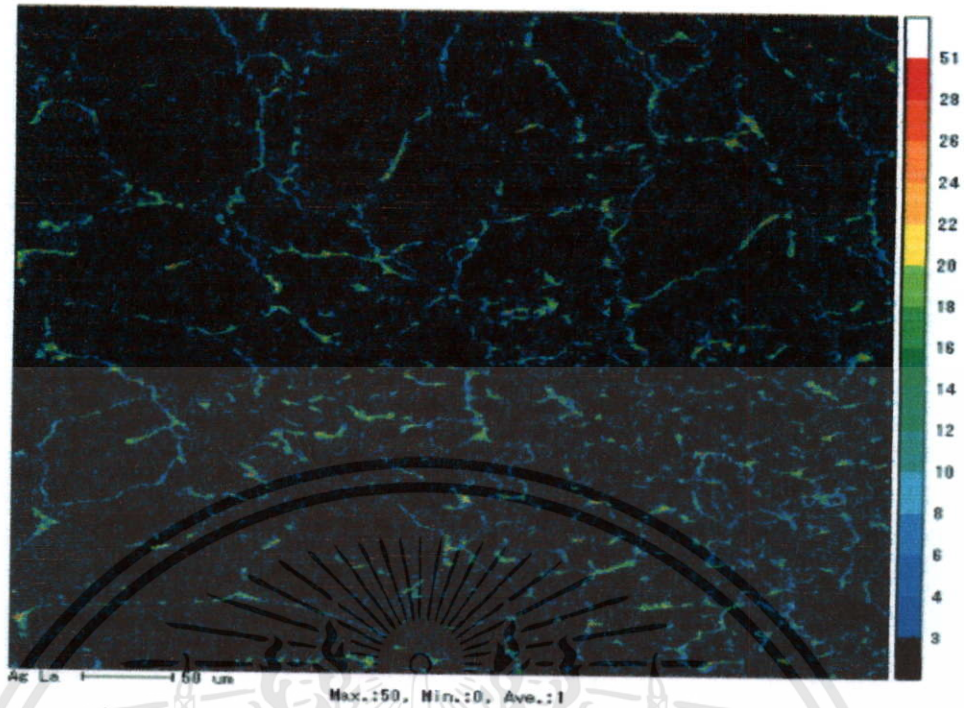


รูปที่ 5.14 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu

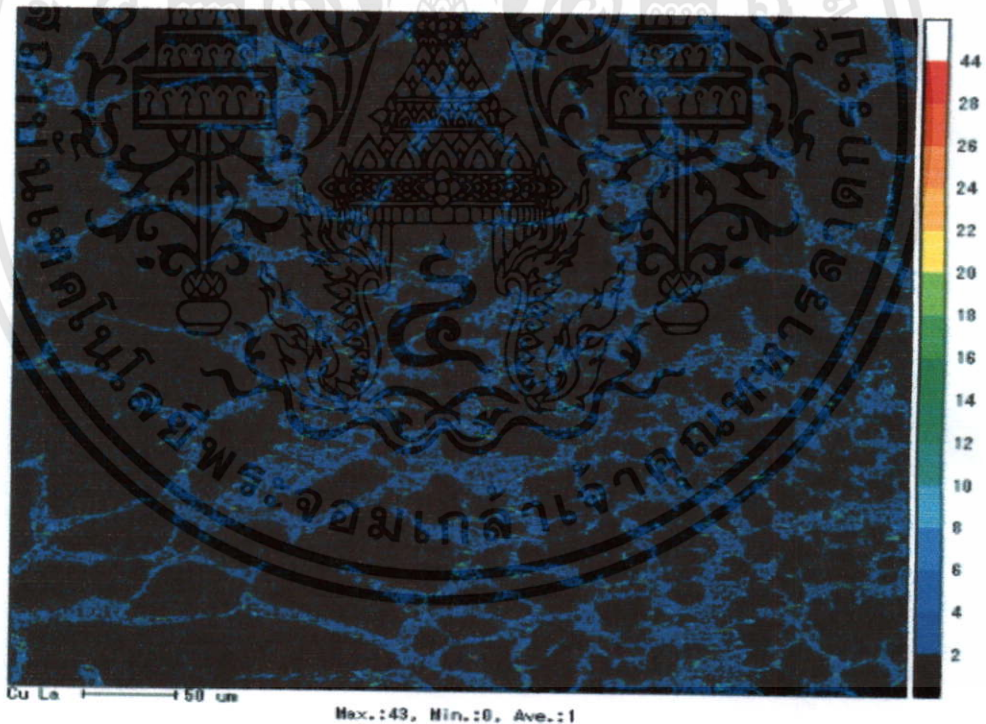


รูปที่ 5.15 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 5.16 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu

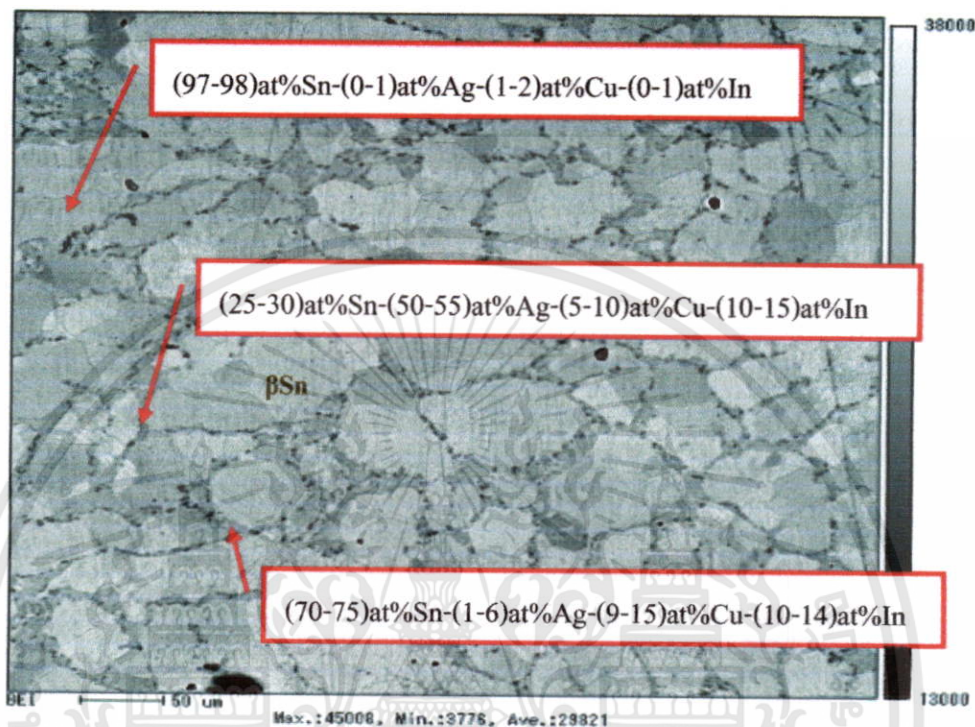


รูปที่ 5.17 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu

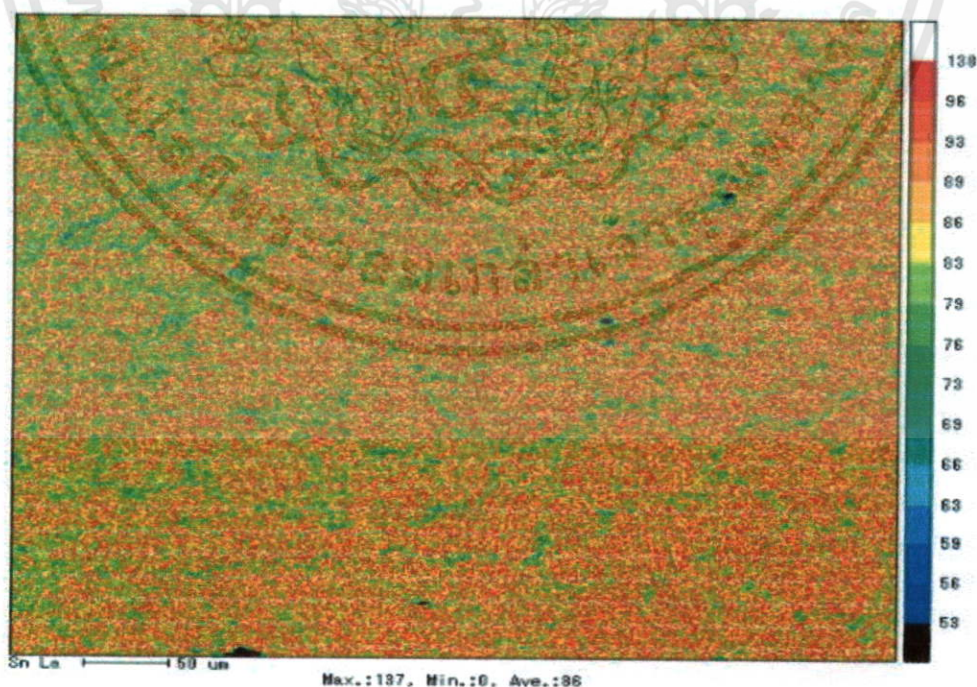
จากผล EPMA ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu จะพบว่าพื้นผิวหลักของชิ้นงานจะประกอบด้วยโครงสร้างพื้นฐานซึ่งมีส่วนผสมประมาณ (96-99)at%Sn-(0-1)at%Ag-(1-2)at%Cu ซึ่งเป็นโครงสร้างของเฟส β -Sn โดยจะสังเกตเห็นอย่างชัดเจนว่ามีสีสว่างกว่าบริเวณอื่นส่วน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โครงสร้างซึ่งอยู่บริเวณขอบเกรน และมีลักษณะเรียวยาวเป็นโครงสร้างของ Ag_3Sn โดยพิจารณาจากสัดส่วนของสารประกอบที่ได้ และโครงสร้างที่มีลักษณะสี่ทึบและมีรูปร่างกลมมน เมื่อประมาณจากส่วนประกอบที่ได้ คือ โครงสร้างของ Cu_6Sn_5

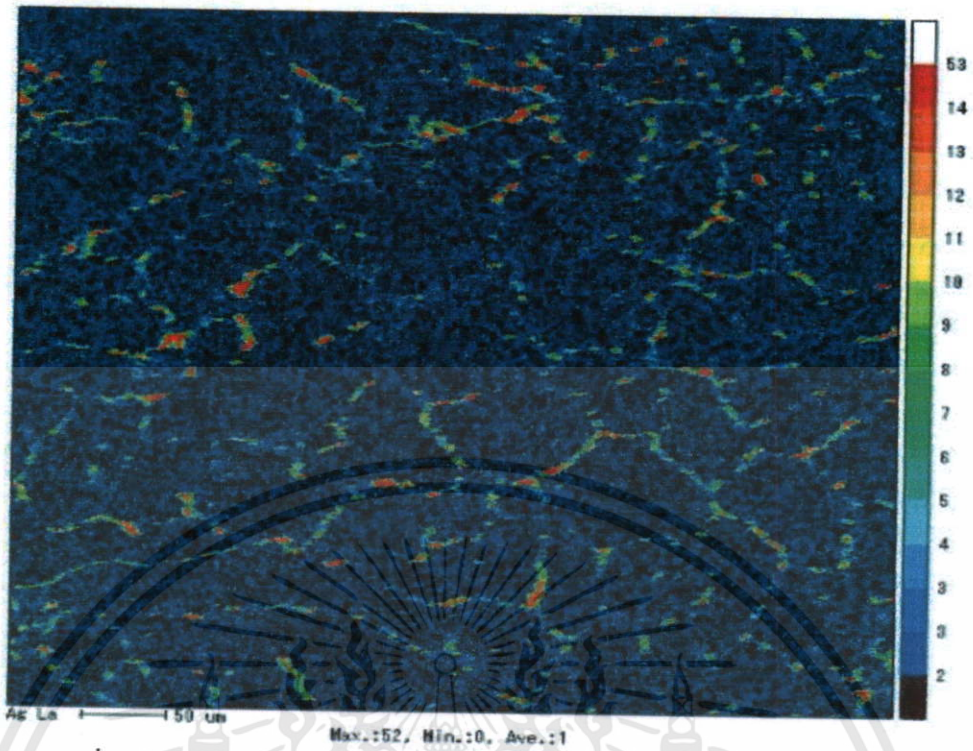


รูปที่ 5.18 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In

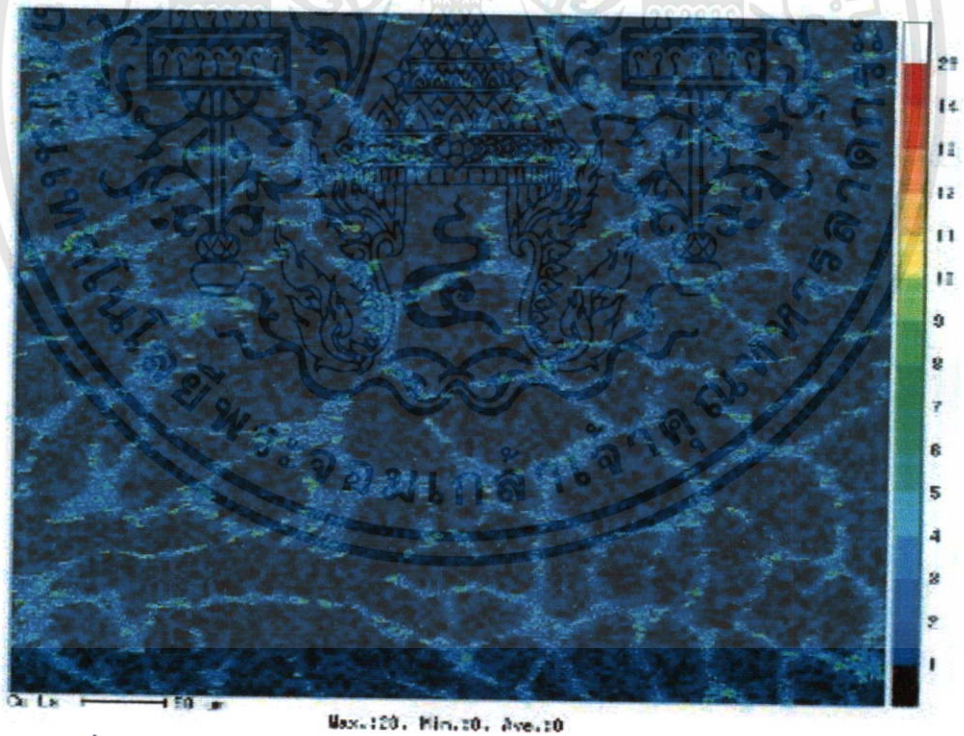


รูปที่ 5.19 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

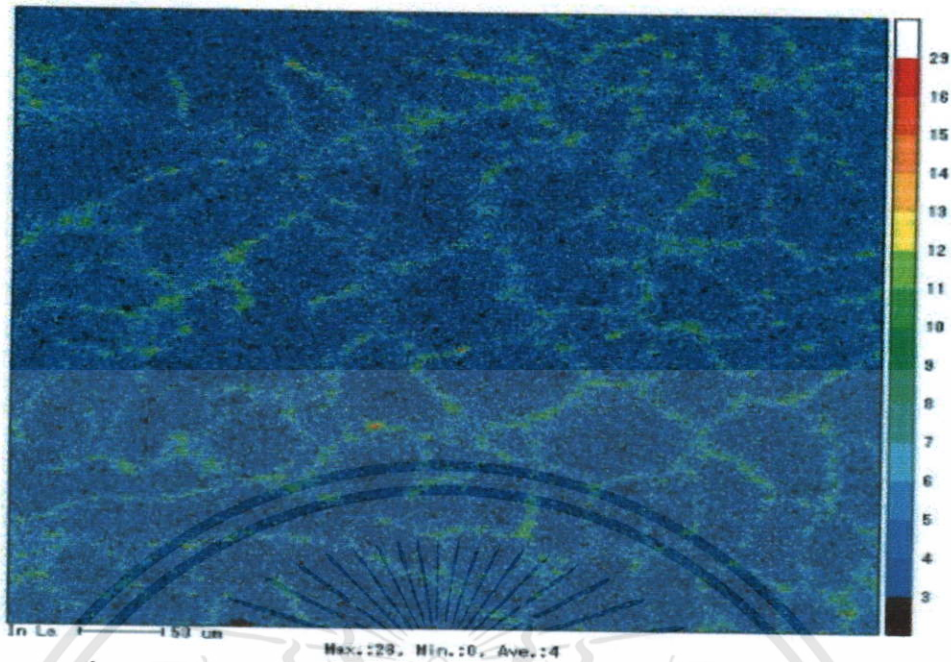


รูปที่ 5.20 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In



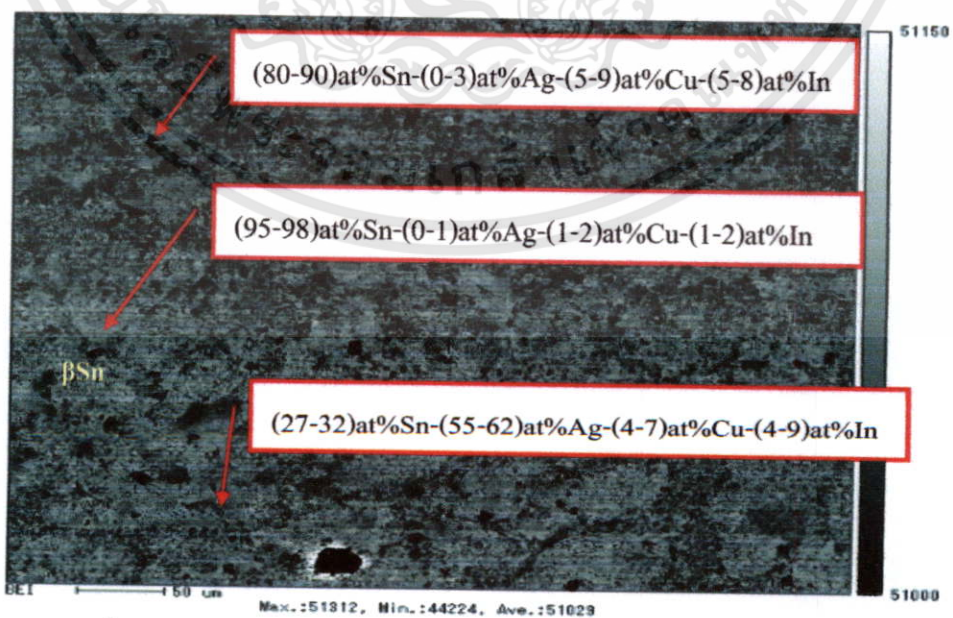
รูปที่ 5.21 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



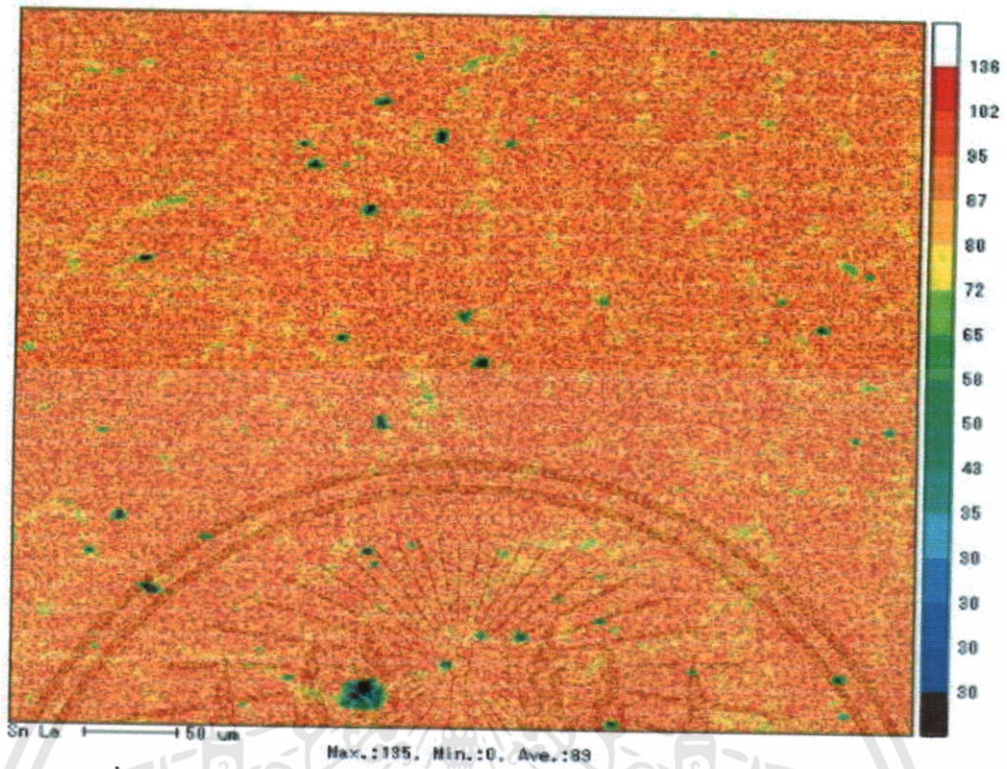
รูปที่ 5.22 การกระจายตัวของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In

จากผล EPMA ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In จะพบว่าพื้นผิวหลักของชิ้นงานประกอบไปด้วยโครงสร้างพื้นฐานซึ่งมีส่วนผสม (97-98)at%Sn-(0-1)at%Ag-(1-2)at%Cu-(0-1)at%In โดยประมาณ ซึ่งเป็นโครงสร้างของเฟส β -Sn จะสังเกตเห็นอย่างชัดเจนว่ามีสีสว่างกว่าบริเวณอื่น โดยจะพบว่าขนาดของเกรนโดยเฉลี่ยจะมีขนาดเล็กลงเมื่อเทียบกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ส่วนโครงสร้างซึ่งอยู่บริเวณขอบเกรน และมีลักษณะเรียวยาว เมื่อพิจารณาจากปริมาณสัดส่วนของสารประกอบที่ได้ เป็นโครงสร้างของ Ag_3Sn

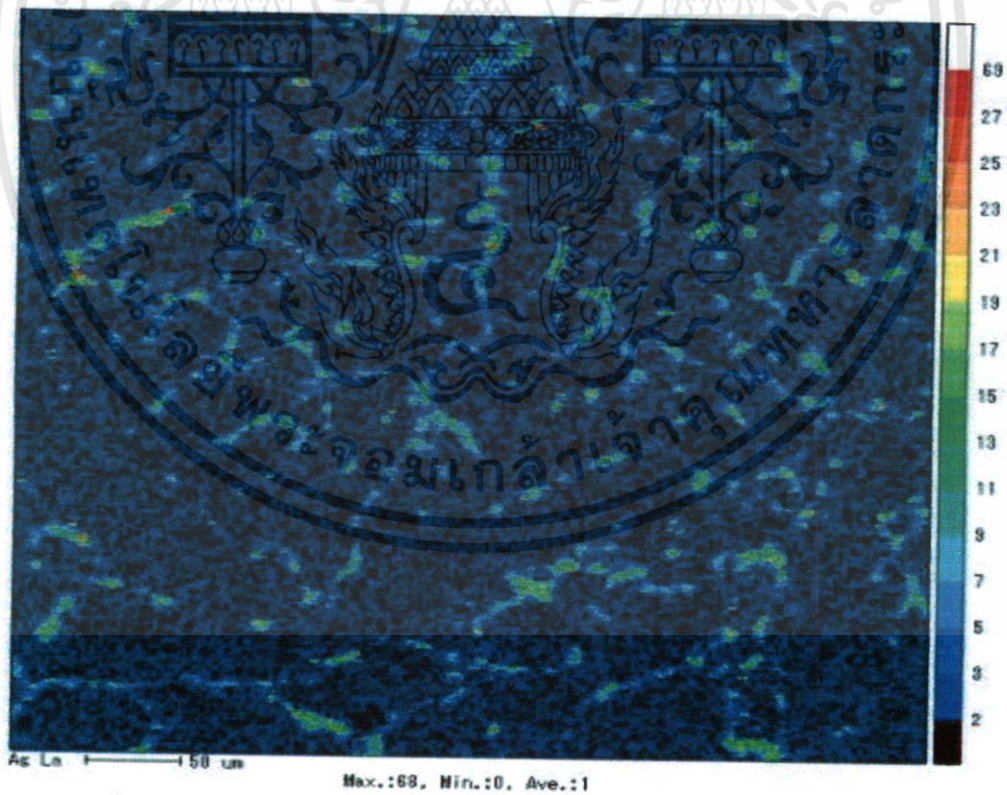


รูปที่ 5.23 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สวอนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

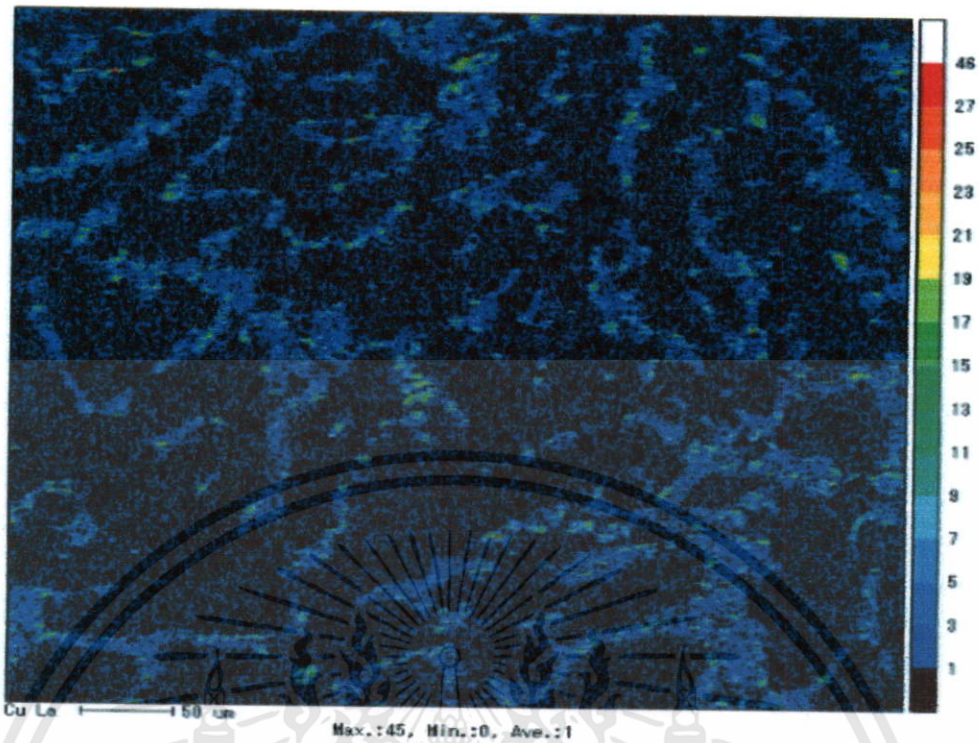


รูปที่ 5.24 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In

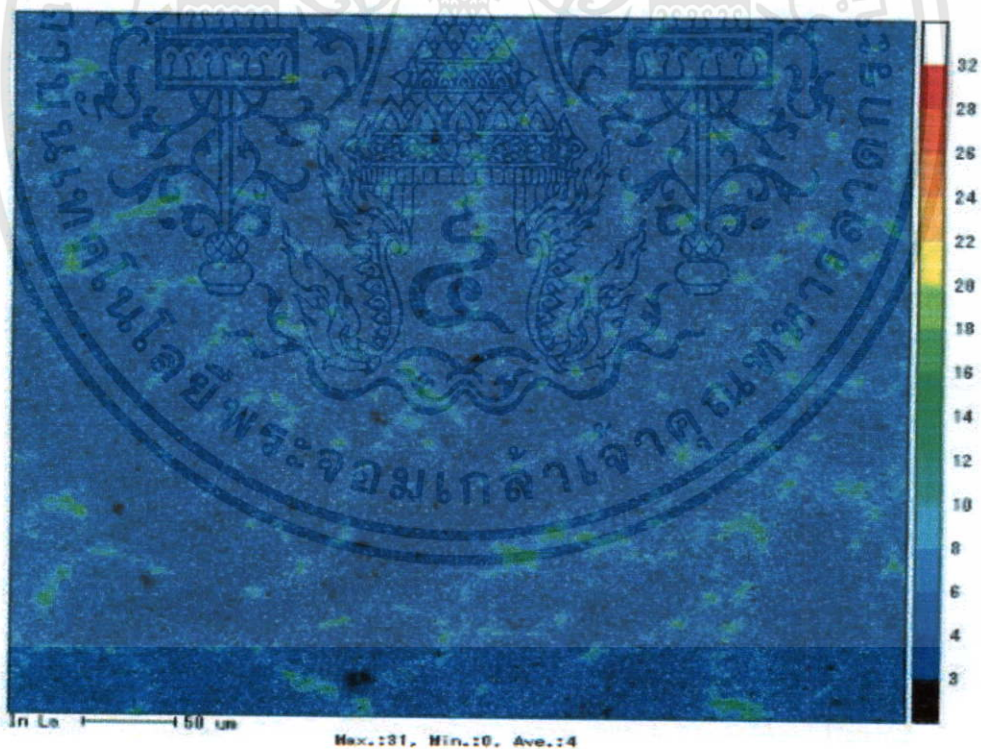


รูปที่ 5.25 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



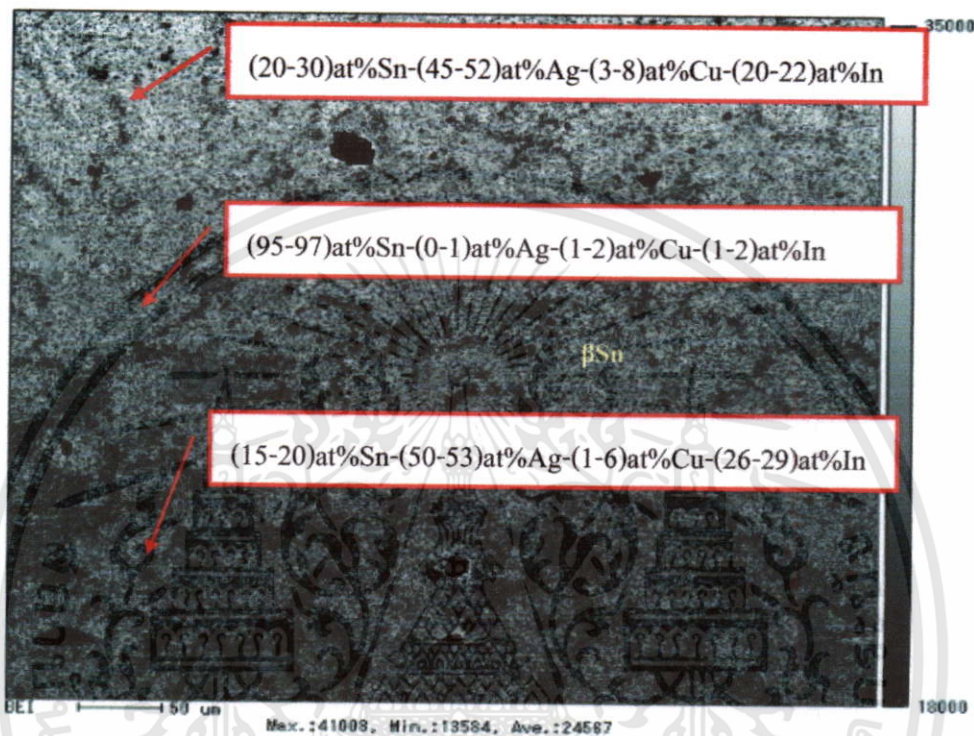
รูปที่ 5.26 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In



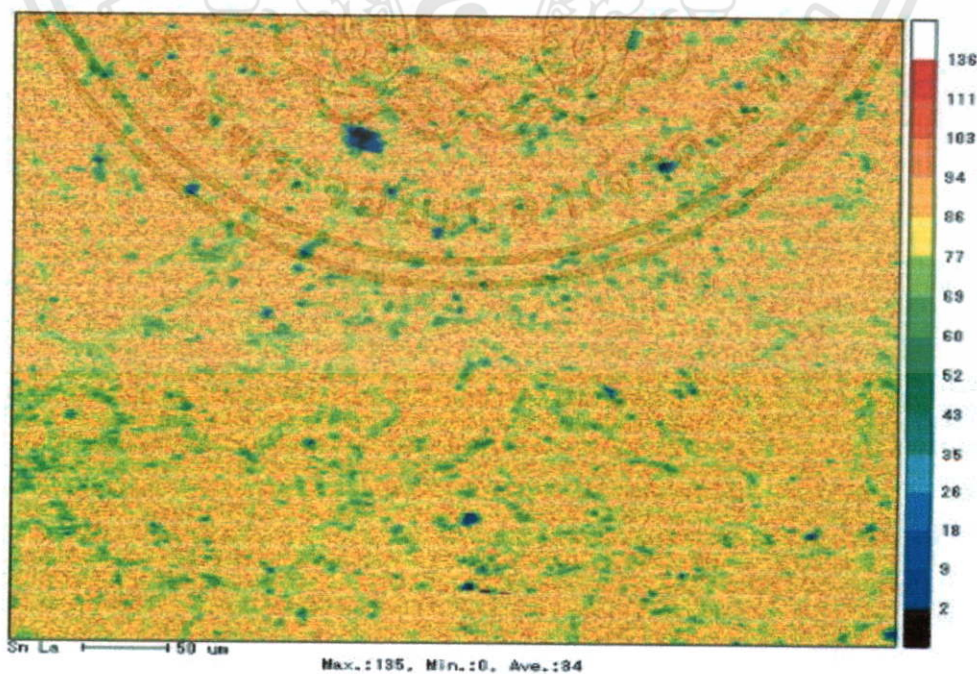
รูปที่ 5.27 การกระจายตัวของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In

จากผล EPMA ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In จะพบว่าเมทริกซ์ของชิ้นงานจะประกอบไปด้วยโครงสร้างพื้นฐานซึ่งมีส่วนผสมโดยประมาณ (95-98)at%Sn-(0-1)at%Ag-(1-2) เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

at%Cu-(1-2)at% In ซึ่งเป็นโครงสร้างของเฟส β -Sn จะสังเกตเห็นอย่างชัดเจนว่ามีสีสว่างกว่าบริเวณอื่น โดยจะพบว่าขนาดของเกรน โดยเฉลี่ยจะมีขนาดเล็กลงเมื่อเทียบกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In ส่วนโครงสร้างซึ่งอยู่บริเวณขอบเกรน และมีลักษณะเรียวยาว เมื่อพิจารณาจากสัดส่วนของสารประกอบที่ได้ เป็นโครงสร้างของ Ag_3Sn

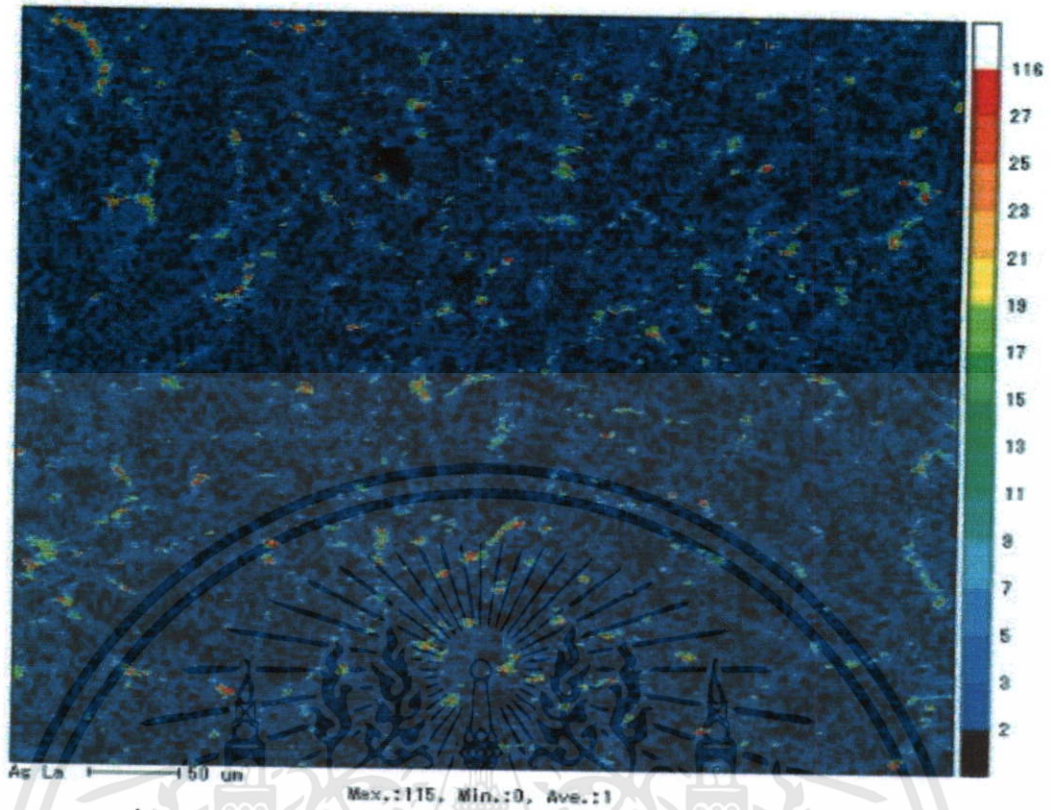


รูปที่ 5.28 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In

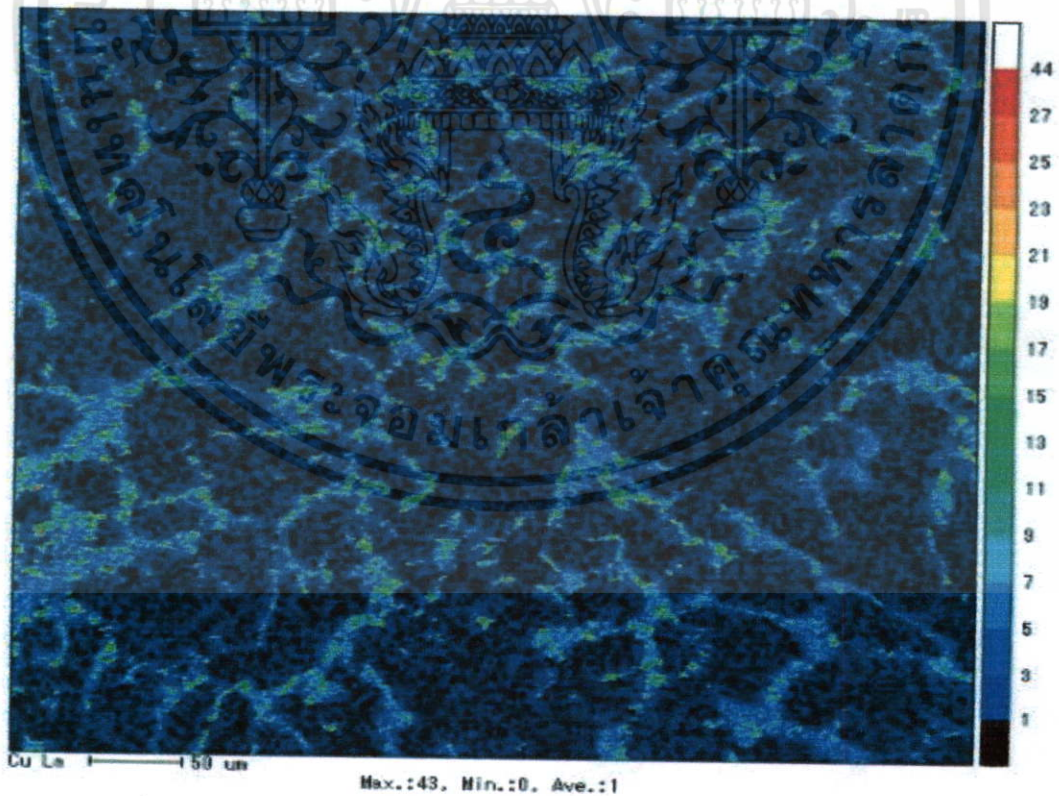


รูปที่ 5.29 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

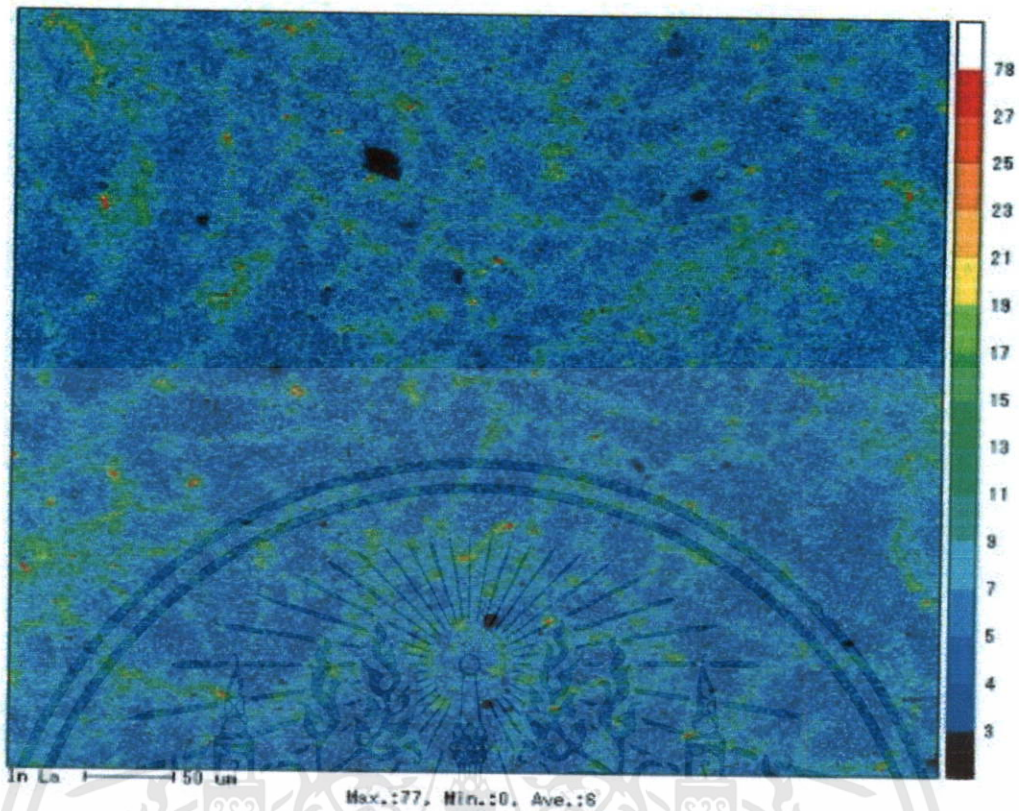


รูปที่ 5.30 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In



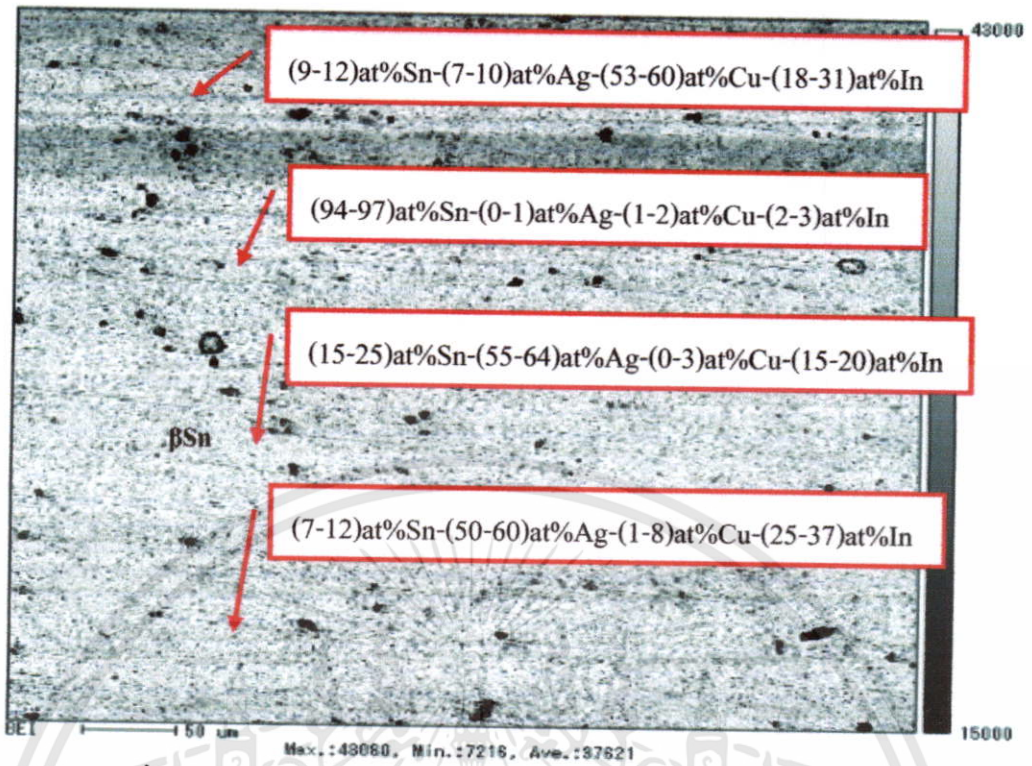
รูปที่ 5.31 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

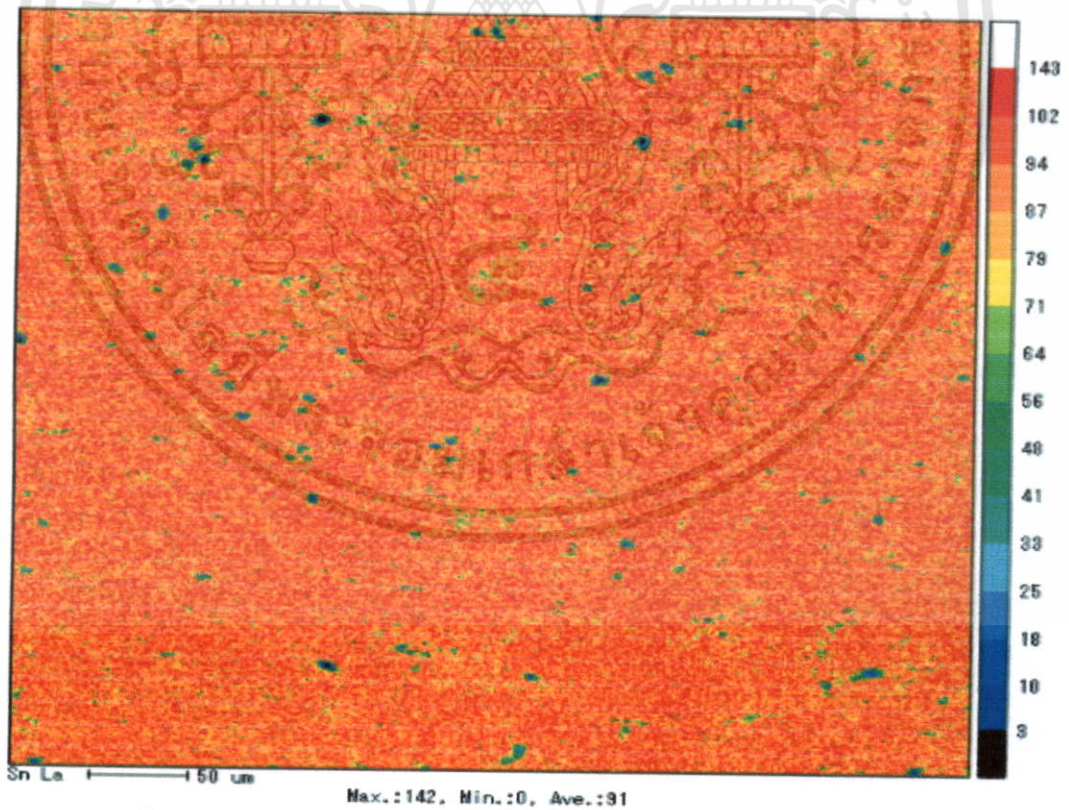


รูปที่ 5.32 การกระจายตัวของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In

จากผล EPMA ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In จะพบว่าพื้นผิวหลักของชิ้นงานจะประกอบไปด้วยโครงสร้างพื้นฐานซึ่งมีส่วนผสมโดยประมาณ (95-97)at%Sn-(0-1)at%Ag-(1-2)at%Cu-(1-2)at%In ซึ่งเป็นโครงสร้างของเฟส β -Sn จะสังเกตเห็นอย่างชัดเจนว่ามีสีสว่างกว่าบริเวณอื่น โดยจะพบว่าขนาดของเกรนโดยเฉลี่ยจะมีขนาดเล็กลงเมื่อเทียบกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In ส่วนโครงสร้างซึ่งอยู่บริเวณขอบเกรน และมีลักษณะเรียวยาว เมื่อพิจารณาจากสัดส่วนของสารประกอบที่ได้ คือ โครงสร้างของ $Ag_3(Sn,In)$ และ Ag_2In

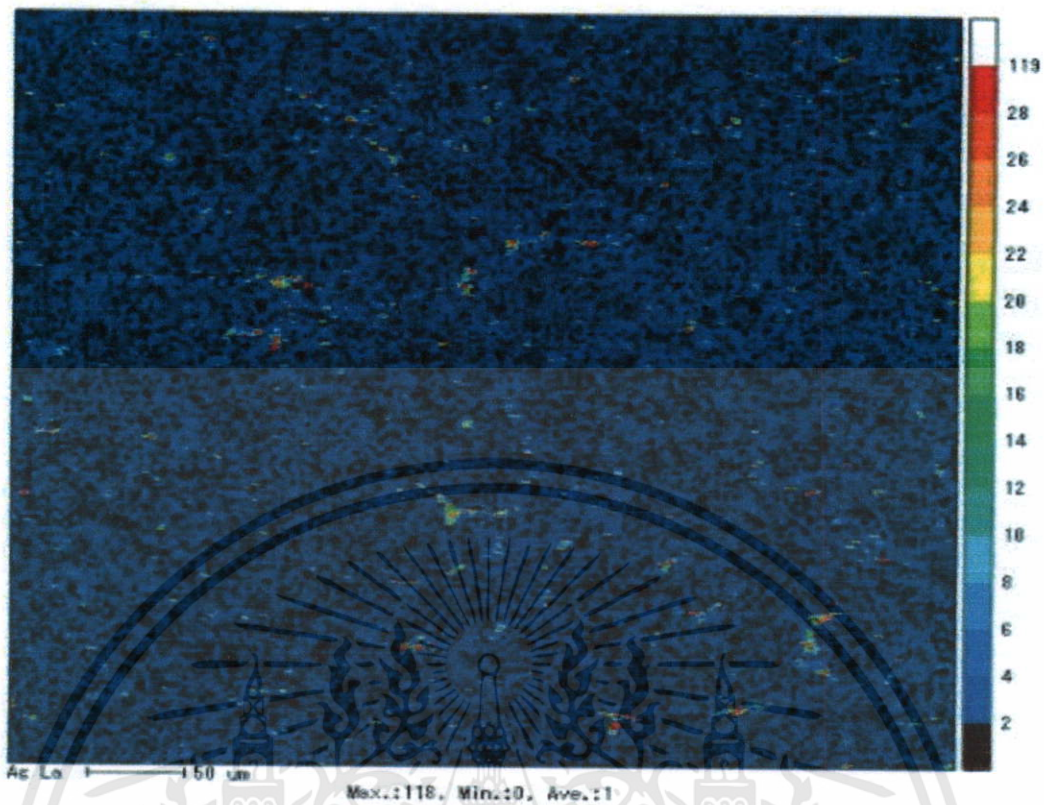


รูปที่ 5.33 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In

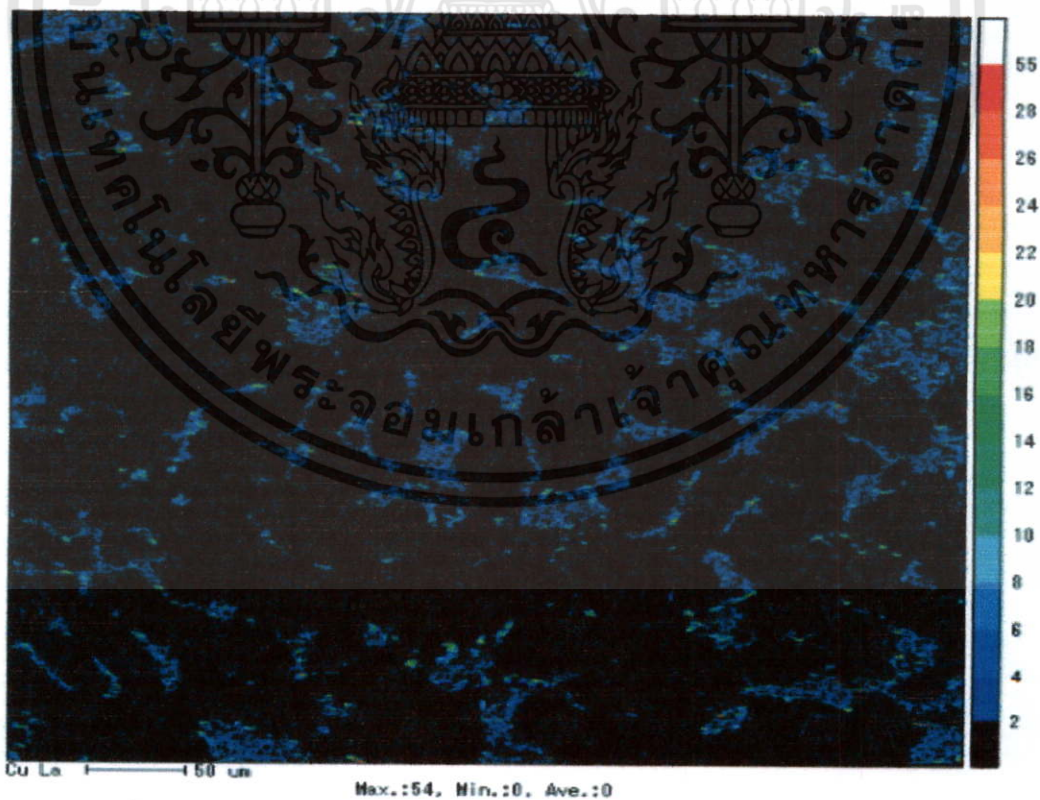


รูปที่ 5.34 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

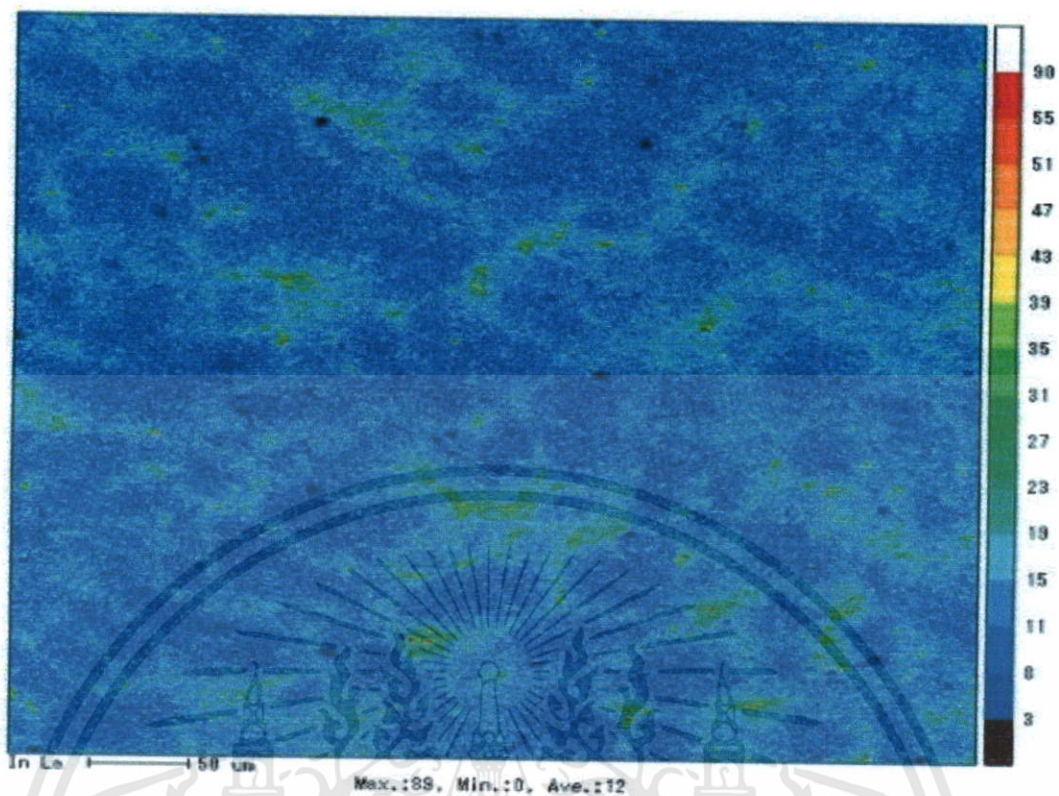


รูปที่ 5.35 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In



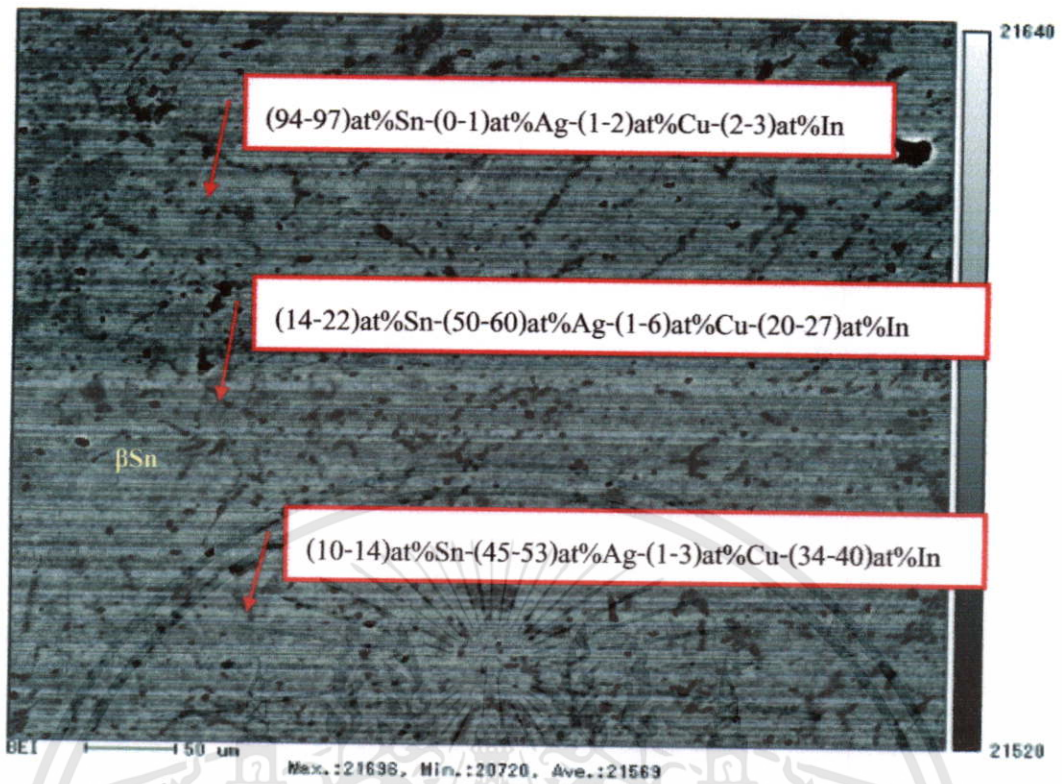
รูปที่ 5.36 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

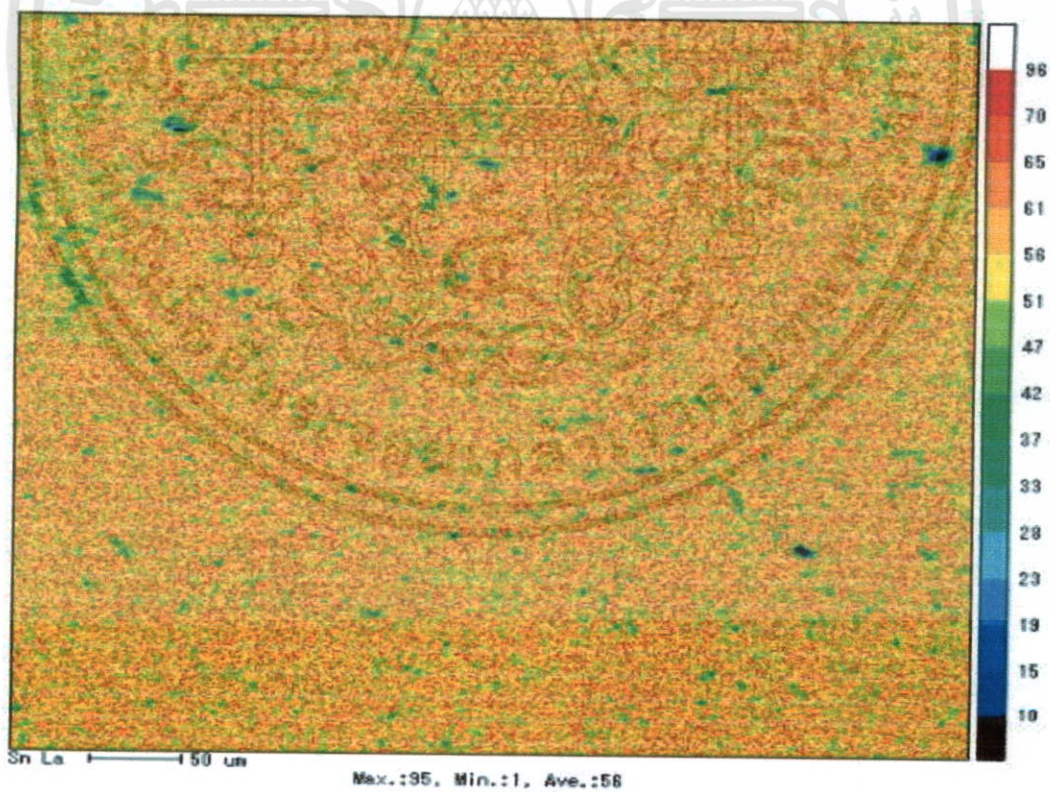


รูปที่ 5.37 การกระจายตัวของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In

จากผล EPMA ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In จะพบว่าพื้นผิวหลักของชิ้นงานจะประกอบไปด้วยโครงสร้างพื้นฐานซึ่งมีส่วนผสมโดยประมาณ $(94-97)\text{at}\% \text{Sn}-(0-1)\text{at}\% \text{Ag}-(1-2)\text{at}\% \text{Cu}-(2-3)\text{at}\% \text{In}$ ซึ่งเป็นโครงสร้างของเฟส $\beta\text{-Sn}$ ซึ่งจะสังเกตเห็นอย่างชัดเจนว่ามีสีสว่างกว่าบริเวณอื่น ส่วนโครงสร้างซึ่งอยู่บริเวณขอบเกรน และมีลักษณะเรียวยาว เมื่อพิจารณาจากสัดส่วนของสารประกอบที่ได้คือโครงสร้างของ $\text{Ag}_3(\text{Sn}, \text{In})$ และ Ag_2In และอีกโครงสร้างหนึ่งซึ่งพบบริเวณขอบเกรนเช่นกันแต่มีรูปร่างค่อนข้างกลม เมื่อพิจารณาจากสัดส่วนของสารประกอบที่ได้คือโครงสร้างของ Cu_2In

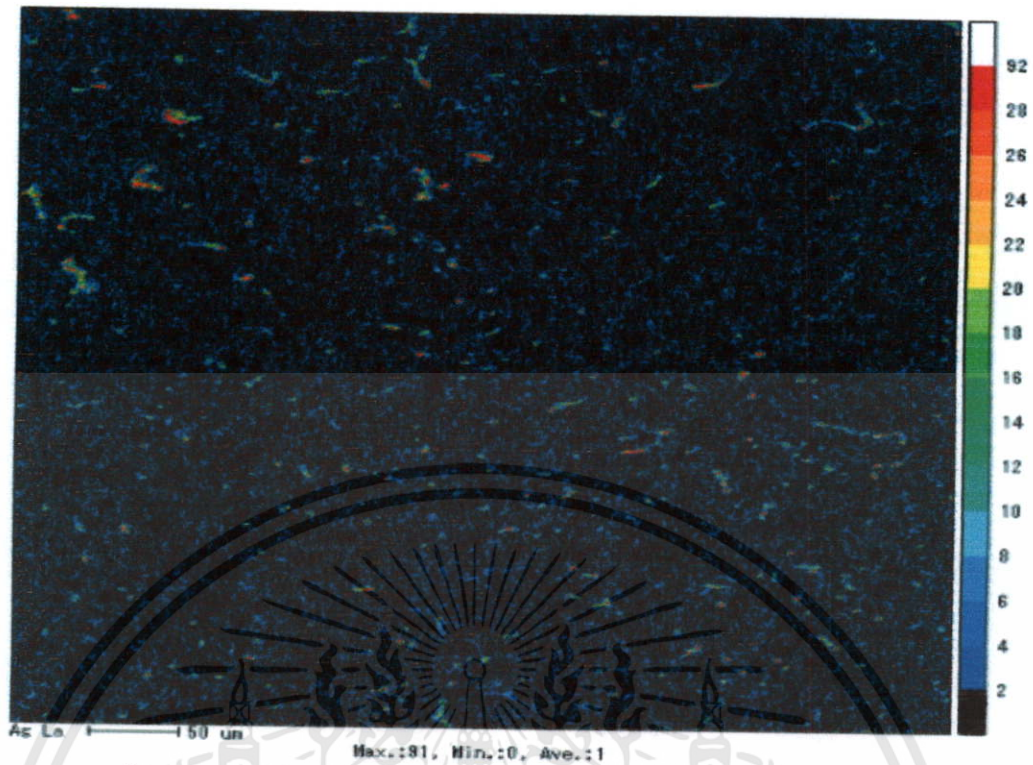


รูปที่ 5.38 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In

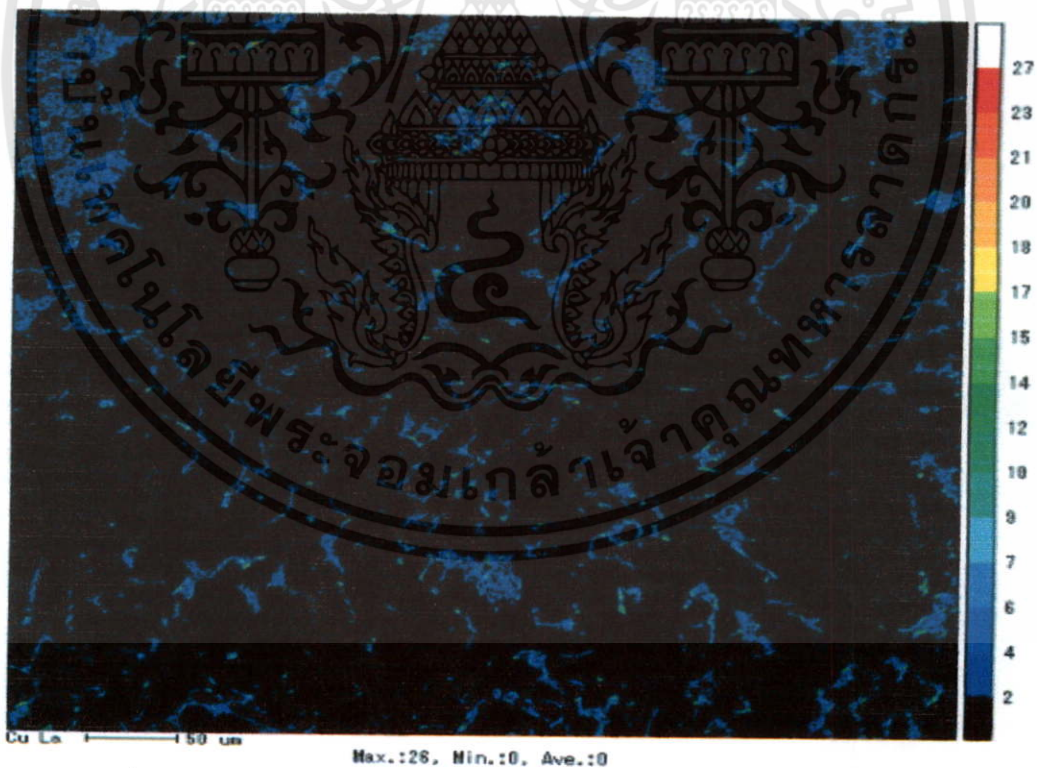


รูปที่ 5.39 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

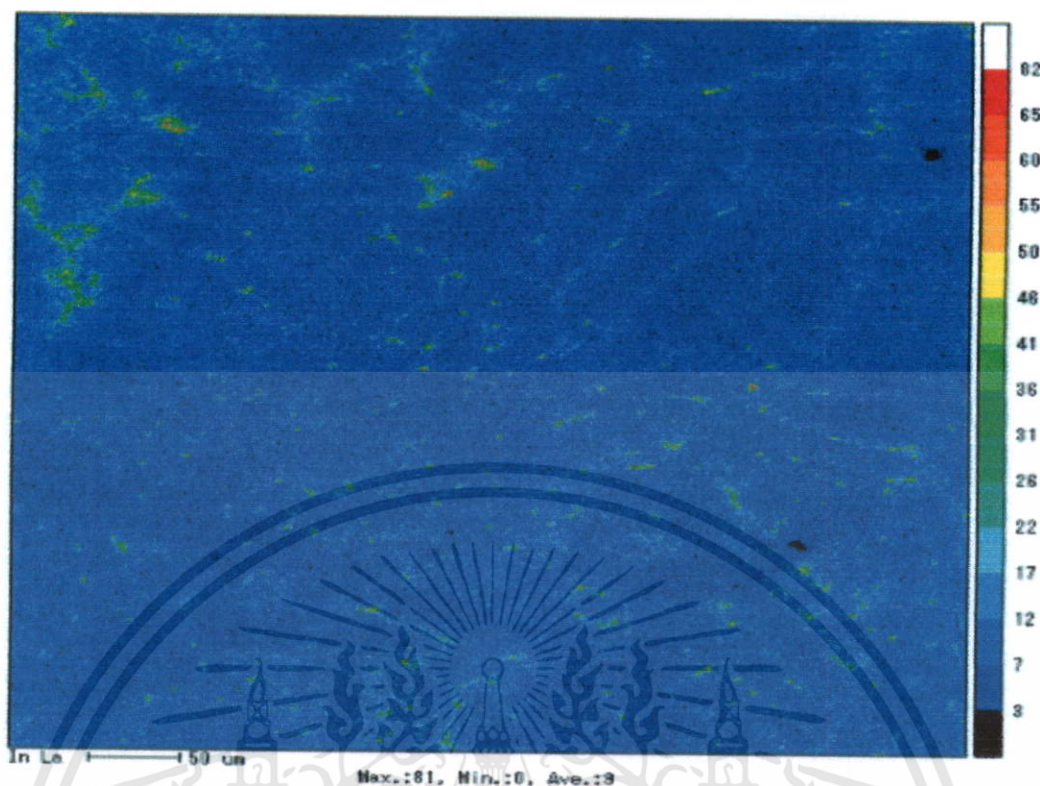


รูปที่ 5.40 การกระจายตัวของ Ag ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In



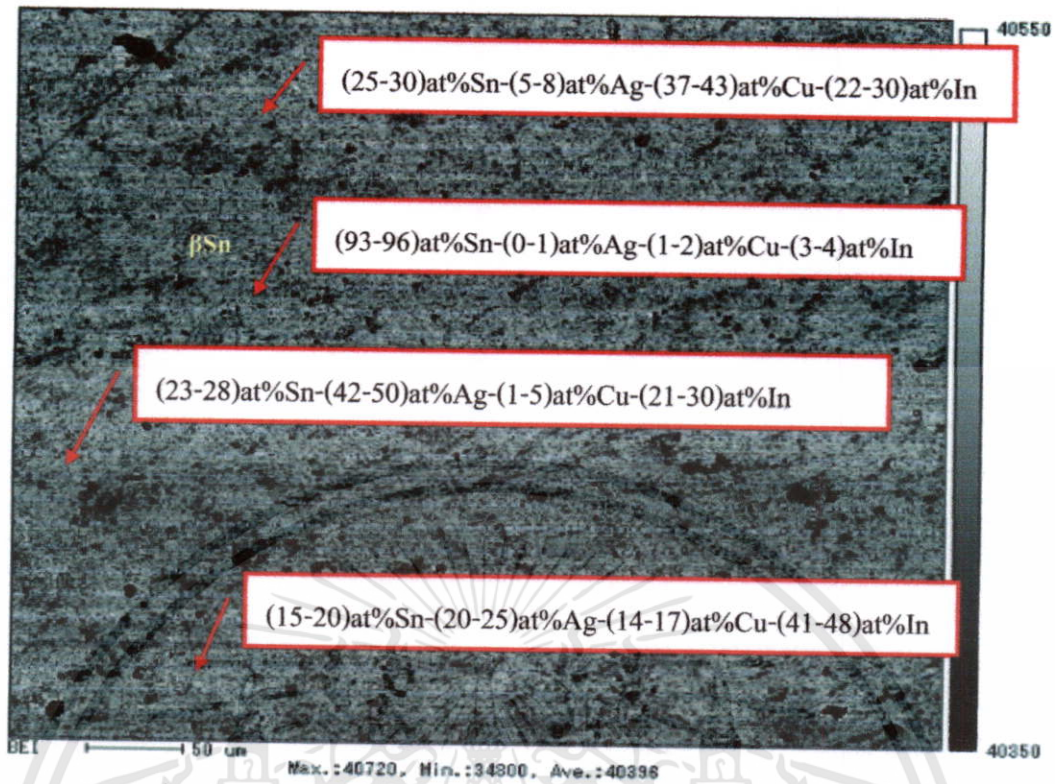
รูปที่ 5.41 การกระจายตัวของ Cu ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

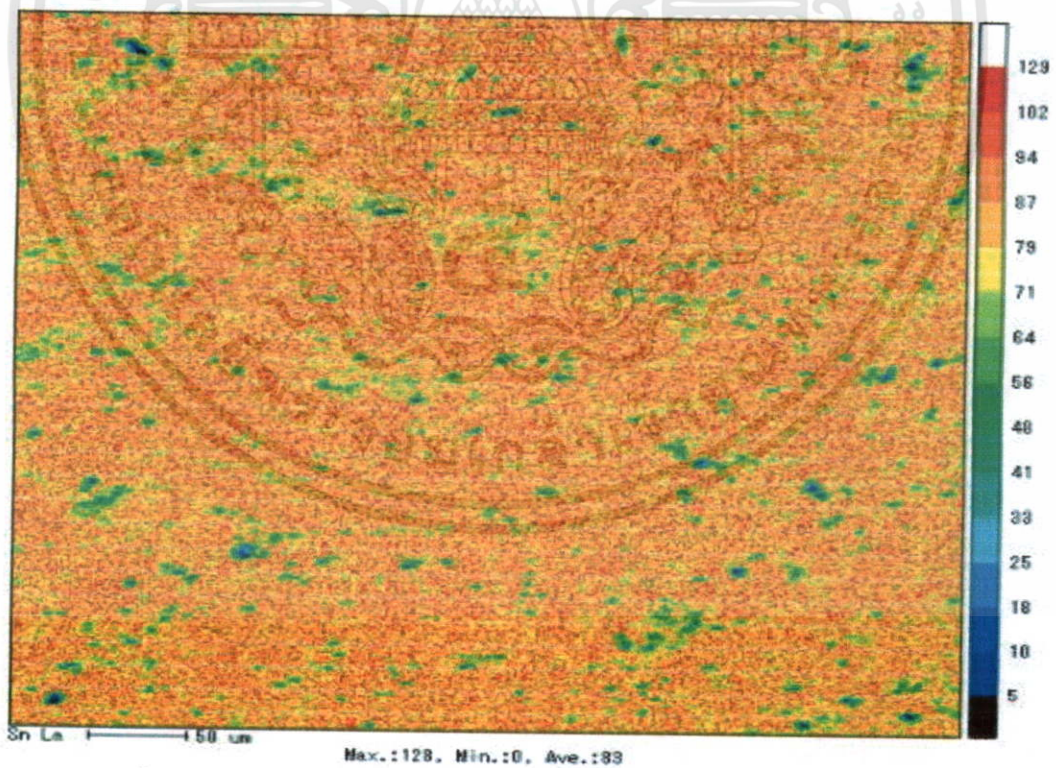


รูปที่ 5.42 การกระจายตัวของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In

จากผล EPMA ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In จะพบว่าพื้นผิวหลักของชิ้นงานจะประกอบไปด้วยโครงสร้างพื้นฐานซึ่งมีส่วนผสมโดยประมาณ $(94-97)\text{at}\% \text{Sn}-(0-1)\text{at}\% \text{Ag}-(1-2)\text{at}\% \text{Cu}-(2-3)\text{at}\% \text{In}$ ซึ่งเป็นโครงสร้างของเฟส $\beta\text{-Sn}$ จะสังเกตเห็นอย่างชัดเจนว่ามีสีสว่างกว่าบริเวณอื่นและพบว่าขนาดของเกรนโดยเฉลี่ยจะมีขนาดเล็กลงเมื่อเทียบกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In ส่วนโครงสร้างซึ่งอยู่บริเวณขอบเกรน และมีลักษณะเรียวยาว เมื่อพิจารณาจากสัดส่วนของสารประกอบที่ได้ คือ โครงสร้างของ $\text{Ag}_3(\text{Sn}, \text{In})$ และ Ag_2In

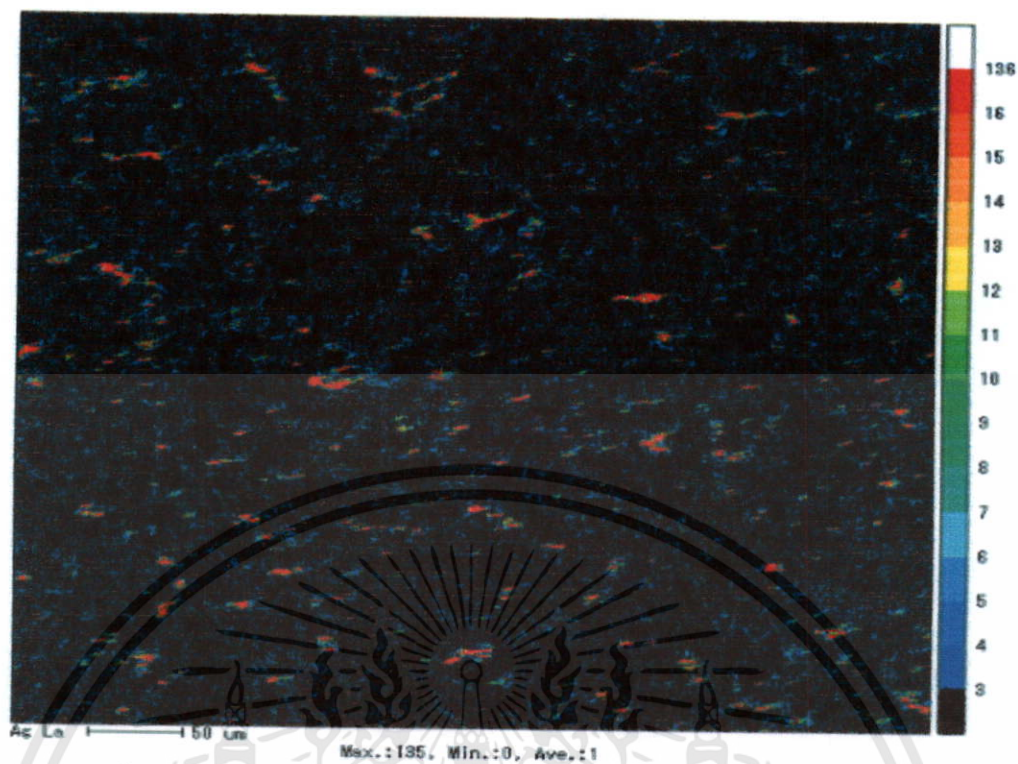


รูปที่ 5.43 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In

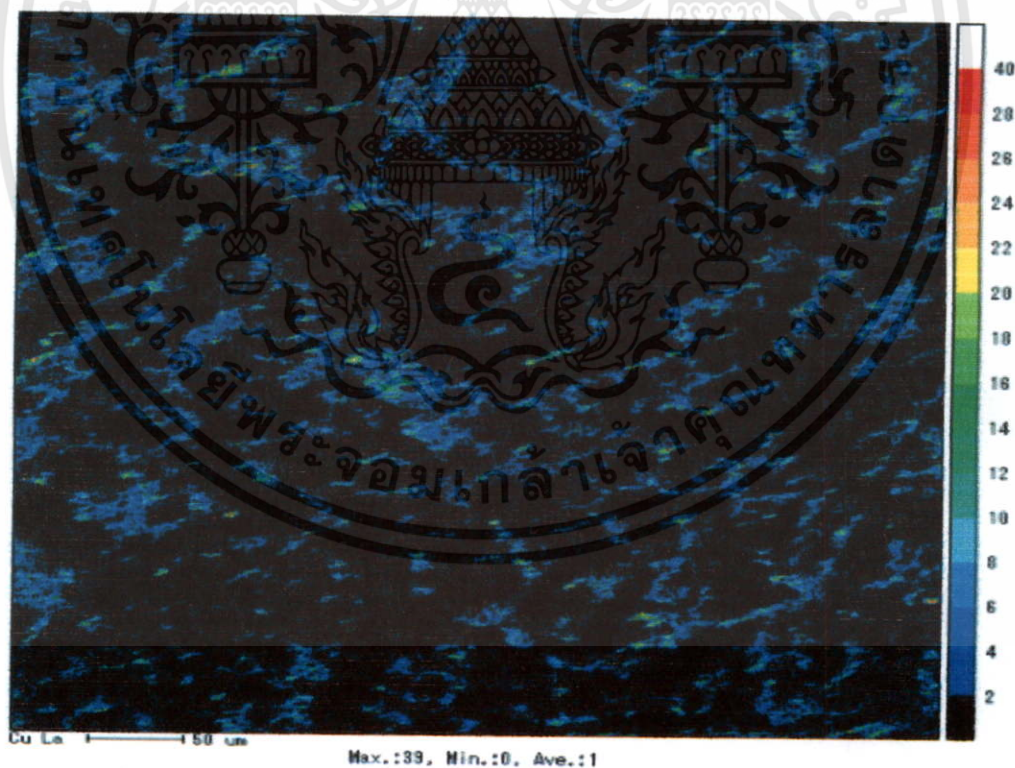


รูปที่ 5.44 การกระจายตัวของ Sn ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

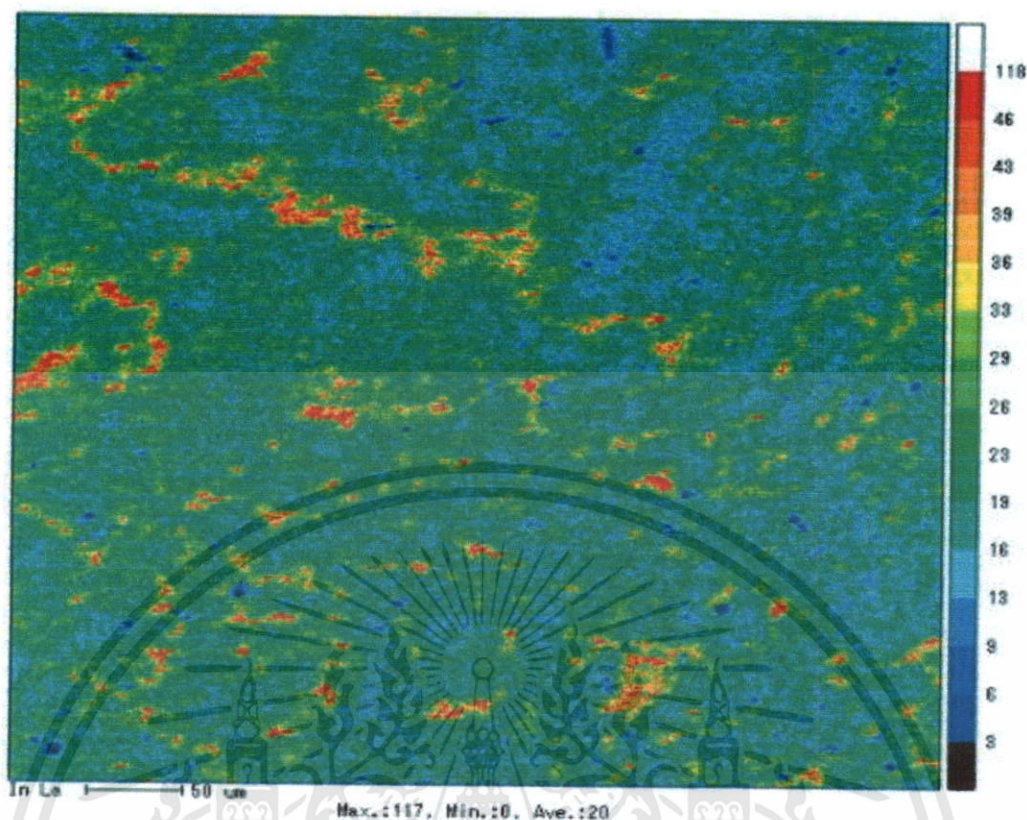


รูปที่ 5.45 การกระจายตัวของ Ag ใน โลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In



รูปที่ 5.46 การกระจายตัวของ Cu ใน โลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 5.47 การกระจายตัวของ In ในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In

จากผล EPMA ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In จะพบว่าพื้นผิวหลักของชิ้นงานจะประกอบไปด้วยโครงสร้างพื้นฐานซึ่งมีส่วนผสมโดยประมาณ $(93-96)\text{at}\%\text{Sn}-(0-1)\text{at}\%\text{Ag}-(1-2)\text{at}\%\text{Cu}-(3-4)\text{at}\%\text{In}$ ซึ่งเป็นโครงสร้างของเฟส $\beta\text{-Sn}$ ซึ่งจะสังเกตเห็นอย่างชัดเจนว่ามีสีสว่างกว่าบริเวณอื่นและพบว่าขนาดของเกรนโดยเฉลี่ยจะมีขนาดเล็กลงเมื่อเทียบกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In ส่วนโครงสร้างซึ่งอยู่บริเวณขอบเกรน และมีลักษณะเรียวยาวเมื่อพิจารณาจากสัดส่วนของสารประกอบที่ได้คือโครงสร้างของ $\text{Ag}_3(\text{Sn},\text{In})$ และ AgIn_2 นอกจากนี้บริเวณขอบเกรน พบโครงสร้างซึ่งมีลักษณะกลม เมื่อพิจารณาจากสัดส่วนของสารประกอบที่ได้คือลักษณะโครงสร้างของ Cu_2In

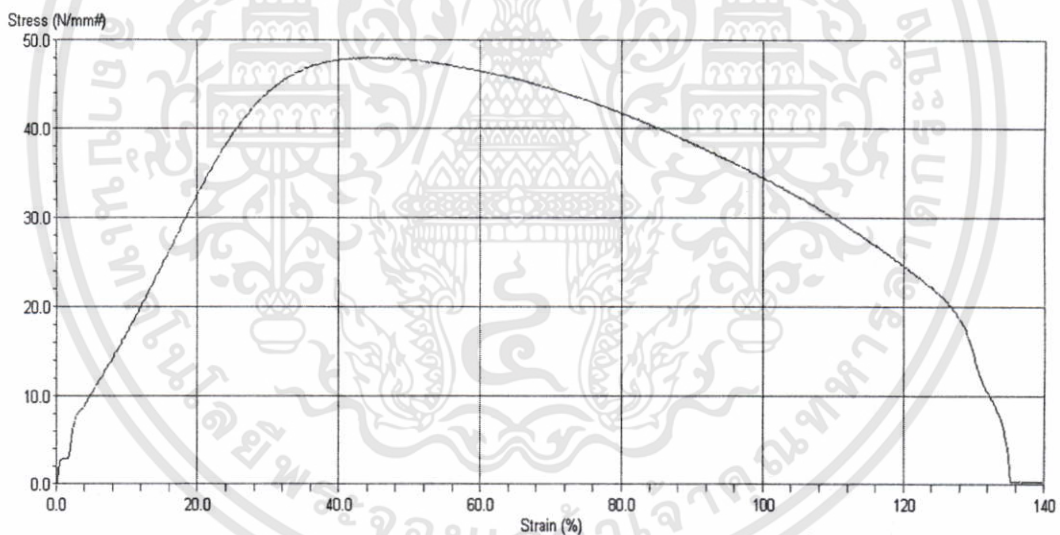
จากผลการวิเคราะห์การกระจายตัวของธาตุแต่ละธาตุด้วย EPMA โดยรวมแล้วจะพบว่าพื้นผิวโดยส่วนมากของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-Ag-Cu จะประกอบด้วย $\beta\text{-Sn}$ เป็นโครงสร้างพื้นฐาน นอกจากนี้ยังมีโครงสร้างที่มีสีทึบซึ่งเป็นสารประกอบของ Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 ที่ละลายอยู่ในเมทริกซ์ Sn ซึ่งสอดคล้องกับผลการศึกษาของ Yu และคณะ โดย Ag_3Sn นั้นจะมีลักษณะยาวรี ส่วน Cu_6Sn_5 นั้นจะมีลักษณะกลมมน และลักษณะโครงสร้างของ Ag_3Sn จะมีลักษณะสว่างกว่าเล็กน้อย [32] ทั้งนี้ เมื่อทำการปรับปรุงสมบัติโดยการเติม In เข้าไปจะสังเกตได้อย่างชัดเจนว่าขนาดของเกรนโดยเฉลี่ยนั้นจะมีขนาดเล็กลงเมื่อมีส่วนผสมของ In ในปริมาณที่เพิ่มขึ้น โดย In จะกระจายตัวอยู่ทั่วไปทั้งในบริเวณที่เป็นพื้นผิวปกติและในบริเวณที่เป็นขอบเกรน แต่เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บริเวณขอบเกรนจะหนาแน่นมากกว่า และจะพบ In อยู่ในรูปของสารประกอบหลายชนิด เช่น สารประกอบระหว่าง $Ag_3(Sn,In)$ ดังเช่นที่พบในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In, Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In, Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In และ Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In หรืออาจพบในรูปของสารประกอบ Ag_2In ซึ่งตรวจพบในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In และ Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In และ อาจพบในรูปสารประกอบ Cu_2In โดยตรวจพบในโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In และ Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In เป็นต้น

5.2 การวิเคราะห์ผลทางกล

5.2.1 การทดสอบความต้านแรงดึง (Tensile strength test)

จากการทดสอบค่าความต้านแรงดึงของโลหะบัดกรีโดยอ้างอิงตามมาตรฐาน ASTM E8M ได้ผลการทดสอบออกมาในรูปของเส้นโค้งความเค้นกับความเครียด (Stress – strain curve) ดังกราฟตัวอย่างในรูปที่ 5.48



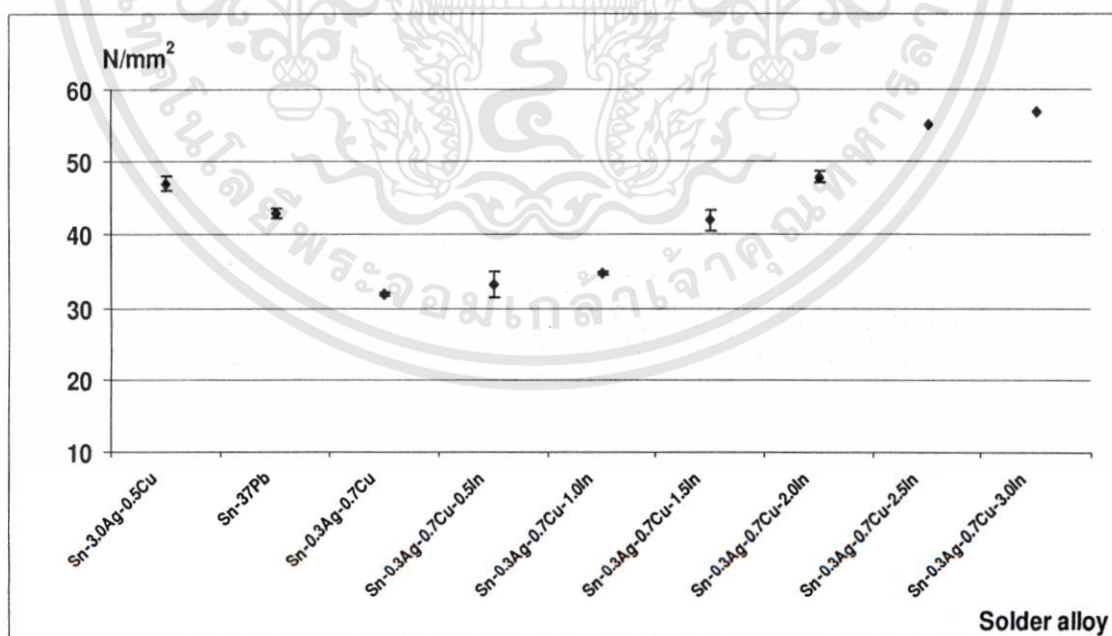
รูปที่ 5.48 ตัวอย่างเส้นโค้งความเค้นกับความเครียดที่ได้จากการทดสอบค่าความต้านแรงดึง

จากข้อมูลในกราฟ เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดที่สามารถนำมาอ่านความต้านแรงดึง ได้ดังตารางที่ 5.1

ตารางที่ 5.1 ผลการทดสอบความต้านแรงดึง

Sample no.	Solder alloy	Tensile strength (N/mm ²)
1	Sn-3.0Ag-0.5Cu	46.9
2	Sn-37Pb	43.0
3	Sn-0.3Ag-0.7Cu	31.9
4	Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In	33.3
5	Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In	34.7
6	Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In	41.9
7	Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In	47.9
8	Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In	55.2
9	Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In	56.9

จากผลการทดลองที่อ่านค่าได้สามารถนำมาสร้างกราฟเพื่อวิเคราะห์แนวโน้ม และอิทธิพลของการเติม In ต่อสมบัติทางด้านความต้านแรงดึง ได้ดังรูปที่ 5.49



รูปที่ 5.49 ค่าความต้านแรงดึงของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

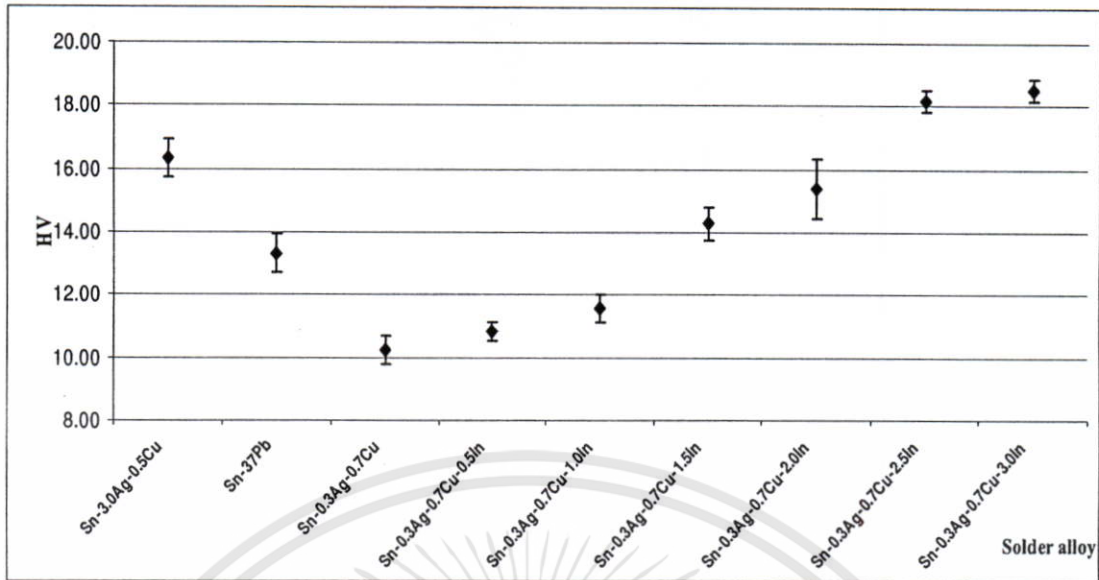
จากผลของค่าความต้านแรงดึงที่ได้จากการทดลองพบว่า ค่าความต้านแรงดึงของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu จะมีค่าต่ำสุด และต่ำกว่าค่าความต้านแรงดึงของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb และ Sn-3.0Ag-0.5Cu นั้นแสดงว่าโลหะบัดกรีดังกล่าวไม่สามารถรับแรงกระทำสูง ๆ ได้ดีเท่ากับโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb และ Sn-3.0Ag-0.5Cu แต่เมื่อทำการปรับปรุงสมบัติของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu โดยการเติม In เข้าไปแล้วพบว่าค่าความต้านแรงดึงจะมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณ In ที่เพิ่มมากขึ้น ทั้งนี้เนื่องจาก ธาตุ In ที่เติมลงไปนั้นส่งผลให้ขนาดของสารประกอบเชิงโลหะมีขนาดเล็กและกระจายตัวสม่ำเสมอมากขึ้นนอกจากนี้ ธาตุ In ที่เติมลงไปนั้นโดยมากจะถูกสะสมอยู่บริเวณขอบเกรนทำให้แนวเขตเกรน สามารถต้านทานการเกิดดิสโลเคชัน ได้เป็นอย่างดีส่งผลให้ค่าความต้านแรงดึงสูงตามไปด้วย โดยโลหะบัดกรีที่มีค่าความต้านแรงดึงสูงที่สุดคือโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In และสูงกว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu

5.2.2 การทดสอบความแข็ง (Hardness test)

จากการทดสอบความแข็งของชิ้นงานโดยใช้เครื่องทดสอบความแข็งแบบ Vickers micro hardness ได้ผลการทดลองดังตารางที่ 5.2

ตารางที่ 5.2 ค่าความแข็งของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่ได้จากการทดสอบ

Sample No.	Sample	Hardness (HV)
1	Sn-3.0Ag-0.5Cu	16.33
2	Sn-37Pb	13.33
3	Sn-0.3Ag-0.7Cu	10.23
4	Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In	10.83
5	Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In	11.58
6	Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In	14.28
7	Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In	15.40
8	Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In	18.18
9	Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In	18.53



รูปที่ 5.50 ค่าความแข็งโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

จากผลการทดลองที่ได้ดังแสดงในกราฟ 5.50 พบว่า ค่าความแข็งของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu จะมีค่าสูงกว่าตะกั่วบัดกรี Sn-37Pb และสูงกว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ด้วย แต่ทั้งนี้ เมื่อนำโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu มาทำการปรับปรุงสมบัติทางกลโดยการเพิ่มธาตุตัวที่ 4 เข้าไปคือ In พบว่าค่าความแข็งของโลหะบัดกรีที่ได้จะมีค่าเพิ่มขึ้น และค่าความแข็งจะสูงมากขึ้นตามปริมาณ In ที่มากขึ้น โดยโลหะบัดกรีที่มีค่าความแข็งสูงที่สุดคือโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In และโลหะบัดกรีที่ค่าความแข็งต่ำที่สุดคือโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ซึ่งผลที่ได้สอดคล้องกับค่าความต้านแรงดึงที่ได้จากการทดสอบในรูปที่ 5.49 ทั้งนี้สามารถอธิบายได้ว่า จากลักษณะโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีสังเกตพบว่าเมื่อมีการเติม In ในปริมาณที่มากขึ้น ขนาดเกรนโดยเฉลี่ยจะมีขนาดเล็กลง อันเนื่องมาจากปรากฏการณ์การดูดซับอะตอมของตัวถูกละลาย คือ In ซึ่งมีบทบาทสำคัญในกระบวนการแข็งตัวของโลหะผสมและส่งผลโดยตรงต่อลักษณะโครงสร้างจุลภาค

จากปรากฏการณ์การดูดซับอะตอมของตัวถูกละลาย บนระนาบที่แตกต่างกันนั้นจะพบว่า ระนาบที่มีค่าแรงดึงผิวสูงๆ จะสามารถเติบโตได้รวดเร็ว และมีความสามารถในการดูดซับอะตอมของตัวถูกละลายได้ดีเช่นกัน ซึ่งปริมาณการดูดซับอะตอมของตัวถูกละลายบนระนาบ K สามารถเขียนให้อยู่ในรูปของสมการทางคณิตศาสตร์ได้ดังสมการที่ 5.1

$$\Gamma^K = -\frac{C}{RT} \frac{d\lambda^K}{dC} \quad (5.1)$$

เมื่อ Γ^K คือ ค่าการดูดซับอะตอมของตัวถูกละลายบนระนาบ K, C คือ ค่าความเข้มข้นของตัวถูกละลาย, R คือ ค่าคงที่ของ Planck, T คือ ค่าอุณหภูมิสัมบูรณ์ และค่า γ^K เป็นค่าแรงดึงผิวที่เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ระนาบ K และเมื่อระนาบ K มีการดูดซับอะตอมของตัวถูกละลาย ค่าแรงตึงผิวที่ได้สามารถแสดงได้ดังสมการที่ 5.2

$$\gamma_C^K = \gamma_0^K - RT \int_0^C \frac{\Gamma^K}{C} dC \quad (5.2)$$

เมื่อ γ_C^K คือ แรงตึงผิวบนระนาบ K ที่มีการดูดซับอะตอมของตัวถูกละลาย และ γ_0^K คือ ค่าแรงตึงผิวเริ่มต้นของระนาบ K ที่ไม่มีการดูดซับอะตอมของตัวถูกละลาย ดังนั้นค่าพลังงานพื้นผิวอิสระ (Surface free energy) ของทั้งอนุภาคแสดงดังสมการที่ 5.3

$$\sum_K \gamma_C^K A_K = \sum_K \left(\gamma_0^K - RT \int_0^C \frac{\Gamma^K}{C} dC \right) A_K \quad (5.3)$$

เมื่อค่า A_K คือ พื้นที่ผิวของระนาบ K ดังนั้นการลดค่าพลังงานพื้นผิวอิสระสามารถทำได้ดังสมการที่ 5.4

$$\sum A_K \int \frac{\Gamma^K}{C} dC \rightarrow \max. \quad (5.4)$$

จากความสัมพันธ์ดังกล่าวได้แสดงให้เห็นว่า บนระนาบที่มีค่า Γ^K มากที่สุดจะมีบทบาทสำคัญมากที่สุดในการที่จะลดค่าพลังงานอิสระ (Free energy) ในบริเวณส่วนต่อประสาน (Interface) โดยปกติแล้วการดูดซับอะตอมจะทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปร่างโครงสร้างจุลภาค โดยการดูดซับไม่เพียงจะช่วยลดความแตกต่างของพลังงานพื้นผิวในแต่ละระนาบเท่านั้น แต่ยังมีส่วนช่วยในการยับยั้งการเจริญเติบโตของระนาบดังกล่าว ซึ่งจะสังเกตได้จากขนาดของสารประกอบเชิงโลหะ และเฟส β -Sn มีขนาดละเอียดมากขึ้น เป็นการช่วยปรับปรุงสมบัติทางด้านความแข็งและค่าความต้านแรงตึงให้กับโลหะบัดกรีได้ [31]

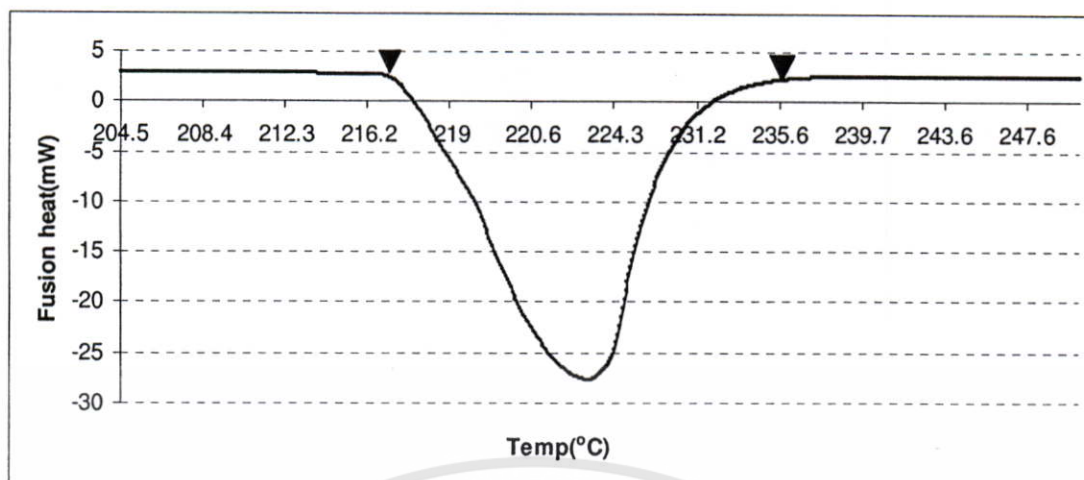
5.3 การวิเคราะห์สมบัติทางความร้อน

5.3.1 การทดสอบจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี

จากผลการวิเคราะห์จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดโดยเครื่อง Differential scanning calorimeter (DSC) ได้ผลการทดลองออกมาในรูปของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่า

อุณหภูมิ และ Fusion heat ดังตัวอย่างในรูปที่ 5.51

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



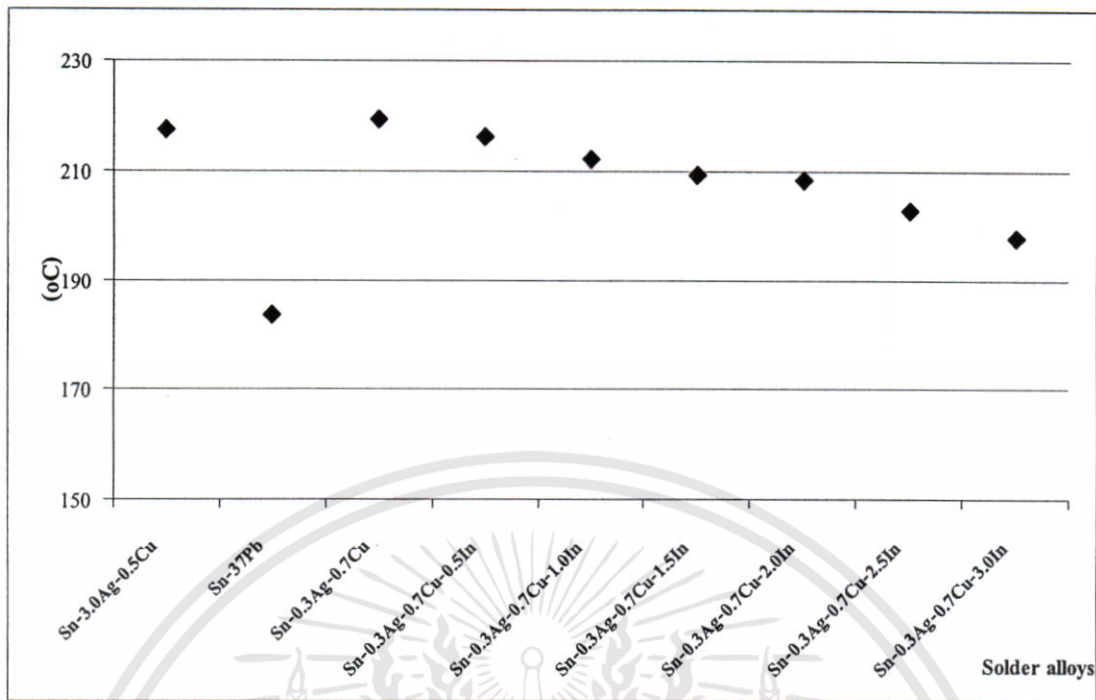
รูปที่ 5.51 ตัวอย่างกราฟที่ได้จากการวิเคราะห์จุดหลอมเหลว

จากกราฟที่ได้สามารถอ่านค่าของอุณหภูมิหลอมเหลว (Liquidus temperature) และอุณหภูมิโซลิดัส (Solidus temperature) ได้ดังตารางที่ 5.3

ตารางที่ 5.3 จุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่อ่านได้จากกราฟ DSC

Solder alloys	Solidus temperature (°C)	Liquidus temperature (°C)
Sn-3.0Ag-0.5Cu	217.4	236.2
Sn-37Pb	183.7	200.8
Sn-0.3Ag-0.7Cu	219.4	241.7
Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In	216.2	240.8
Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In	212.2	240.6
Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In	209.4	238.4
Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In	208.5	237.4
Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In	202.7	232.6
Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In	197.7	230.2

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



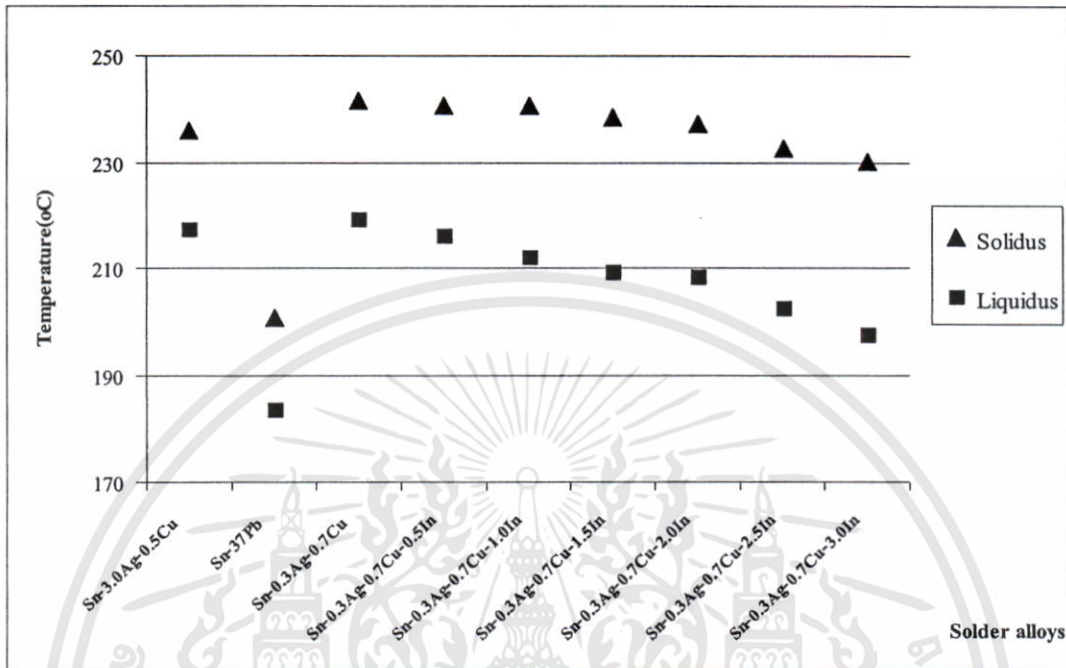
รูปที่ 5.52 อุณหภูมิโซลิดัสของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

จากผลที่ได้สามารถบอกได้ว่าโลหะบัดกรีที่มีจุดหลอมเหลวสูงที่สุดคือ โลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu คือ 219.4°C และโลหะบัดกรีที่มีจุดหลอมเหลวต่ำสุดคือ โลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb คือ 183.7°C และสำหรับกลุ่มของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ซึ่งเป็นกลุ่มที่นำมาปรับปรุงสมบัติโดยการเติม In ลงไปนั้นจะสังเกตพบว่า เมื่อมีการเติม In ในปริมาณที่มากขึ้น จุดหลอมเหลวจะมีค่าต่ำลง ดังกราฟที่แสดงในรูปที่ 5.52 ซึ่งสอดคล้องกับผลการศึกษาของ Song และ คณะได้อธิบายไว้ว่าธาตุ In ที่เติมลงไปจะทำให้เกิดโครงสร้าง $\beta\text{-Sn}$ ที่ละเอียดมากขึ้น รวมทั้งเกิดสารประกอบซึ่งมีจุดหลอมเหลวต่ำในเมทริกซ์ของโลหะบัดกรี ส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของจุดหลอมเหลว [24,26] นั่นแสดงว่าการเติม In ลงในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.3Ag-0.7Cu สามารถช่วยลดจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีลงได้ โดยไม่ทำลายสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี

นอกจากนี้เมื่อทำการเปรียบเทียบระหว่างอุณหภูมิลิควิดัส และ โซลิดัส พบว่าโลหะบัดกรีที่มีการเติมปริมาณ In ที่มากขึ้นจะส่งผลให้ช่วงระหว่างอุณหภูมิลิควิดัส และ โซลิดัสมีความกว้างมากขึ้นตามไปด้วยดังรูปที่ 5.53 ซึ่งเมื่อทำการอ้างอิงจากลักษณะโครงสร้างจุลภาคแล้ว จะพบว่าเมื่อมีการเติม In ในปริมาณที่มากขึ้น จะทำให้เกิดโครงสร้างที่หยาบและโครงสร้างที่ละเอียดสลับกันไปมากขึ้นตามปริมาณ In ที่มากขึ้น ซึ่งปรากฏการณ์ดังกล่าวส่งผลให้มีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิยูเทกติก และมีการขยายช่วงของอุณหภูมิโซลิดัสและลิควิดัสได้ [24] โดยโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In จะมีช่วงระหว่างอุณหภูมิลิควิดัสและโซลิดัสสูงที่สุดคือ 25.8°C และช่วงต่ำสุด คือโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb ซึ่งช่วงความกว้างระหว่างอุณหภูมิลิควิดัส และ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โซลิดัสนี่ถือเป็นปัจจัยสำคัญในการเลือกใช้โลหะบัดกรีเช่นกัน เนื่องจากช่วงระหว่างอุณหภูมิ ลิกวิดัสและโซลิดัสที่กว้างมากขึ้นนั้นจะทำให้ควบคุมอุณหภูมิได้ยากในกระบวนการผลิต

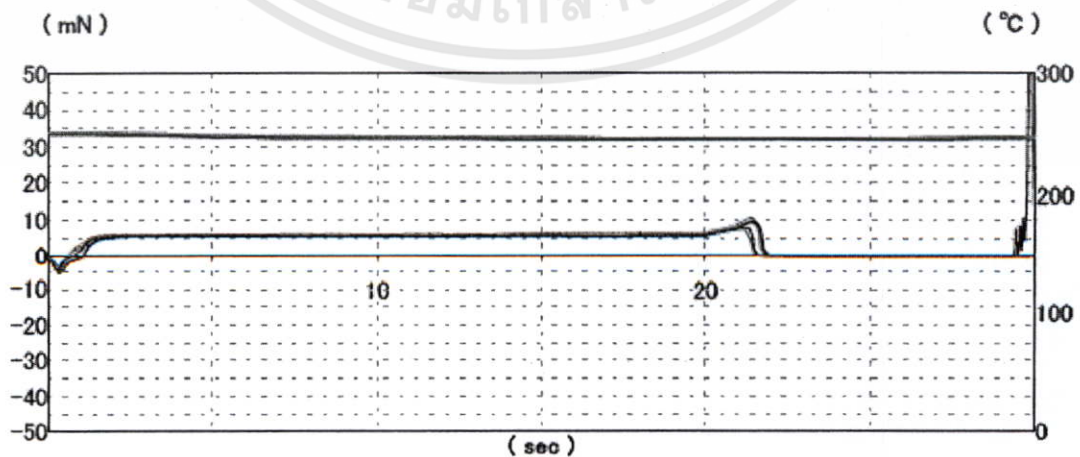


รูปที่ 5.53 ความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิ ลิกวิดัสและโซลิดัส

5.4 การวิเคราะห์ความสามารถในการบัดกรี

5.4.1 การวิเคราะห์สมบัติทางด้านความสามารถในการเชื่อมประสาน (Wetting ability)

จากการทำการทดสอบค่าความสามารถในการเชื่อมประสาน ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด โดยการจุ่มแผ่นทองแดงที่ผ่านการเคลือบด้วยฟลักซ์ ชนิด RC-15 SH RMA ลงในโลหะบัดกรีแต่ละชนิด เพื่อสร้าง Wetting curve โดยเครื่อง Solder checker ดังตัวอย่างในรูปที่ 5.54



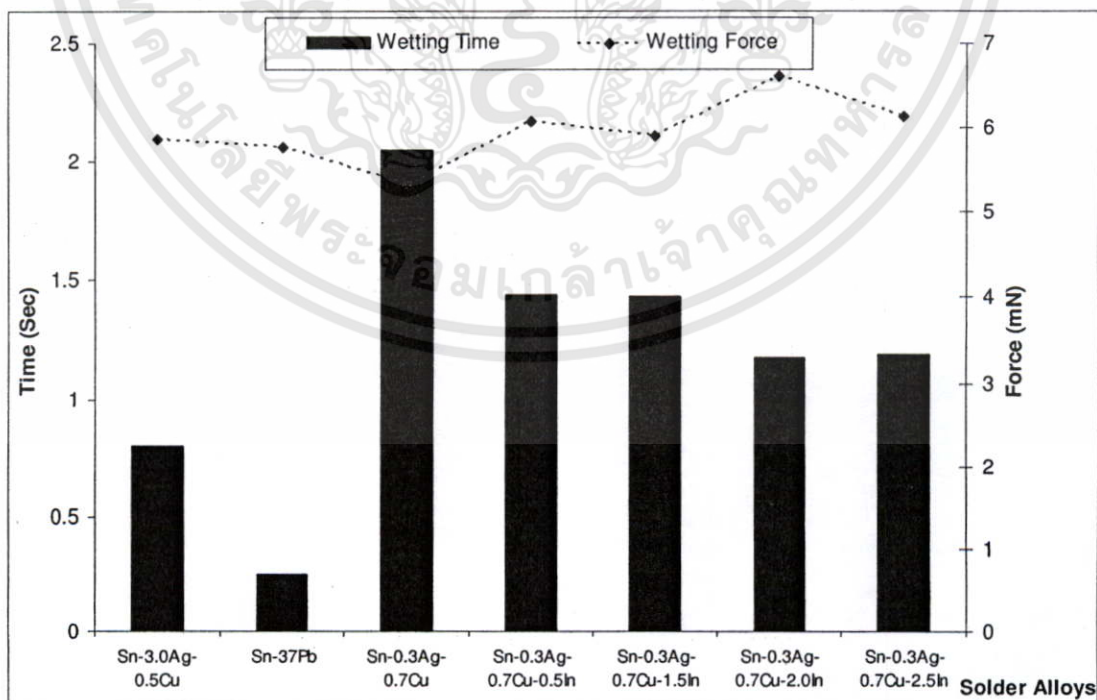
รูปที่ 5.54 ตัวอย่าง Wetting curve ที่ได้จากการทดสอบความสามารถในการเชื่อมประสาน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปเผยแพร่หรือนำไปใช้โดยไม่ได้รับอนุญาตจากเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ซึ่งจากกราฟผลการทดลองที่ได้สามารถอ่านค่าความสามารถในการเชื่อมประสาน โดยเฉลี่ยของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด ซึ่งประกอบไปด้วยพารามิเตอร์หลัก ๆ อันได้แก่ T0 คือ เวลาที่ผิวแผ่นทองแดงสัมผัสกับโลหะบัดกรีจนกระทั่ง มีมุมสัมผัสเป็น 90 องศา และ Fmax ซึ่งเป็นแรงที่กระทำสูงสุด ต่อหน่วยพื้นที่ระหว่างผิวของแผ่นทองแดง กับโลหะบัดกรีหลอมเหลว ดังตารางที่ 5.4

ตารางที่ 5.4 ค่าความสามารถในการเชื่อมประสานของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

Solder alloy	T0 (sec)	Fmax (mN)
Sn-3.0Ag-0.5Cu	0.80	5.86
Sn-37Pb	0.25	5.78
Sn-0.3Ag-0.7Cu	2.05	5.33
Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In	1.44	6.07
Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In	1.43	5.91
Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In	1.18	6.61
Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In	1.19	6.13



รูปที่ 5.55 ค่า Wetting force และ Wetting time ของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากตารางค่า ความสามารถในการเชื่อมประสาน สามารถนำมาทำการสร้างกราฟได้ดังรูปที่ 5.55 ซึ่งค่า ความสามารถในการเชื่อมประสาน นั้นจะสามารถพิจารณาได้จาก Wetting time และ Wetting force ของโลหะบัดกรีโดยอ้างอิงตามการทดสอบใน JIS Standard: ANSI/J-STD-003 [33] ซึ่งพบว่าโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ที่มีการเติม In เข้าไปจะมีสมบัติทางด้าน ความสามารถในการเชื่อมประสาน ดีขึ้น คือ ค่า Wetting time มีแนวโน้มลดลง และ Wetting force มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เมื่อมีการเติมปริมาณ In ที่มากขึ้น ทั้งนี้เนื่องจาก In ที่เติมลงไปในนั้นมีสมบัติสำคัญที่ช่วยลดค่าแรงตึงผิวของโลหะบัดกรีลงได้ โดยสามารถอธิบายได้ว่า เมื่อจุ่มแผ่นทองแดงลงในโลหะบัดกรีหลอมเหลวจะต้องมีแรงเพื่อเอาชนะแรงลอยตัวและแรงตึงผิว ซึ่งการวัดผลของแรงดังกล่าวสามารถพิจารณาได้จากค่ามุมสัมผัส (Contact angle; θ) ของโลหะบัดกรีหลอมเหลวบนแผ่นทองแดงดังสมการที่ 5.5

$$\cos \theta = \frac{F_w + \rho V g}{\gamma_{LV} P} \quad (5.5)$$

เมื่อค่า F_w คือ ค่า Wetting force, P คือ ความยาวเส้นรอบรูปของแผ่นทองแดง, γ_{LV} คือ ค่าแรงตึงผิวของโลหะบัดกรี, θ คือ ค่ามุมสัมผัส, ρ คือ ค่าความหนาแน่นของโลหะบัดกรี, g คือ ค่าแรงโน้มถ่วงโลก และ V คือ ปริมาตรที่ทำการจุ่มลงไป

มุมสัมผัส (θ) เป็นการวัดการประสานระหว่างแผ่นทองแดงและโลหะบัดกรีหลอมเหลวในเชิงปริมาณ ซึ่งมุมสัมผัสที่ได้จะส่งผลต่อความสามารถในการเชื่อมประสานของโลหะบัดกรี ซึ่งจากสมการดังกล่าวพบว่า ค่ามุมสัมผัสที่มีค่าน้อย ๆ หรือมีค่าความสามารถในการเชื่อมประสานที่ดีนั้นต้องมาจากค่า F_w ที่มีค่าสูง ๆ และค่าแรงตึงผิว γ_{LV} ที่มีค่าต่ำ ๆ นั้นหมายความว่า ตัวถูกละลาย In สามารถช่วยลดค่าแรงตึงผิวของโลหะบัดกรีลงได้ ดังนั้นสามารถกล่าวได้ว่าการเติม In สามารถปรับปรุงสมบัติทางด้าน ความสามารถในการเชื่อมประสาน ให้กับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วได้ [31]

บทที่ 6

สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

6.1 สรุปผลการทดลอง

จากการทดลองศึกษาอิทธิพลของธาตุอินเดียม (In) ต่อสมบัติทางโครงสร้างจุลภาค สมบัติทางกล และจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu โดยได้ทำการเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb และ Sn-3.0Ag-0.5Cu สามารถสรุปได้ว่า

1. จากลักษณะโครงสร้างจุลภาค พบว่าโครงสร้างพื้นฐานของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu เป็นเฟส β -Sn และการปรับปรุงสมบัติโดยการเติม In เข้าไปส่งผลให้ขนาดเกรนโดยเฉลี่ยจะมีขนาดเล็กลงเมื่อปริมาณ In เพิ่มมากขึ้น

2. จากผลการวิเคราะห์การกระจายตัวของธาตุด้วย EPMA โดยรวมแล้วพบว่า พื้นผิวโดยส่วนมากของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ประกอบด้วย β -Sn เป็นโครงสร้างพื้นฐาน ส่วน ธาตุ Ag และ Cu นั้นส่วนมากกระจายอยู่บริเวณที่เป็นขอบเกรนซึ่งอยู่ในรูปของสารประกอบชนิด Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 โดยโครงสร้าง Ag_3Sn นั้นมีลักษณะยาวรี ส่วน Cu_6Sn_5 นั้นมีลักษณะกลมมน และสำหรับ In ที่เติมลงไปเพื่อทำการปรับปรุงสมบัติของโลหะบัดกรีนั้นสังเกตเห็นว่ากระจายตัวอยู่ทั่วไปแต่จะพบหนาแน่นมากกว่าในบริเวณที่เป็นขอบเกรน โดยพบอยู่ในรูปของสารประกอบหลายชนิดเช่น สารประกอบระหว่าง $Ag_3(Sn,In)$, Ag_2In หรือ Cu_2In เป็นต้น

3. เมื่อนำโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu มาทำการปรับปรุงสมบัติทางกลโดยการเติมธาตุที่ 4 เข้าไปคือ In พบว่าเมื่อมีปริมาณ In เพิ่มมากขึ้นค่าความต้านแรงดึง และค่าความแข็งของโลหะบัดกรีที่ได้มีค่าเพิ่มขึ้น

4. จากผลการนำโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ปรับปรุงสมบัติทางด้านจุดหลอมเหลว โดยการเติม In ลงไปนั้นสังเกตพบว่า เมื่อมีการเติม In ในปริมาณที่มากขึ้นแล้ว จุดหลอมเหลวมีค่าต่ำลง นอกจากนี้ปริมาณ In ที่มากขึ้นส่งผลให้ช่วงความแตกต่างระหว่างอุณหภูมิวิกฤตและโซลิดัสมากขึ้นตามไปด้วย

5. การเติม In สามารถช่วยปรับปรุงสมบัติทางด้าน ความสามารถในการเชื่อมประสานให้กับโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วได้ โดยพบว่า Wetting time ของโลหะบัดกรีมีแนวโน้มลดลง และ Wetting force มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อมีการเติมปริมาณ In ที่มากขึ้น

6. เมื่อทำการเปรียบเทียบสมบัติโดยรวมระหว่างโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu ซึ่งเป็นโลหะบัดกรีที่นิยมใช้ตามท้องตลาดกับ โลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ซึ่งมีราคาต่ำกว่า พบว่าสมบัติโดยรวมของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu ค่อนข้างดีกว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu

อยู่มาก แต่เมื่อนำโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu มาทำการปรับปรุงสมบัติโดยการเติม In เข้าไป พบว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu มีสมบัติดีขึ้นตามปริมาณ In ที่เพิ่มมากขึ้น โดยพบว่า เมื่อมีการเติม In ตั้งแต่ 2.0% ขึ้นไปแล้ว สมบัติโดยรวมของโลหะบัดกรีเทียบเท่าหรือดีกว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu ดังนั้นหากต้องการใช้โลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu โดยต้องการให้มีสมบัติเทียบเคียงได้กับโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu สามารถทำได้โดยเติม In มากกว่า 2 % เข้าไป แต่ทั้งนี้ต้องมีการพิจารณาเรื่องต้นทุนควบคู่ไปด้วย

6.2 ข้อเสนอแนะและแนวทางการศึกษาในอนาคต

1. ควรศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับลักษณะ โครงสร้างผลึกของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นในโลหะบัดกรีแต่ละชนิด เนื่องจากโครงสร้างที่เกิดขึ้นนั้น ส่งผลโดยตรงต่อสมบัติทางกล และจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรีแต่ละชนิด
2. การปรับปรุงสมบัติของ โลหะบัดกรีโดยการเติมธาตุอื่นลงไป ควรมีการวิเคราะห์ผลที่ตามมาเกี่ยวกับเรื่องราคาควบคู่ไปเนื่องจากถือเป็นต้นทุนพื้นฐานในกระบวนการผลิต
3. ควรมีการศึกษาสมบัติทางด้านความสามารถในการบัดกรี (Solder ability) เพิ่มเติม ยกตัวอย่างเช่น ความแข็งแรงของแนวเชื่อมของโลหะบัดกรี, การนำไฟฟ้า, ความล้า, การคืบ เนื่องจากเป็นหัวข้อที่สำคัญในการพิจารณาการเลือกใช้โลหะบัดกรีเช่นกัน

เอกสารอ้างอิง

- [1] MTEC. “สาระสำคัญของระเบียบ WEEE & RoHS” [online]. Available :
http://www.thairohs.org/index.php?option=com_content&task=view&id=55&Itemid=98
.2007
- [2] ประดิษฐ์ โอวรินทร์รัตน์. “AMP NETCONNECT กับ RoHS Compliant” [online].
Available:[http://www.ampnetconnect.th.com/TechnicalPaper/WhitePaper/RoHSAndUTP
Cable.pdf](http://www.ampnetconnect.th.com/TechnicalPaper/WhitePaper/RoHSAndUTP Cable.pdf) .2007
- [3] วีรพล พัวพันธ์, “Soldering แบบไร้สารตะกั่ว”. [online], Available:
http://industrial.seed.com/itr92/itr92_142.asp .2545.
- [4] วีระพันธ์ สิทธิพงศ์. โลหะวิทยาทางกายภาพสำหรับวิศวกร ภาค 2, กรุงเทพฯ : นิยม
วิทยา.2533
- [5] Cristina Andersson , Peng Sun and Johan Liu. “Tensile properties and microstructural
characterization of Sn–0.7Cu–0.4Co bulk solder alloy for electronics applications” .
Journal of Alloys and Compounds , 2007
- [6] L.L. Duan, D.Q. Yu, S.Q. Han, H.T. Ma, L. Wang. “Microstructural evolution of Sn–9Zn–
3Bi solder/Cu joint during long-term aging at 170 °C”. **Journal of Alloys and
Compounds.**, vol. 381, 2004. pp.202-207
- [7] K. Mohan Kumar, V. Kripesh , Lu Shen , Kaiyang Zeng and Andrew A.O. Tay.
“Nanoindentation study of Zn-based Pb free solders used in fine pitch interconnect
applications” **Materials Science and Engineering.**, vol.423, 2006. pp. 57-63.
- [8] Chang-Yong Lee, Jeong-Won Yoon, Young-Jig Kim and Seung-Boo Jung. “Interfacial
reactions and joint reliability of Sn–9Zn solder on Cu or electrolytic Au/Ni/Cu BGA
substrate”. **Microelectronic Engineering.**, vol. 82 ,2005.pp.561–568.
- [9] M.N. Islam , Y.C. Chana, M.J. Rizvi and W. Jillek. “Investigations of interfacial reactions
of Sn–Zn based and Sn–Ag–Cu lead-free solder alloys as replacement for Sn–Pb solder”.
Journal of Alloys and Compounds., vol.400, 2005.pp.136-144
- [10] Senju Metal Industry “features of lead free alloys and their process characteristics”.
[online], Available: http://www.senjucomtek.com/images/tech/pdf/Pb-free_catalogue.pdf
.2007

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- [11] K.S. Kim, S.H. Huh and K. Sukanuma. "Effects of intermetallic compounds on properties of Sn–Ag–Cu lead-free soldered joints". **Journal of Alloys and Compounds.**, vol.352,2003.pp. 226–236.
- [12] I.E. Anderson, J.C. Foley, B.A. Cook, J. Haringa, R.L. Terpstra, and O. Unal. "Alloying Effects in Near-Eutectic Sn-Ag-Cu SolderAlloys for Improved Microstructural Stability". **Journal of Electronic Materials.**, vol.30, 2001.pp. 1050-1059.
- [13] G.Y. Li a, B.L. Chen , X.Q. Shi , Stephen C.K. Wong and Z.F. Wang. "Effects of Sb addition on tensile strength of Sn–3.5Ag–0.7Cu solder alloy and joint".**Thin Solid Films.**, vol. 504, 2006. pp. 421 – 425
- [14] Jie Zhao, Lin Qi, Xiu-min Wang and Lai Wang. "Influence of Bi on microstructures evolution and mechanical properties in Sn–Ag–Cu lead-free solder".**Journal of Alloys and Compounds.**, vol. 375, 2004.pp.196–201.
- [15] Keun-So0 Kim and Katsuaki Sukanuma. "Development of new Sn-Ag-Cu lead-free solders containing fourth elements" **Proceeding of EcoDesign.**2003. pp.414-416
- [16] Lu Sheng and Wei Chenggang. "Effect of Mg on the Microstructure and Properties of Sn-Ag-Cu Lead-free Solder". **International Conference on Electronic Packaging Technology.**2005.
- [17] Jianbiao Pan., Brian J. Toleno, Tzu-Chien Chou and Wesley J. Dee . "Effect of Reflow Profile on SnPb and SnAgCu Solder Joint Shear Force".
- [18] Wikipedia. "**Indium**" [online]. Available : <http://en.wikipedia.org/wiki/Indium> .2007
- [19] Fulong Zhu ,Zhiyong Wang ,Rongfeng Guan ,Honghai Zhang. "Mechanical Properties of a Lead-Free Solder Alloys". **International Conference on Asian Green Electronics.** 2005.pp 107-112.
- [20] ชาวสวน กาญจน์มัย . "Study on Low Cycle Fatigue Behavior and Mechanism of Lead-Free Solders". ผลงานระดับชมเชยสาขาวิศวกรรมศาสตร์และอุตสาหกรรมวิจัย สภาวิจัยแห่งชาติ ประจำปี 2546.
- [21] G.Y. Li , B.L. Chen , X.Q. Shi , Stephen C.K. Wong and Z.F. Wang. "Effects of Sb addition on tensile strength of Sn–3.5Ag–0.7Cu solder alloy and joint". **Thin Solid Films.**, vol. 504, 2006.pp.421 – 425
- [22] David Suraski and Karl Seelig, "The Current Status of Lead-Free Solder Alloys". **IEEE Transactions on Electronics Packaging Manufacturing.**, vol.24. 2001.pp 244-248.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- [23] Kang-I Chen and Kwang-Lung Linz. "Effects of Gallium on Wettability, Microstructures and Mechanical Properties of the Sn-Zn-Ag-Ga and Sn-Zn-Ag-AI-Ga Solder Alloys". **Symposium on Electronic Materials and Packaging**, 2002.
- [24] Yaowu Shi , Jun Tian, Hu Hao, Zhidong Xia, Yongping Lei and Fu Guo. "Effects of small amount addition of rare earth Er on microstructure and property of SnAgCu solder". **Journal of Alloys and Compounds**, 2007.
- [25] Jenn-Ming Song and Zong-Mou Wu. "Variable eutectic temperature caused by inhomogeneous solute distribution in Sn-Zn system". **Scripta Materialia**, vol. 54, 2006. pp. 1479-1483.
- [26] Kai Hwa Chew and John H.L.Pang. "Impact of Drop-In Lead Free Solders on Microelectronics Packaging". **Electronics Packaging Technology Conference**, 2005. pp. 451-454.
- [27] Jenn-Ming Song, Zong-Mou Wu and De-An Huang. "Two-stage nonequilibrium eutectic transformation in Sn-3.5Ag-3In solder". **Scripta Materialia**, vol. 56, 2007. pp. 413-416.
- [28] L. Snugovsky, P. Snugovsky, D. D. Perovic and J. W. Rutter. "Formation of microstructure in Ag-In-Sn solder alloys". **Materials Science and Technology**, vol. 23, 2007. pp. 432-437.
- [29] Massalski, T.B. 2001. "Binary Alloy Phase Diagram", 2nd ed. ASM INTERNATIONAL, vol. 3. United State of America. pp. 3416-3417
- [30] Ahmad Badri Ismail and Ervina Efzan Mhd Noor. "Surface Tension and Wetting Behavior of Low Melt Lead Free Solder." **AUN/SEED-Net Field Wise Seminar on Material Engineering**, 2007.
- [31] D.Q. Yu, J. Zhao, L. Wang. "Improvement on the microstructure stability, mechanical and wetting properties of Sn-Ag-Cu lead-free solder with the addition of rare earth elements". **Journal of Alloys and Compounds**, vol. 376, 2004. pp. 170-175
- [32] เอกจักร นิธิบุญญาพันธ์ และ ฮาจิ เวทวิสุทธิ. "การศึกษาโลหะวิทยาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่มีส่วนผสมดีบุก เงิน และทองแดง" ปรินูญยานิพนธ์ วิศวกรรมศาสตรบัณฑิต สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าพระนครเหนือ. 2546.
- [33] Jennie S. Hwang. "The Role of Wetting Ability of Lead-Free Alloys". **The International Journal of Microcircuits and Electronic Packaging**, vol. 24, 2001. pp. 316-327





เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



ภาคผนวก ก.


บทความทางวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เนื่องในโอกาสเฉลิมฉลองพระบาทสมเด็จพระเจ้าอยู่หัว
มีพระชนมพรรษาครบ ๘๐ พรรษา
เรื่องพิมพ์การประชุมทางวิชาการ ครั้งที่ ๔๖ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์
The Proceeding of 46th Kasetsart University Annual Conference

สาขาสถาปัตยกรรมศาสตร์และวิศวกรรมศาสตร์
 (Subject: Architecture and Engineering)
 สาขาทรัพยากรธรรมชาติและสิ่งแวดล้อม
 (Subject: Natural Resources and Environment)



“เกษตรศาสตร์เกิดพระเกียรติ ๘๐ พรรษา
เพื่อประเทศไทยอยู่เย็นเป็นสุข”
“Kasetsart University celebrates His Majesty's 80th birthday
and 80 years of peace and prosperity in the Kingdom”

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



8.	สถ.วศ.12/O26	การพัฒนาอุปกรณ์หยดจ่ายร่องเหลวขนาดเล็กด้วยความดันอากาศ	64
		Developing Small Liquid Dispenser by Air Pressure	
		โดย กฤตสินเขียน และศุภิสิต ธนพาทย์	
9.	สถ.วศ.13/O27	การวิเคราะห์การกระจายบางส่วนสำหรับแบบจำลองหม้อแปลงจำหน่ายไฟฟ้า	72
		Partial Discharge Analysis for Power Distribution Transformer Model	
		โดย อุไรรัตน์ เทืองสูงเนิน วินัย พุฒกะวัน และพรธมนศักดิ์ อภิรติกุล	
10.	สถ.วศ.14/O31	การวิเคราะห์รูปแบบความเสียหายของวัสดุแกนฉนวนโฟม	81
		Analysis of the Failure Modes of the Cellular Foam Sandwich Structure	
		โดย ศิวชัย ต๋องสกุล	
11.	สถ.วศ.15/O33	การทดลองและการจำลองไฟไนต์เอลิเมนต์เพื่อศึกษากระบวนการฉีดเป่าแบบดึงยืดของพีอีที	88
		Experimental Study and Finite Element Modeling of PET Injection Stretch Blow Moulding Process	
		โดย นิรภัฏ ห้วยเไร และอริสา รัชกิตติรัตนนา	
12.	สถ.วศ.18/O43	วงจรต่อควมรากที่สองแบบ 2 อินพุต	96
		A Two-Inputs Square-Rooting Circuit	
		โดย สมเกียรติ เทียงพานทอง	
13.	สถ.วศ.19/O44	การเปลี่ยนแปลงความแข็งของโลหะบัดกรีในกลุ่ม Sn-Ag-Cu เนื่องจากสภาพแวดล้อมในการใช้งาน	104
		Hardness Alteration of Sn-Ag-Cu Solder Alloys Due to Service Environment	
		โดย อภิวัฒน์ ลิ่มสุวรรณ และกรรณรัช กัลยาศิริ	
14.	สถ.วศ.23/O69	ผลกระทบจากค่านิวเคลียสคัปปลิงที่มีต่อสมรรถนะอัตราการผลิตผิดพลาดของระบบ STBC MIMO-OFDM	112
		Effect of Mutual Coupling on BER Performance of STBC MIMO-OFDM System	
		โดย ธนพงศ์ คุ้มญาติ สุวิมล สิทธิธีรวิภาค และณัฐวุฒิ พานิชเจริญ	

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้


การเปลี่ยนแปลงความแข็งของโลหะบัดกรีในกลุ่ม Sn-Ag-Cu
เนื่องจากสภาพแวดล้อมในการใช้งาน
Hardness alteration of Sn-Ag-Cu solder alloys due to service environment
จวิวรรณ ลิ้มสุวรรณ และ กณณชัช กัญญาศิริ
Chowwawan Limsuwan and Kannachal Kanlayasiri
บทคัดย่อ

เนื่องจากสหภาพยุโรปได้มีกฎระเบียบเกี่ยวกับการลดปัญหาสภาพแวดล้อมจากตะกั่ว ซึ่งแนวทางหนึ่งก็นำมาบังคับใช้คือ การลดปริมาณการใช้โลหะบัดกรีแบบเดิมที่เป็นชนิดที่มีตะกั่วผสม (Sn-Pb solder alloys) ในสินค้าอิเล็กทรอนิกส์ โดยใช้สารประกอบโลหะชนิดอื่นทดแทน เช่น Sn-Ag-In, Sn-Ag-Bi, Sn-Ag-Cu และ Sn-Zn ซึ่งโลหะบัดกรีที่มีนิยมใช้กันค่อนข้างมากคือ Sn-Ag-Cu เนื่องจากมีข้อได้เปรียบทางด้านสมบัติทางกลรวมถึงความสามารถในการบัดกรีที่ดี จึงเกิดโลหะบัดกรีในตระกูล Sn-Ag-Cu ออกมาใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์หลายชนิดซึ่งมีคุณสมบัติแตกต่างกันไป ปัญหาที่สำคัญอย่างหนึ่งในการใช้โลหะบัดกรีชนิดใหม่นี้ก็คือ การขาดข้อมูลเกี่ยวกับสมบัติต่างๆของโลหะบัดกรี โดยเฉพาะอย่างยิ่งสมบัติหลังจากผ่านการใช้งาน ดังนั้นในงานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาพฤติกรรมของโลหะบัดกรีในตระกูล Sn-Ag-Cu โดยเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรีแบบเดิม (Sn-Pb eutectic solder alloy) โดยมุ่งประเด็นไปที่การเปลี่ยนแปลงของค่าความแข็งอันเนื่องมาจากสภาพแวดล้อมในการใช้งาน ซึ่งจากผลการทดลองที่ได้สามารถใช้เป็นแนวทางในการเลือกใช้โลหะบัดกรีที่เหมาะสมกับการใช้งานมากที่สุด

ABSTRACT

The European Union (EU) has shown serious concern about the environmental pollution from the contamination of lead from the use of solder alloys (Sn-Pb). An effort to reduce these toxic substances in electronics packaging is using Pb-free solders. There are many Pb-free solders that are of interest such as, Sn-Ag-In, Sn-Ag-Bi, Sn-Ag-Cu, and Sn-Zn alloys. The Sn-Ag-Cu family of alloys is a very attractive candidate because of the advantages in mechanical properties and good soldering ability. Thus, the Sn-Ag-Cu alloys have been proposed by many consortiums. However, there is a critical problem in implementing the new solder alloys because there is a lack of information about their properties, the changes from their original properties. This paper studied the changes of the properties of certain Sn-Ag-Cu alloys due to their service environment. The hardness of the alloys were investigated and compared to those of conventional Sn-Pb eutectic solder. The results can be used as a guideline for selecting an appropriate Sn-Ag-Cu solder alloy for Pb-free soldering.

Keywords: Pb-free solder alloys, Sn-Ag-Cu Solder alloys, Electronics Packaging.

C.Limsuwan: cllimsuwan@yahoo.com

ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง 10520

Department of Industrial Engineering, Faculty of Engineering, King Mongkut's Institute of Technology-Ladkrabang 10520

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



คำนำ

สืบเนื่องมาจาก ข้อจำกัดเกี่ยวกับการใช้สารอันตราย หรือ Restriction on Hazardous Substances (RoHS) ที่กำหนดโดยองค์การกรรมาธิการยุโรปหรืออีซี (EC - European Commission) ซึ่งเป็นหน่วยงานที่ กำหนดนโยบายและการบริหารงานร่วมของประเทศในเครือสหภาพยุโรปหรืออียู (EU - European Union) โดย มีผลใช้บังคับตั้งแต่วันที่ 1 กรกฎาคม ค.ศ. 2006 ระบุให้มีการลดปริมาณการใช้สารตะกั่วในอุตสาหกรรม อิเล็กทรอนิกส์เพื่อป้องกันปัญหาสิ่งแวดล้อมโดยให้ใช้สารโลหะประกอบอื่นทดแทน [1-2] จึงได้มีการตื่นตัวใน การที่จะรักษาสิ่งแวดล้อมและลดอันตรายจากสารพิษที่มีผลกระทบต่อสิ่งมีชีวิตมากขึ้น โดยเฉพาะใน อุตสาหกรรมด้านอิเล็กทรอนิกส์ ถึงแม้ว่าปริมาณตะกั่วที่ใช้ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์จะมีไม่มากนักเมื่อ เทียบกับอุตสาหกรรมประเภทอื่น แต่อำนาจการบังคับโดยทางรวบรัดของอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ใน ปัจจุบัน การเลิกใช้สารตะกั่วก็เป็นสิ่งที่สมควรอย่างยิ่ง [3] ดังนั้นจึงได้มีการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วขึ้นมา แต่ทั้งนี้โลหะบัดกรีก็ยังให้เป็นส่วนประกอบของโลหะบัดกรียังคงเป็นดีบุกอยู่นั่นเอง ทั้งนี้เนื่องมาจากดีบุกเป็นโลหะ ที่สามารถหาได้ง่าย มีสมบัติทางกายภาพที่เหมาะสม เช่น จุดหลอมเหลวต่ำ นำไฟฟ้า และนำความร้อนได้ดีและ โลหะผสมของดีบุกยังมีสมบัติในการเป็นโลหะประสานที่ดี [4] ซึ่งโลหะบัดกรีที่จะนำมาผสมกับดีบุกเพื่อใช้ ทดแทนตะกั่วก็นั้นจะต้องทำให้โลหะบัดกรีชนิดใหม่ที่ได้มีสมบัติที่ดีกว่าหรือเทียบเท่ากับสมบัติของโลหะบัดกรีแบบ ดั้งเดิม ซึ่งในปัจจุบัน โลหะบัดกรีที่สามารถนำมาใช้แทนตะกั่วบัดกรีได้ดี มีมากมายหลายชนิด ทั้งที่เป็น สารประกอบ 2 ชนิดอันได้แก่ Sn-Ag, Sn-Cu, Sn-Zn, Sn-Bi และ Sn-In หรือเป็นสารประกอบระหว่าง โลหะ 3 ชนิดอันได้แก่ Sn-Ag-Cu, Sn-Ag-Bi และ Sn-Zn-Bi [5] ซึ่งโลหะบัดกรีแต่ละชนิดก็จะมีลักษณะ แตกต่างกันไป เป็นต้นว่า Sn-Zn มีจุดเด่นเกี่ยวกับจุดหลอมเหลวที่ต่ำมาก ใกล้เคียงกับ Sn-Pb รวมถึงมีราคา ค่อนข้างถูก แต่มีข้อเสียคือ จะเกิด Oxidation ได้ง่ายจึงไม่เหมาะกับการใช้งาน [6-7] และโลหะบัดกรีที่นิยมใช้ กันค่อนข้างมากในอุตสาหกรรม Electronics Packaging คือ Sn-Ag-Cu ซึ่งเป็นโลหะบัดกรีที่มีราคาที่สูงกว่า ค่อนข้างสูง แต่มีข้อได้เปรียบทางด้านสมบัติทางกล รวมถึงความสามารถในการบัดกรีที่โดดเด่นกว่าโลหะบัดกรีชนิดอื่น ดังได้มีนักวิจัยหลายท่านได้ทำการศึกษาเปรียบเทียบสมบัติไว้บ้างแล้วเช่น ในงานวิจัยของ Islam และคณะ ซึ่งได้ ทำการเปรียบเทียบสมบัติทางด้านโครงสร้างจุลภาค และการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี 4 ชนิดด้วยกันคือ Sn-Ag-Cu, Sn-Zn, Sn-Zn-Bi และ Sn-Pb [8] หรือการวิจัยของ Zhu และคณะได้ทำการ ทดลองเพื่อเปรียบเทียบสมบัติของโลหะบัดกรีชนิด 96.5Sn-3Ag-0.5Cu (ประกอบด้วย Sn 96.5%wt, Ag 3.0%wt และ Cu 0.5%wt) กับตะกั่วบัดกรี 63Sn-37Pb ผ่านทางการทดสอบค่า Tensile Strength ที่อุณหภูมิ แตกต่างกันซึ่งผลที่ได้พบว่าค่า Tensile Strength ของโลหะบัดกรีชนิด 96.5Sn-3Ag-0.5Cu มีค่าใกล้เคียงกับ โลหะบัดกรีชนิด 63Sn-37Pb ซึ่งถือว่าเป็นสมบัติทางกลที่ดีและเหมาะสมกับการใช้งานทางด้าน micro electronic packaging [9] และในงานวิจัยของ Suraski และ Seelig ซึ่งได้ทำการทดลองเพื่อเปรียบเทียบสมบัติ ของโลหะบัดกรี 3 ชนิดคือ Sn-Ag, Sn-Cu และ Sn-Ag-Cu โดยทำการเปรียบเทียบผลในด้าน สมบัติทางกายภาพ สมบัติทางกล ราคา และ จุดหลอมเหลว ซึ่งผลการทดลองที่ได้แสดงให้เห็นว่าโลหะบัดกรีที่มีความเหมาะสมที่จะ นำมาใช้งานแทนตะกั่วบัดกรีมากที่สุดคือโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu นอกจากนี้ยังพบว่า การเติม Sb ลงใน โลหะบัดกรีชนิดดังกล่าวจะช่วยปรับปรุงสมบัติทางด้านจุดหลอมเหลวและความต้านทานความล้าได้อีกด้วย [10]



ทั้งนี้ได้มีการใช้งาน และ ปรับปรุงส่วนผสมในโลหะบัดกรี Sn-Ag-Cu เพื่อให้ได้ส่วนผสมที่มีสมบัติเหมาะสมกับการใช้งานมากที่สุด เช่น Sn-3.8Ag-0.7Cu, Sn-3.9Ag-0.6Cu หรือ Sn-4Ag-0.5Cu เป็นต้น [11]

สมบัติที่สำคัญประการหนึ่งของโลหะบัดกรีคือความแข็ง (Hardness) ดังได้อธิบายไว้ในภารกิจของ Miyazawa และ Aniga ว่าค่าความแข็งของโลหะบัดกรีที่เปลี่ยนแปลงไปนั้นเกิดจากลักษณะโครงสร้างทางจุลภาคที่มีการเปลี่ยนแปลงไป ซึ่งจะส่งผลต่ออายุการใช้งาน และความแข็งแรงของแนวบัดกรี [12] นอกจากนี้สมบัติทางด้านความแข็งยังสามารถใช้เป็นข้อมูลในการอ้างอิงเพื่ออธิบายสมบัติทางด้าน Tensile Strength โดยจะพบว่าแนวโน้มของค่า Tensile Strength จะมีทิศทางเดียวกับแนวโน้มของความแข็งแรงของโลหะบัดกรี ดังเช่นในการศึกษาของ Zhao และคณะ ซึ่งได้ทำการปรับปรุงสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีในตระกูล Sn-Ag-Cu ซึ่งพบว่าพฤติกรรมของค่า Tensile Strength และ Hardness จะแตกต่างกันในทิศทางเดียวกัน [13]

อย่างไรก็ตามปัญหาที่สำคัญอีกประการหนึ่งของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu คือ การขาดข้อมูลเกี่ยวกับสมบัติต่างๆของโลหะบัดกรี โดยเฉพาะอย่างยิ่งสมบัติหลังจากผ่านการใช้งาน ดังนั้นในงานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาพฤติกรรมของโลหะบัดกรีในตระกูล Sn-Ag-Cu ที่นิยมใช้อยู่ในท้องตลาด 4 ชนิดด้วยกันได้แก่ 99Sn-0.3Ag-0.7Cu, 98.3Sn-1.0Ag-0.7Cu, 96.5Sn-3.0Ag-0.5Cu และ 95.8Sn-3.5Ag-0.7Cu โดยเปรียบเทียบกับตะกั่วบัดกรีแบบเดิม (63Sn-37Pb eutectic solder alloy) โดยมุ่งประเด็นไปที่การเปลี่ยนแปลงของสมบัติทางด้านความแข็งที่เปลี่ยนแปลงไปอันเนื่องมาจากสภาพแวดล้อมในการใช้งาน ซึ่งจากผลการทดลองที่ได้สามารถใช้เป็นแนวทางในการเลือกใช้โลหะบัดกรีเพื่อให้อายุการใช้งานมากที่สุด

อุปกรณ์และวิธีการทดลอง

อุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลองประกอบด้วยโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมแตกต่างกันจำนวน 5 ชนิดด้วยกันดัง

ตารางที่ 1

ตารางที่ 1 : แสดงชนิดของโลหะบัดกรีที่ใช้ในการทดลอง

โลหะบัดกรี	จุดหลอมเหลว (°C)
1. 63Sn-37Pb	183
2. 99Sn-0.3Ag-0.7Cu	216-227
3. 98.3Sn-1.0Ag-0.7Cu	217-224
4. 96.5Sn-3.0Ag-0.5Cu	216-221
5. 95.8Sn-3.5Ag-0.7Cu	216-220

โลหะบัดกรีแต่ละชนิดได้รับการสนับสนุนจากบริษัท Ultracore Co.,Ltd. โดยได้ทำการหล่อในเบ้าหลอมที่เป็นภาชนะไฟไฟ และทำการวิเคราะห์เปอร์เซ็นต์ส่วนผสมโดยใช้เครื่อง Spark-OES (Optical Emission Spectroscopy) รุ่น Spectrolab M-8 จากนั้นนำไปอบในเตาอบชนิด ESPEC รุ่น LH101 ที่อุณหภูมิ 80 °C และ ความชื้น 85 %RH โดยทำการอบในระยะเวลาที่แตกต่างกันคือ 3 และ 7 วันตามลำดับ เพื่อเป็นการจำลอง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สภาพการใช้งานจริงที่ระยะเวลาต่าง ๆ หลังจากทำการอบชุบตามกำหนดเวลาแล้ว จึงทำการลดอุณหภูมิ (Quenching) ด้วยน้ำหลังจากนำออกจากเตา แล้วจึงนำมาทำการทดสอบความแข็งของชิ้นงานโดยใช้เครื่องทดสอบความแข็งแบบ Microvickers Hardness ซึ่งเป็นการวัดความแข็งโดยใช้หัวกดเพชรที่มีลักษณะเป็นปิรามิดฐานสี่เหลี่ยม ที่ปลายหัวกดทำมุม 136 องศา ใช้แรงกด 50 gf. เป็นเวลานาน 20 วินาที โดยค่าความแข็งที่ได้คำนวณจากแรงกดที่กระทำต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่ผิว

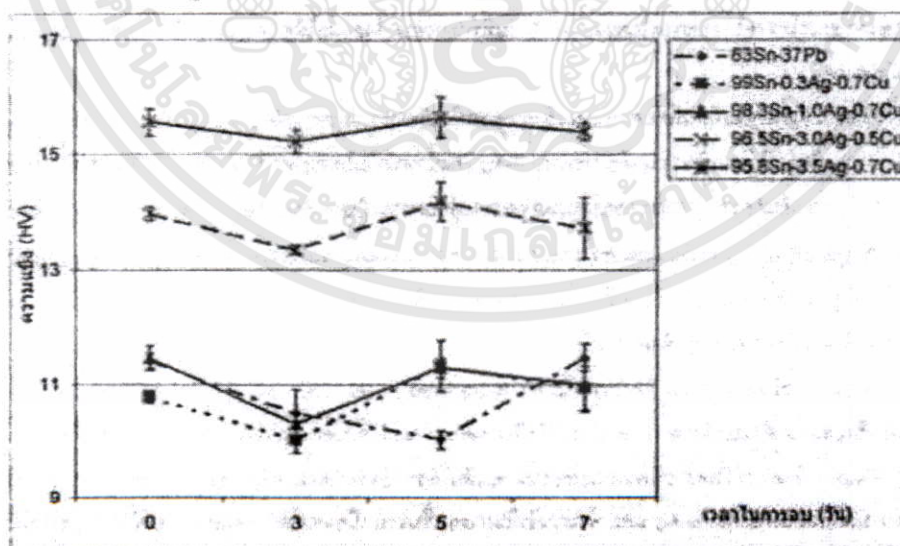
ผลการทดลอง

จากการทดลองวัดค่าความแข็งของโลหะบัดกรีที่ระยะเวลาในการอบแตกต่างกัน โดยทำการสุ่มวัดทั้งหมด 3 ค่าเพื่อนำมาหาค่าเฉลี่ย ได้ผลดังตารางที่ 2

ตารางที่ 2. แสดงค่าความแข็งของโลหะบัดกรี

โลหะบัดกรี	ความแข็ง (HV)			
	อบ 0 วัน	อบ 3 วัน	อบ 5 วัน	อบ 7 วัน
1) 63Sn-37Pb	11.4	10.5	10.0	11.5
2) 99Sn-0.3Ag-0.7Cu	10.8	10.0	11.3	10.9
3) 98.3Sn-1.0Ag-0.7Cu	11.5	10.3	11.3	11.0
4) 96.5Sn-3.0Ag-0.5Cu	14.0	13.3	14.2	13.7
5) 95.8Sn-3.5Ag-0.7Cu	15.6	15.2	15.6	15.4

เมื่อนำค่าที่ได้มาสร้างกราฟเพื่อเปรียบเทียบความแข็งของโลหะบัดกรีแต่ละชนิดที่นิยมนำมาใช้กันอยู่ในท้องตลาด จะได้ผลดังรูปภาพที่ 1



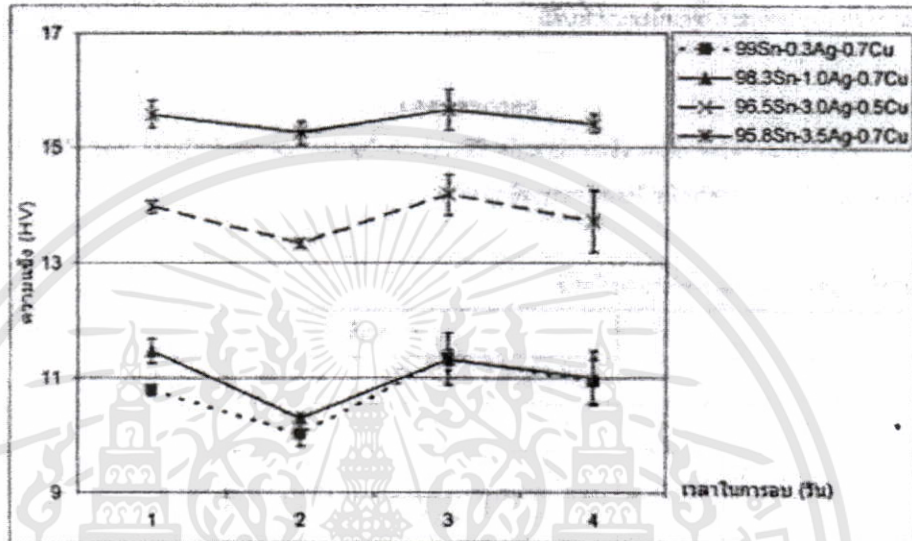
รูปที่ 1. กราฟแสดงค่าความแข็งของโลหะบัดกรี

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



จากกราฟที่ได้สังเกตเห็นว่าความแข็งแรงของโลหะบัดกรีชนิด 95.8Sn-3.5Ag-0.7Cu จะมีค่าสูงที่สุด และสูงกว่าความแข็งแรงของตะกั่วบัดกรีแบบดั้งเดิมด้วย ซึ่งค่าความแข็งแรงที่สูงนี้ มีแนวโน้มที่จะมีค่า Tensile Strength สูงตามไปด้วย ซึ่งน่าจะเหมาะกับการใช้ในงานที่จำเป็นต้องมีการรับความเค้นสูง

เมื่อทำการเปรียบเทียบเฉพาะโลหะบัดกรีในตระกูล Sn-Ag-Cu จะได้ผลดังรูปที่ 2



รูปที่ 2 กราฟแสดงค่าความแข็งแรงของโลหะบัดกรีในกลุ่ม Sn-Ag-Cu

จากรูปที่ 2 จะเห็นว่าความแข็งแรงของโลหะบัดกรีจะมีแนวโน้มไปในทิศทางเดียวกันและโลหะบัดกรีชนิด 95.8Sn-3.5Ag-0.7Cu จะมีค่าสูงที่สุด รองลงมาคือ 95.5Sn-3.0Ag-0.5Cu, 98.3Sn-1.0Ag-0.7Cu และ 99Sn-0.3Ag-0.7Cu ตามลำดับแสดงว่ามีปริมาณของ Ag มีผลต่อความแข็งแรงของโลหะบัดกรี และคาดว่าเกิดการเปลี่ยนแปลงของลักษณะโครงสร้างจุลภาคในช่วงเวลา 7 วันทำการอบ จึงส่งผลให้ค่าความแข็งแรงมีการเปลี่ยนแปลงขึ้นลงตามไปด้วย

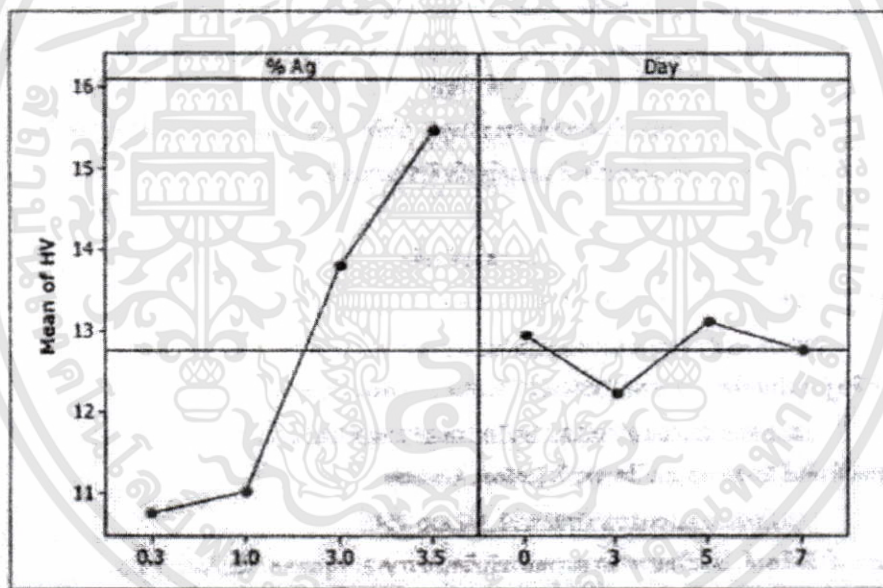
การวิเคราะห์หาปัจจัยที่มีผลต่อค่าความแข็งแรงสามารถทำได้จากการวิเคราะห์ความแปรปรวน (Analysis of Variance) โดยปัจจัยที่นำมาพิจารณาคือ ปริมาณ %Ag โดยน้ำหนักในโลหะบัดกรี และ จำนวนวันที่ใช้ในการอบชิ้นงาน ซึ่งในเบื้องต้นต้องทำการตรวจสอบสมมติฐานทางด้านความเป็นปกติของข้อมูล (Normality) ความเป็นอิสระของข้อมูล (Independence) และความแปรปรวนคงตัว (Constant Variance) ซึ่งปรากฏว่าข้อมูลไม่มีการละเมิดสมมติฐานในข้อใดแสดงว่าข้อมูลมีความน่าเชื่อถือ จึงสามารถทำการวิเคราะห์ความแปรปรวนของค่าความแข็งแรง ได้โดยมีผลการทดลองดังตารางที่ 3

จากผลการวิเคราะห์ด้วย ANOVA ไม่มีค่า R-Squared = 98.59% และ R-Squared (adjusted) = 97.93% ซึ่งแสดงว่าตัวแปรดังกล่าว สามารถใช้อธิบายค่าความแข็งแรงที่เปลี่ยนแปลงไปในการทดลองนี้ได้ดี และจากค่า P-value ในตารางวิเคราะห์ความแปรปรวน จะเห็นได้ว่า ปัจจัยที่ส่งผลต่อค่าความแข็งแรงของโลหะบัดกรีที่ระดับความเชื่อมั่น 95% คือ % Ag และ จำนวนวันที่ในการอบชิ้นงาน เนื่องจากค่า P-value ของทั้งสองปัจจัยนี้มี

ค่าน้อยกว่า 0.05 ทั้งนี้แนวโน้มอิทธิพลของแต่ละปัจจัยสามารถดูได้จากกราฟการวิเคราะห์ผลของปัจจัยหลักในรูปที่ 3

ตารางที่ 3. การวิเคราะห์ความแปรปรวนของค่าความแข็ง

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
% Ag	3	185.048	185.048	61.683	719.99	<0.0001
Day	3	5.346	5.346	1.782	20.8	<0.0001
Interaction						
% Ag*Day	9	1.172	1.172	0.13	1.52	0.163
Error	32	2.741	2.741	0.086		
Total	47	194.307				



รูปที่ 3. กราฟแสดงผลของปัจจัยหลักต่อค่าความแข็ง

จากรูปที่ 3 จะเห็นได้ว่าปริมาณ Ag ที่ผสมในโลหะบัดกรีจะมีผลต่อค่าความแข็งในโลหะบัดกรีอย่างชัดเจน โดยค่าความแข็งจะมีค่าเพิ่มมากขึ้นเมื่อปริมาณ Ag ที่ผสมในโลหะบัดกรีมีค่ามากขึ้น เมื่อพิจารณาถึงความสัมพันธ์ระหว่างเวลาที่ใช้ในการอบกับความแข็งของโลหะบัดกรี พบว่าความแข็งมีค่าเปลี่ยนแปลงขึ้นลงตลอดระยะเวลาที่ทำการอบ ซึ่งอาจเนื่องมาจากในช่วงเวลาที่ใช้ในการอบนี้โลหะบัดกรีมีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคเกิดขึ้น และยังไม่เข้าสู่ภาวะสมดุลจึงส่งผลให้ค่าความแข็งที่ได้เปลี่ยนแปลงไปมาก ดังนั้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



แนวทางการศึกษาต่อไปในอนาคตคือ จะทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคเพื่อใช้ในการอธิบายค่าความแข็งแรงที่เปลี่ยนแปลงไปให้ชัดเจนมากขึ้น นอกจากนี้จะได้ทำการอบชิ้นงานให้เป็นระยะเวลาที่นานมากขึ้นจนกว่าจะได้ค่าความแข็งแรงที่คงที่หรือสรุปความสัมพันธ์ได้แน่นอนยิ่งขึ้น

สรุปผลการทดลอง

จากผลการทดลองทั้งหมดสามารถสรุปได้ว่า

1. เมื่อเปรียบเทียบค่าความแข็งแรงของโลหะบัดกรีที่นิยมใช้กันอยู่ทั่วไปตามท้องตลาด พบว่าค่าความแข็งแรงของโลหะบัดกรีชนิด 95.8Sn-3.5Ag-0.7Cu จะมีค่าสูงที่สุดและสูงกว่าตะกั่วบัดกรีแบบดั้งเดิม จึงเหมาะกับการใช้งานที่จำเป็นต้องมีการรับความเค้นสูง ส่วนโลหะบัดกรีชนิด 99Sn-0.3Ag-0.7Cu จะมีค่าความแข็งแรงต่ำที่สุด
2. เมื่อทำการเปรียบเทียบค่าความแข็งแรงเฉพาะโลหะบัดกรีในตระกูล Sn-Ag-Cu จะพบว่า ค่าความแข็งแรงของโลหะบัดกรีจะมีค่าสูงขึ้นเมื่อปริมาณส่วนผสมที่เป็น Ag มีค่าเพิ่มขึ้น
3. จำนวนวันที่ใช้ในการอบชิ้นงานมีอิทธิพลต่อค่าความแข็งแรง แต่ยังไม่สามารถสรุปเป็นรูปแบบที่ชัดเจนได้ คาดว่าอาจเนื่องมาจากเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีในช่วงที่ทำการอบ ส่งผลให้ค่าความแข็งแรงยังเกิดการเปลี่ยนแปลงไปมาอยู่

คำนิยม

งานวิจัยในครั้งนี้สำเร็จลุล่วงไปด้วยดีต้องขอขอบคุณ บริษัท Ultracore Co.,Ltd เป็นอย่างสูงที่ช่วยเหลือสนับสนุนทางด้านวัสดุ การเตรียมโลหะบัดกรี และเครื่องมือที่ใช้ในงานวิจัย

เอกสารอ้างอิง

- [1] MTEC.สาระสำคัญของระเบียบ WEEE & RoHS [online]. Available : http://www.thairohs.org/index.php?option=com_content&task=view&id=55&Itemid=98
- [2] ประดิษฐ์ ไชวรินทร์รัตน์. AMP NETCONNECT กับ RoHS Compliant[online]. Available : <http://www.ampnetconnect.th.com/TechnicalPaper/WhitePaper/RoHSAndUTPCable.pdf>
- [3] วีรพล พัวพันธ์. Soldering แบบไร้สารตะกั่ว. [online]. Available: http://industrial.seed.com/itr92/itr92_142.asp_2645.
- [4] วีระพันธ์ ลิทธิพงษ์. โลหะวิทยาทางกายภาพสำหรับวิศวกร ภาค 2, กรุงเทพฯ : นิยมวิทยา, 2533
- [5] Cristina Andersson , Peng Sun and Johan Liu. 2007. Tensile properties and microstructural characterization of Sn-0.7Cu-0.4Co bulk solder alloy for electronics applications. Journal of Alloys and Compounds.
- [6] L.L. Duan, D.Q. Yu, S.Q. Han, H.T. Ma, L. Wang. 2004. Microstructural evolution of Sn-92Zn-38i solder/Cu joint during long-term aging at 170 °C. Journal of Alloys and Compounds 381: 202-207.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



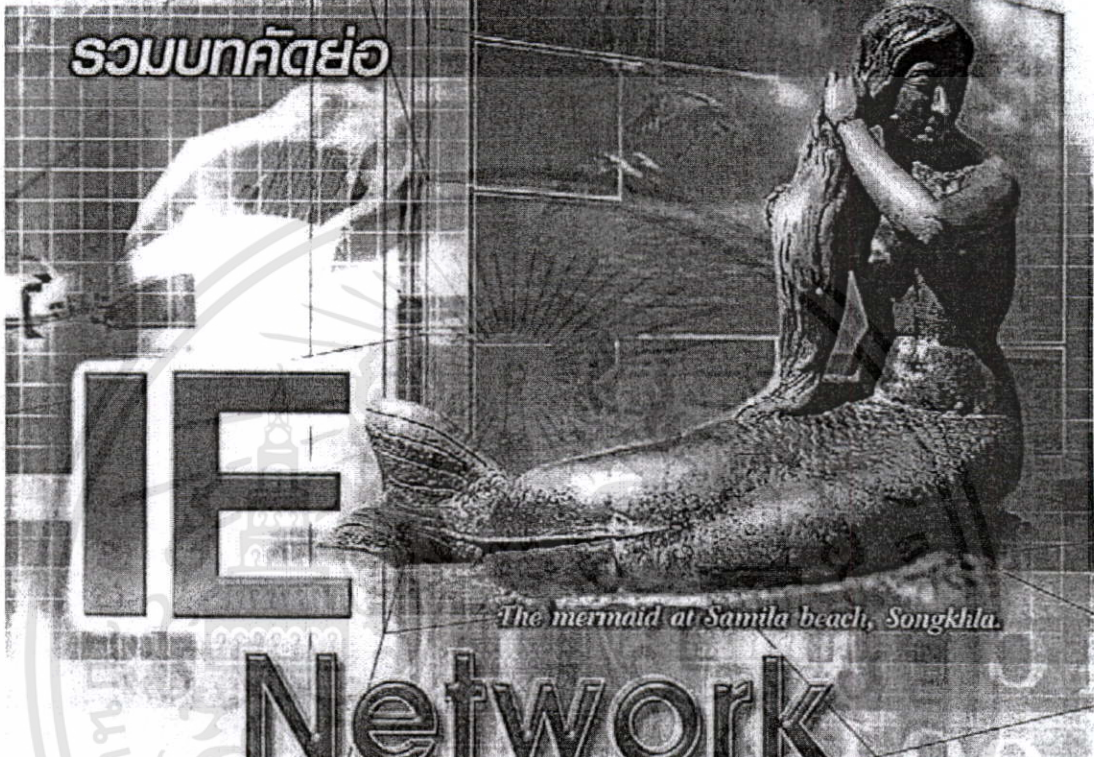
- [7] K. Mohan Kumar, V. Kripesti, Lu Shen, Kaiyang Zeng and Andrew A.O. Tay. 2006. Nanoindentation study of Zn-based Pb free solders used in fine pitch interconnect applications. *Materials Science and Engineering* 423: 57-63.
- [8] M.N. Islam, Y.C. Chena, M.J. Rizvi and W. Jillek. 2005. Investigations of Interfacial reactions of Sn-Zn based and Sn-Ag-Cu lead-free solder alloys as replacement for Sn-Pb solder. *Journal of Alloys and Compounds* 400: 136-144.
- [9] Fulong Zhu, Zhiyong Wang, Rongfeng Guan, Honghai Zhang. 2005. Mechanical Properties of a Lead-Free Solder Alloy. *International Conference on Asian Green Electronics*. :107-112.
- [10] David Suraski and Karl Seelig. 2001. The Current Status of Lead-Free Solder Alloys. *IEEE Transactions on Electronics Packaging Manufacturing* 24: 244-248.
- [11] I.E. Anderson, J.C. Foley, B.A. Cook, J. Harringa, R.L. Terpstra, and O. Unal. 2001. Alloying Effects in Near-Eutectic Sn-Ag-Cu Solder Alloys for Improved Microstructural Stability. *Journal of Electronic Materials* 30:1050-1059.
- [12] Yasuyuki Miyazawa and Tadashi Ariga. 2001. Influences of Aging Treatment on Microstructure and Hardness of Sn-(Ag,Bi,Zn) Eutectic Solder Alloys. *Materials Transactions* 42:776-782
- [13] Jie Zhao, Lin Qi, Xiu-min Wang and Lai Wang. 2004. Influence of Bi on microstructures evolution and mechanical properties in Sn-Ag-Cu lead-free solder. *Journal of Alloys and Compounds* 375:196-201.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

40 **กบว-วิศวกรรมศาสตร์**
มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์
เฉลิมฉลอง ครบรอบครบ 40 ปี 1967-2007



รวมบทความ



The mermaid at Samila beach, Songkhla.

Network Conference 2007

24-26 October 2007
Royal Phuket City Hotel, Phuket

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Time	Raya Room	Ball Room	Maithon Room	Chao-lay Room
16:15-16:30	ID:0087 โคนานิก โปรแกรมมิ่ง สำหรับปัญหา การจัดเส้นทางรถขนส่งที่ ทำให้เวลาเฉลี่ยอยู่ในระบบ น้อยที่สุด เมื่อ เวลาพร้อม ในการส่งสินค้าของลูกค้าไม่ เท่ากัน <i>(กัญจมา สุกดาชาติ)</i>	ID:0088 การ ประยุกต์ใช้ FEM ในการ วิเคราะห์และปรับปรุง ปลั๊กในกระบวนการดึงเพื่อ <i>(พนกรวิช ฉะวรรณวงษ์)</i>	ID:0199 การออกแบบ และพัฒนาอุปกรณ์วัดความ โค้งของเลนส์เพื่อลดความ แปรปรวนในกระบวนการ ผลิต <i>(ณัฐพล ศิริรักษ์)</i>	ID:0154 The correlation between the uncertainty of measurement and the capability testing <i>(Nitima Nulong)</i>
16:30-16:45	ID:0089 การเพิ่ม ประสิทธิภาพสายการผลิต ของโรงงานเครื่องสำอาง โดยการปรับปรุงผังโรงงาน และการจัดสมดุล สายการผลิต <i>(จิตอาสา นิมจิณ)</i>	ID:0090 Spherical Surface Forming Mechanism of Porous Materials via Groove Grinding System <i>(Isorawit Chapanich)</i>	ID:0206 การศึกษาความ แข็งแรงโดยวิธีการ Cementation <i>(สุพร มุกธิภักดิ์)</i>	ID:0155 ผลกระทบ ของขนาดเกรนต่อการวัด ความเค้นตกค้างด้วยคลื่น เสียงความถี่สูง <i>(ปริษา ชำเสน)</i>
16:45-17:00	ID:0096 การออกแบบ ระบบสนับสนุนการตัดสินใจ การขยายการผลิตสินค้า <i>(วิระชะ ทวีศมโน)</i>	ID:0097 การลดต้นทุน การผลิตด้วยการออกแบบ เพื่อนการประกอบ กรณีศึกษา : บริษัทผลิต เครื่องเล่นวีซีดี และทีวีดี <i>(รววิธร์ ลำทับใจ นภนันท)</i>	ID:0209 การศึกษา อิทธิพลของตัวแปรในการตัด ที่มีผลกระทบต่ออัตราการตัด เนื้อชิ้นงานและอัตราการผลิต หรือของเสียที่เกิดของ เหล็กกล้าเครื่องมือ DC53 ด้วยวิธี EDM <i>(จวีวรรณ สัมสุวรรณย์)</i>	ID:0156 การศึกษา คุณลักษณะของพลังงาน คลื่นเสียงความถี่สูงในการ ตรวจวัดความเค้นตกค้าง <i>(ลาภวัฒน์ จันทธำรา)</i>
17:00-17:15	ID:0100 การศึกษา สภาวะที่เหมาะสมของงาน ตัดด้วยเครื่องจักรแบบใหม่ที่ขยาย ด้วยเครื่องกัดความดันด้วย ระบบคอมพิวเตอร์ <i>(สุรสิทธิ์ ธีระวัฒน์)</i>	ID:0098 การวิเคราะห์ ระดับความตึงเครียด ภายใต้การเสริมเส้นใย แบบเส้นใยเรซินที่มีผลต่อ สัมประสิทธิ์พลาสติกเฟล็กซิ บิลิตี้ของเส้นใยโพลีเอทิลีน เทอร์ <i>(สุรสิทธิ์ ธีระวัฒน์)</i>	ID:0216 การปรับปรุง กระบวนการผลิตมีดตัดกระดาษ เหล็กกล้าคาร์บอนสูง <i>(สรวดีน วัฒนไพโร)</i>	ID:0159 การศึกษา ศักยภาพของการจัดตั้ง โรงงานแปรรูปสับประรด ใน จังหวัดพิจิตร <i>(สรวดี ตวงสิทธิ์)</i>

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
 ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



IE Network
2007
การประชุมวิชาการช่างงานวิศวกรรมอุตสาหกรรม
24-26 ตุลาคม 2550

**การศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในการตัดที่มีผลกระทบต่ออัตราการตัดเนื้อชิ้นงานและ
อัตราการสึกหรอของอิเล็กโทรดของเหล็กกล้าเครื่องมือ DC53 ด้วยวิธี EDM**
**Investigation on effect of machining variables on material removal rate and electrode
wear rate of EDMed DC53 tool steel.**

ณัฐวรรณ นิมสุวรรณ์, การณชัย กัลยาศิริ*
ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง
ถนนฉลองกรุง เขตลาดกระบัง กรุงเทพฯ 10520
โทรศัพท์ 0-2737-3000
E-mail: climsuwan@yahoo.com¹, kkkannac@kmitl.ac.th²
บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในการตัดที่มีผลกระทบต่ออัตราการตัดเนื้อชิ้นงาน (Material Removal Rate: MRR) และอัตราการสึกหรอของอิเล็กโทรด (Electrode wear rate: EWR) ในการตัดเหล็กกล้าเครื่องมือ DC53 ด้วยวิธีการขุดประจุไฟฟ้า (Electric Discharge Machining: EDM) โดยตัวแปรที่พิจารณาประกอบไปด้วย ช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแสไฟฟ้า (Electric Discharge Time) กระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์ค (Electric Discharge Peak Current) และขนาดพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรด (Electrode Frontal Area) โดยอิเล็กโทรดที่ใช้ในการทดสอบเป็นแท่งทองแดงผสม รูปร่างทรงกระบอก ทำการทดลองแบบแฟกทอเรียล 3^3 มีการทดลองซ้ำ 3 ครั้ง ซึ่งจากผลการวิเคราะห์ความแปรปรวน (ANOVA) ที่ระดับนัยสำคัญ $\alpha = 0.05$ สามารถสรุปได้ว่า ขนาดพื้นที่หน้าตัดของแท่งอิเล็กโทรด ช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแสไฟฟ้า และกระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์คมีผลต่อค่า MRR และ EWR อย่างชัดเจน จากนั้นอิทธิพลของแต่ละตัวแปรจะนำมาแสดงอยู่ในรูปของสมการที่สร้างขึ้นโดยใช้เทคนิคของแบบจำลองการถดถอยแบบพหุคูณ โดยสมการที่ได้จะมีค่าความผิดพลาดเฉลี่ยอยู่ที่ 3.7% สำหรับค่า MRR และ 11.1% สำหรับค่า EWR

คำหลัก : EDM, เหล็กกล้าเครื่องมือ DC53, MRR, EWR
Abstract

This research was focused on the influence of machining variables on material removal rate (MRR) and electrode wear rate (EWR) during electric discharge machining (EDM) of DC53 tool steel. The process parameters considered were electric discharge time, electric discharge peak current and electrode frontal area. Electrode was made from a copper alloy. Experimental strategy used in this investigation was 3^3 full factorial designs with three replicates. Results from analysis of variance (ANOVA) at a confidence level of 95% ($\alpha = 0.05$) indicated that the electric discharge time, electric discharge peak current and electrode frontal area of the electrode affect both MRR and EWR. A mathematical model was developed using multiple regression method to formulate the relation of those parameters to the MRR and EWR. The average prediction error of the MRR model was 3.70% and 11.1% for the EWR.

Keywords: EDM, DC53 tool steel, MRR, EWR



การประชุมวิชาการช่างงานวิศวกรรมอุตสาหกรรม
24-26 ตุลาคม 2550

การศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในการตัดที่มีผลกระทบต่ออัตราการตัดเนื้อชิ้นงาน
และอัตราการสึกหรอของอิเล็กโทรดของเหล็กกล้าเครื่องมือ DC53 ด้วยวิธี EDM

Investigation on effect of machining variables on material removal rate and
electrode wear rate of EDMed DC53 tool steel.

ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ¹, กรรณชัย กัลยาศิริ²

ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

ถนนฉลองกรุง เขตลาดกระบัง กรุงเทพฯ 10520

โทรศัพท์ 0-2737-3000

E-mail: climsuwan@yahoo.com¹, kkkannac@kmitl.ac.th²

Chaweewan Limsuwan¹, Kannachai Kanlayasiri²

Department of Industrial Engineering, Faculty of Engineering,

King Mongkut's Institute of Technology Ladkrabang, Bangkok 10520

E-mail: climsuwan@yahoo.com¹, kkkannac@kmitl.ac.th²

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในการตัดที่มีผลกระทบต่ออัตราการตัดเนื้อชิ้นงาน (Material Removal Rate: MRR) และอัตราการสึกหรอของอิเล็กโทรด (Electrode wear rate: EWR) ในการตัดเหล็กกล้าเครื่องมือ DC53 ด้วยวิธีการจ่ายประจุไฟฟ้า (Electric Discharge Machining: EDM) โดยตัวแปรที่พิจารณาประกอบไปด้วย ช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแสไฟฟ้า (Electric Discharge Time) กระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์ค (Electric Discharge Peak Current) และขนาดพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรด (Electrode Frontal Area) โดยอิเล็กโทรดที่ใช้ในการทดสอบเป็นแท่งทองแดงผสม รูปร่างทรงกระบอก ทำการทดลองแบบแฟคทอเรียล 3³ มีการทดลองซ้ำ 3 ครั้ง ซึ่งจากผลการวิเคราะห์ความแปรปรวน (ANOVA) ที่ระดับนัยสำคัญ $\alpha = 0.05$ สามารถสรุปได้ว่า ขนาดพื้นที่หน้าตัดของแท่งอิเล็กโทรด ช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแสไฟฟ้าและกระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์คมีผลต่อค่า MRR และ

EWR อย่างชัดเจน จากนั้นอิทธิพลของแต่ละตัวแปรจะนำมาแสดงอยู่ในรูปของสมการที่สร้างขึ้นโดยใช้เทคนิคของแบบจำลองการถดถอยแบบพหุคูณ โดยสมการที่ได้จะมีค่าความผิดพลาดเฉลี่ยอยู่ที่ 3.7 % สำหรับค่า MRR และ 11.1% สำหรับค่า EWR

คำหลัก : EDM, เหล็กกล้าเครื่องมือ DC53, MRR, EWR

Abstract

This research was focused on the influence of machining variables on material removal rate (MRR) and electrode wear rate (EWR) during electric discharge machining (EDM) of DC53 tool steel. The process parameters considered were electric discharge time, electric discharge peak current and electrode frontal area. Electrode was made from a copper alloy. Experimental strategy used in this investigation was 3³ full factorial designs with three replicates. Results from analysis of variance (ANOVA) at a confidence level of 95% ($\alpha = 0.05$) indicated that the electric discharge time, electric discharge peak current and electrode frontal area of the electrode affect both MRR and EWR. A mathematical model was developed using multiple regression method to formulate the relation of those parameters to the MRR

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

and EWR. The average prediction error of the MRR model was 3.70% and 11.1% for the EWR.

Keywords: EDM, DC53 tool steel, MRR, EWR

1. บทนำ

ในปัจจุบันโรงงานอุตสาหกรรมต่าง ๆ มีความต้องการเพิ่มปริมาณการผลิตรวมทั้งลดเวลาในการทำงาน เพื่อให้ได้ผลผลิตเพิ่มมากขึ้นในระยะเวลาการผลิตที่น้อยลง จุดมุ่งหมายที่สำคัญคือ ผลิตภัณฑ์ที่ออกสู่ท้องตลาดเป็นที่ยอมรับและเป็นที่ต้องการของผู้บริโภค วิธีการผลิตด้วยการขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์จึงเป็นที่นิยม ซึ่งเป็นกระบวนการผลิตที่สามารถให้ปริมาณของงานออกมามากและเหมือนกันทั้งในด้านรูปร่าง และรูปทรง อีกทั้งเป็นการผลิตที่รวดเร็วให้คุณสมบัติที่เหมาะสมและง่ายต่อกระบวนการผลิต การเลือกวัสดุมาใช้ในการทำแม่พิมพ์เพื่อใช้ในการผลิตชิ้นงานมักเป็นวัสดุที่มีความแข็งสูง ในการขึ้นรูปวัสดุโดยใช้กรรมวิธีทางกลธรรมดา นั้นอาจทำได้ยาก เนื่องจากวัสดุมีความแข็งใกล้เคียงกับมีดตัด ทำให้เกิดการสึกหรอของมีดตัดอย่างรวดเร็ว ดังนั้นเราจึงจำเป็นต้องใช้กระบวนการอื่นเข้ามาทำการขึ้นรูป ซึ่งกรรมวิธีอีดีเอ็ม (Electrical Discharge Machining: EDM) หรือกระบวนการตัดวัสดุโดยวิธีความร้อน เป็นประเภทหนึ่งของกระบวนการตัดวัสดุโดยไม่ใช้วิธีทางกล (Non – Mechanical Means) ซึ่งความร้อนที่เกิดจากการสปาร์คทางไฟฟ้าจะทำให้อนุภาควัสดุที่ถูกแยกออกมาซึ่งอาจจะอยู่ในรูปของแข็ง ของเหลว หรือแก๊ส เป็นวิธีหนึ่งที่น่าสนใจในการตัดวัสดุที่มีความแข็งสูงและ ใช้ในงานผลิตชิ้นงานที่มีรูปร่างซับซ้อนที่ทำด้วยวิธีการตัดเฉือนทั่วไปได้ยาก [1,2] ทั้งนี้ความร้อนที่เกิดขึ้นจากการตัดมีผลทำให้แท่งอิเล็กโทรดมีการสึกหรอ และทำให้อัตราการตัดเนื้อชิ้นงานเปลี่ยนแปลงไปด้วยเมื่อแท่งอิเล็กโทรดมีการสึกหรอและอัตราการตัดเนื้อชิ้นงานเปลี่ยนแปลง จึงมีผลให้การผลิตชิ้นงานที่ไม่ได้คุณภาพตามที่ต้องการซึ่งเป็นการเพิ่มต้นทุนในการผลิต เพราะต้องนำชิ้นงานเหล่านั้นไปทำการแก้ไขใหม่ หรือสูญเสียวัตถุดิบไปโดยเปล่าประโยชน์หากทำการแก้ไขใหม่ได้

ดังนั้นการศึกษาถึงอิทธิพลของตัวแปรต่างๆที่มีผลทำให้แท่งอิเล็กโทรดมีการสึกหรอ และทำให้อัตราการตัดเนื้อชิ้นงานเปลี่ยนแปลงจึงเป็นสิ่งจำเป็น ดังได้มีนักวิจัยหลายท่านทำการวิจัยไว้บ้างแล้ว ตัวอย่างเช่นใน

การศึกษาของ Shankar Singh และคณะได้ศึกษาผลเกี่ยวกับกระแสต่อค่าอัตราการตัดเนื้อชิ้นงาน, อัตราการสึกหรอของเครื่องมือ, ความหยาบผิวที่ได้และ Diameter Overcut ของชิ้นงานเครื่องมือชนิด EN-31 โดยใช้อิเล็กโทรดต่างชนิดกันและได้แสดงให้เห็นว่า กระแสที่เพิ่มขึ้นจะให้ค่า MRR, Overcut รวมถึงความหยาบผิวที่สูงขึ้นโดยอิเล็กโทรดที่เหมาะสมกับการใช้งานมากที่สุดคือทองแดง (Cu) เนื่องจากให้ชิ้นงานที่มีสภาพผิวดี มีปัญหา overcut น้อย ให้ค่า MRR ที่สูงรวมถึงอัตราการสึกหรอต่ำ เมื่อเปรียบเทียบกับอิเล็กโทรดชนิดอื่น [3] ซึ่งสอดคล้องกับการศึกษาของ Deng Jiaxin และ Lee Taichiu ซึ่งได้ศึกษาเกี่ยวกับสภาพผิวชิ้นงานที่เป็น Ceramic Composites หลังจากผ่านการขึ้นรูปด้วยกระบวนการ EDM ซึ่งได้อธิบายไว้ว่า การเพิ่มค่ากระแสจะส่งผลให้ Discharge Energy เพิ่มมากขึ้นจึงทำให้ได้อัตราการตัดชิ้นงานเพิ่มสูงขึ้น และทำให้ได้ผิวชิ้นงานที่หยาบขึ้นตามไปด้วย [4] หรือในงานวิจัยของ Amar Patnaik ซึ่งได้ทำการศึกษาค้นคว้าเพื่อหาตัวแปรที่เหมาะสมที่สุดในกระบวนการ Wire EDM เพื่อให้ได้ค่า MRR สูงที่สุดและมีค่า Surface roughness ต่ำสุด โดยพารามิเตอร์ที่ทำการศึกษาได้แก่ Discharge Current, Pulse duration, Pulse frequency, wire speed, wire tension และ Dielectric flow โดยผลการทดลองที่ได้จะแสดงในรูปสมการทางคณิตศาสตร์แสดงความสัมพันธ์ของแต่ละตัวแปร เป็นต้น [5]

ในงานวิจัยนี้จึงต้องการศึกษาถึงความสำคัญของขนาดพื้นที่หน้าตัดของแท่งอิเล็กโทรด, ช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแสไฟฟ้าและกระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์ค ซึ่งเป็นตัวแปรของการผลิตด้วยกรรมวิธี EDM ว่ามีอิทธิพลต่ออัตราการตัดเนื้อชิ้นงานและอัตราการสึกหรอของแท่งอิเล็กโทรดอย่างไร เพื่อใช้เป็นแนวทางในการพัฒนากระบวนการผลิตต่อไป

2. ขั้นตอนการทดลอง

การทดลองจะประกอบไปด้วยเหล็กกล้าเครื่องมือ DC53 ซึ่งผลิตโดย Daido Steel Co., Ltd. มีขนาดความกว้าง 40 มิลลิเมตร ยาว 30 มิลลิเมตร และสูง 30 มิลลิเมตร โดยมีส่วนผสมทางเคมีดังตารางที่ 1

ตารางที่ 1 ส่วนผสมทางเคมีของเหล็กกล้าเครื่องมือ DC53

Tool Steel	Composition (wt%)								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Fe
DC53	1.00	1.00	0.40	0.017	0.002	8.00	2.00	0.30	Balance

โดยทำการทดลองกับเครื่อง Sodick die-sinking EDM machine model AQ35L ซึ่งมีไดอิเล็กทริกที่เป็นสารประกอบไฮโดรคาร์บอนยี่ห้อ IDEMITSU รุ่นดาฟเนอี่ ดีเอ็ม-เอส (DN EDM-S) และอิเล็กโทรดที่ใช้เป็นทองแดง (ASTM C18150 Copper alloy) ที่ผลิตโดย James Coppell Lee, Australia ซึ่งประกอบไปด้วย 0.70-0.91wt% Cr, 0.031-0.041wt%Zr และส่วนที่เหลือเป็น Cu โดยมีพื้นที่หน้าตัดวงกลมทรงกระบอก ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 9.5, 15 และ 18.5 มิลลิเมตรตามลำดับ มีความยาวที่ 100 มิลลิเมตร ในขั้นตอนการทดลองจะทำการซังน้ำหนักของชิ้นงานทดสอบและแห้งอิเล็กโทรดก่อน และหลังจากนั้นจะทำการตัดชิ้นงานโดยการสปาร์คขึ้นลง เพื่อให้กินลึกใช้เวลา 30 นาทีโดยมีตัวแปรที่แตกต่างกัน ซึ่งการทดลองจะทำการทดลองแบบแฟกทอเรียล 3³ และมีการทดลองซ้ำ 3 ครั้ง เพื่อตรวจสอบความเป็นเชิงเส้นรวมทั้งสามารถวิเคราะห์อิทธิพลของแต่ละปัจจัย และได้รู้ถึงปฏิสัมพันธ์ระหว่างปัจจัยเหล่านั้น โดยมีตัวแปรในการทดลองทั้งหมดดังแสดงในตารางที่ 2

ตารางที่ 2 ระดับพารามิเตอร์ในการทดลอง

Parameter	Lev1	Lev2	Lev3
ON Electric Discharge Time (µsec)	125	190	250
IP Electric Discharge Peak Current (A)	50	75	90
Electrode Frontal area (mm ²)	70.8	176.6	268.7

หลังจากผ่านกระบวนการตัดแล้วจะทำการซังน้ำหนักของชิ้นงานทดสอบและอิเล็กโทรดอีกครั้ง เพื่อหาปริมาณน้ำหนักที่หายไป โดยใช้เครื่องชั่งน้ำหนักที่มีระดับความแม่นยำที่ 0.01 g. ซึ่งผลิตโดย Oertling, UK. เพื่อนำค่าที่ได้ไปใช้ในการคำนวณค่า MRR และค่า EWR จากนั้นจึงนำไปทำการประมวลผลและวิเคราะห์ทางสถิติ โดยข้อมูลของ MRR และ EWR ที่ได้จากการทดลองจะแสดงในรูปของแบบจำลองสถิติเชิงเส้น (Linear Statistical Model) โดยมีรูปแบบของสมการโดยทั่วไปดัง

แสดงในสมการที่ 1

$$Y_{ijk} = \mu + \tau_i + \beta_j + \gamma_k + (\tau\beta)_{ij} + (\tau\gamma)_{ik} + (\beta\gamma)_{jk} + (\tau\beta\gamma)_{ijk} + \epsilon_{ijk} \quad (1)$$

โดยที่ Y_{ijk} คือ ผลตอบที่สังเกตได้เมื่อปัจจัย A อยู่ที่ระดับ i ($i = 1, 2, \dots$), ปัจจัย B อยู่ที่ระดับ j ($j = 1, 2, \dots$) และปัจจัย C อยู่ที่ระดับ k ($k = 1, 2, \dots$) สำหรับเรขาคณิตที่ k ($k = 1, 2, \dots$), μ คือ ผลเฉลี่ยทั้งหมด, τ_i คือผลที่เกิดจากระดับที่ i ของปัจจัย A, β_j คือผลที่เกิดจากระดับที่ j ของปัจจัย B, γ_k คือผลที่เกิดจากระดับที่ k ของปัจจัย C, $(\tau\beta)_{ij}$ คือผลที่เกิดจากอันตรกิริยาระหว่าง τ_i และ β_j , $(\tau\gamma)_{ik}$ คือผลที่เกิดจากอันตรกิริยาระหว่าง τ_i และ γ_k , $(\beta\gamma)_{jk}$ คือผลที่เกิดจากอันตรกิริยาระหว่าง β_j และ γ_k , $(\tau\beta\gamma)_{ijk}$ คือผลที่เกิดจากอันตรกิริยาระหว่าง τ_i , β_j และ γ_k และ ϵ_{ijk} คือองค์ประกอบของความผิดพลาดแบบสุ่ม[6,7]

3. ผลการทดลองและการอภิปราย

จากการทดลองโดยการกำหนดปัจจัยไว้ 3 ปัจจัย ใช้ตัวแปรภายใน 2 ตัวคือช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแสไฟฟ้า (ON) และกระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์ค (IP) ตัวแปรภายนอกคือ ขนาดพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรด (Electrode Frontal Area) มาทำการวิเคราะห์เป็นดังนี้คือ

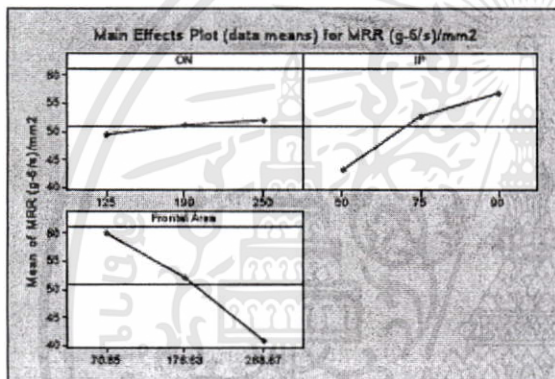
3.1 อิทธิพลของแต่ละปัจจัยต่อค่า MRR

การวิเคราะห์ผลการทดลอง ในเบื้องต้นต้องทำการตรวจสอบสมมติฐานทางด้านความเป็นปกติของข้อมูล (Normality), ความเป็นอิสระของข้อมูล (Independence) และความแปรปรวนคงตัว (Constant Variance) ซึ่งปรากฏว่าข้อมูลไม่มีการละเมิดสมมติฐานในข้อใดแสดงว่าข้อมูลมีความน่าเชื่อถือ จึงสามารถทำการวิเคราะห์ความแปรปรวน (Analysis of Variance) ของค่า MRR ได้โดยมีผลการทดลองดังตารางที่ 3

ตารางที่ 3 ผลการวิเคราะห์ MRR ด้วย ANOVA

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
ON	2	91.5	91.5	45.75	3.84	0.033
IP	2	2690.31	2690.31	1345.15	107.05	<0.0001
Frontal Area	2	5032.64	5032.64	2516.32	200.26	<0.0001
Interaction						
ON*IP	4	49.36	49.36	12.34	0.98	0.425
ON*Frontal Area	4	225.4	225.4	58.35	4.48	0.003
IP*Frontal Area	4	158.37	158.37	39.59	3.15	0.021
ON*IP*Frontal Area	8	86.12	86.12	10.76	0.88	0.558
Error	54	678.54	678.54	12.57		
Total	60	9012.23				

ในการวิเคราะห์ด้วย ANOVA นี้มีค่า R-Squared = 92.47% และ R-Squared (adjusted) = 88.85% ซึ่งแสดงว่าตัวแปรในการตัดในสมการที่ 1 สามารถใช้อธิบายค่า MRR ที่เกิดขึ้นในการทดลองนี้ได้ดี และจากค่า P-value ในตารางวิเคราะห์ความแปรปรวน จะเห็นได้ว่า ปัจจัยที่ส่งผลกระทบต่ออัตราการตัดเนื้อชิ้นงานที่ระดับความเชื่อมั่น 95% คือ ระยะเวลาในการปล่อยกระแสไฟฟ้า (ON) กระแสไฟฟ้าที่ใช้ในการสปาร์ค (IP) และขนาดพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรด (Electrode Frontal Area) เนื่องจากค่า P-value ของทั้งสามปัจจัยนี้มีค่าน้อยกว่า 0.05 ทั้งนี้แนวโน้มอิทธิพลของแต่ละปัจจัยสามารถดูได้จากกราฟการวิเคราะห์ผลของปัจจัยหลักในรูปที่ 1



รูปที่ 1 ระดับของปัจจัยที่มีผลต่ออัตราการตัดเนื้อชิ้นงาน (MRR)

ซึ่งจะเห็นได้ว่าตัวแปรทั้ง 3 ตัวจะมีผลต่อค่า MRR โดยเมื่อพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรดมีขนาดเพิ่มขึ้นจะส่งผลให้ค่า MRR ลดลงเนื่องมาจากการที่พื้นที่หน้าตัดเพิ่มขึ้นทำให้ Current Density หรือความหนาแน่นของอิเล็กตรอนลดลง ส่งผลให้ได้อัตราการตัดที่ลดลง แต่เมื่อค่ากระแสไฟฟ้าที่ใช้ในการสปาร์ค และ ระยะเวลาในการปล่อยกระแสไฟฟ้า มีค่าเพิ่มขึ้นจะทำให้ค่า MRR เพิ่มขึ้น ซึ่งสามารถอธิบายได้ว่าการเพิ่มค่ากระแสไฟฟ้าที่ใช้ในการสปาร์ค และ ระยะเวลาในการปล่อยกระแสไฟฟ้าจะเป็นการเพิ่มพลังงานในการสปาร์คให้มากขึ้น ทำให้สามารถตัดเนื้อชิ้นงานได้มากขึ้น ทั้งนี้สามารถสร้างความสัมพันธ์ของตัวแปรทั้งหมดในรูปของแบบจำลองการถดถอยโดยทำการสุ่มค่าจากข้อมูลทั้งหมด 11 ค่าที่มีเงื่อนไขแตกต่างกันออกก่อน เพื่อเก็บไว้ทดสอบสมการและข้อมูลที่เหลืออีก 70 ค่านำไปทำการสร้างสมการแบบจำลอง ซึ่งตัวแปรทั้งหมดจะทำการเข้ารหัสเพื่อให้มี

ค่าอยู่ในช่วง -1 ถึง 1 เท่ากันทั้งหมด ได้ความสัมพันธ์ดังสมการที่ 2

$$MRR \text{ (g-s)/mm}^2 = 50.6285 + 1.2448x_1 + 6.9703x_2 - 9.8821x_3 + 1.2084x_1x_3 + 1.3537x_2x_3 \quad (2)$$

โดยที่ x_1 = ช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแส ไฟฟ้า (ON)

x_2 = กระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์ค (IP)

x_3 = ขนาดพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรด (Electrode Frontal Area)

จากสมการที่ได้เมื่อทำการพิจารณาจากสัมประสิทธิ์หน้าตัวแปรหลักของแต่ละตัวจะเห็นได้อย่างชัดเจนว่า ปัจจัยที่มีผลต่อค่า MRR มากที่สุดคือขนาดพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรด โดยจะมีความสัมพันธ์ในแง่ลบต่อค่า MRR และปัจจัยที่มีผลรองลงมาคือ กระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์ค และช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแสไฟฟ้า ตามลำดับ โดยทั้งสองปัจจัยจะมีผลในแง่บวกต่อค่า MRR ทั้งนี้สามารถทำการตรวจสอบความน่าเชื่อถือของสมการได้จากกราฟวิเคราะห์ ANOVA ดังตารางที่ 4

ตารางที่ 4 ANOVA Table for MRR model fitting

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
Model	7093.65	5	1418.73	81.44	<0.0001
Residual	1114.87	64	17.4198		
Total (Corr.)	8208.51	69			

จะพบว่าค่า P-value ของสมการที่สร้างขึ้นมีค่าต่ำกว่า 0.05 และมีค่า R-Squared = 86.42% และ R-Squared (adjusted) = 85.36% แสดงว่าสมการความสัมพันธ์ดังกล่าวมีผลต่อค่า MRR อย่างมีนัยยะสำคัญ จากนั้นทำการตรวจสอบความถูกต้องของสมการโดยการนำไปทำนายผลของการทดลองชุดใหม่จำนวน 11 การทดลองที่ไม่ได้นำมาสร้างสมการที่ (2) ซึ่งพบว่าค่าความผิดพลาดทั้งหมดมีค่าเฉลี่ยอยู่ที่ 3.70 % แสดงว่าสมการที่สร้างขึ้นมามีความสามารถในการทำนายที่ดี

3.2 อิทธิพลของแต่ละปัจจัยต่อค่า EWR

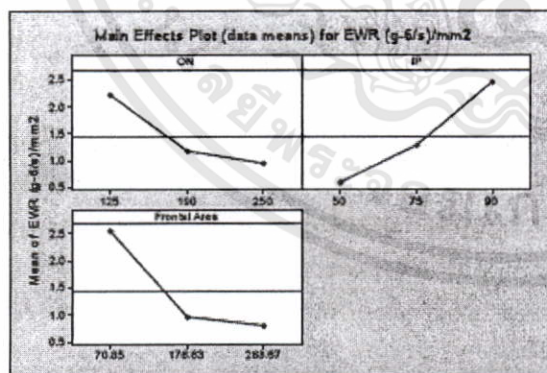
การวิเคราะห์ผลของ EWR ในเบื้องต้นจำเป็นต้องทำการตรวจสอบสมมติฐานทางด้านความเป็นปกติของข้อมูล (Normality), ความเป็นอิสระของข้อมูล (Independence) และความแปรปรวนคงตัว (Constant Variance) เช่นกัน ซึ่งปรากฏว่าข้อมูลไม่มีการละเมิด

สมมติฐานในข้อใดแสดงว่าข้อมูลมีความน่าเชื่อถือ จึงสามารถทำการวิเคราะห์ความแปรปรวน (Analysis of Variance) ของค่า EWR ได้โดยมีผลการทดลองดังตารางที่ 5

ตารางที่ 5 ผลการวิเคราะห์ EWR ด้วย ANOVA

Source	DF	Seq SS	Adj SS	Adj MS	F	P
ON	2	25.272	25.2722	12.6361	98.89	<0.0001
IP	2	48.538	48.5358	24.2679	189.53	<0.0001
Frontal Area	2	50.851	50.851	25.4255	198.57	<0.0001
Interaction						
ON*IP	4	11.288	11.2883	2.8221	22.04	<0.0001
ON*Frontal Area	4	6.197	6.197	1.5493	12.1	<0.0001
IP*Frontal Area	4	15.883	15.883	3.9707	31.01	<0.0001
ON*IP*Frontal Area	8	1.9884	1.9884	0.2485	1.94	0.0720
Error	54	8.9144	8.9144	0.128		
Total	80	166.93				

ในการวิเคราะห์ด้วย ANOVA นี้มีค่า R-Squared = 95.86% และค่า R-Squared (adjusted) = 93.86% ซึ่งแสดงว่าตัวแปรในการตัดในสมการที่ (1) สามารถใช้อธิบายค่า EWR ที่เกิดขึ้นในการทดลองนี้ได้ดี ซึ่งจะเห็นได้ว่าปัจจัยที่ส่งผลต่ออัตราการสึกหรอของอิเล็กโทรด (EWR) ที่ระดับความเชื่อมั่น 95% คือ ระยะเวลาในการปล่อยกระแสไฟฟ้า (ON) กระแสไฟฟ้าที่ใช้ในการสปาร์ค (IP) รวมถึงขนาดพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรด (Electrode Frontal Area) เนื่องจากค่า P-value ของทั้งสามปัจจัยนี้มีค่าน้อยกว่า 0.05 ทั้งนี้แนวโน้มอิทธิพลของแต่ละปัจจัยสามารถดูได้จากกราฟการวิเคราะห์ผลของปัจจัยหลักในรูปที่ 2



รูปที่ 2 ระดับของปัจจัยที่มีผลต่ออัตราการสึกหรอของอิเล็กโทรด (EWR)

โดยจะเห็นได้ว่าตัวแปรทั้ง 3 ตัวจะมีผลต่อค่า EWR อย่างชัดเจน โดยเมื่อค่ากระแสไฟฟ้าที่ใช้ในการสปาร์คมีค่าเพิ่มขึ้นจะส่งผลให้ค่า EWR เพิ่มขึ้นโดยการเพิ่มค่า

กระแสไฟฟ้าเป็นการเพิ่มพลังงานในการตัดให้มากขึ้นซึ่งจะทำให้เนื้อของอิเล็กโทรดหลุดออกไปได้มากขึ้นด้วย แต่เมื่อค่าพื้นที่หน้าตัดของแท่งอิเล็กโทรดเพิ่มขึ้นจะทำให้ค่า EWR ลดลงอันเนื่องมาจากการที่มีพื้นที่มากขึ้นทำให้ Current density ต่ำลงการสึกหรอจึงต่ำลงด้วย และระยะเวลาในการปล่อยกระแสไฟฟ้าที่มีค่าเพิ่มขึ้นจะทำให้ค่า EWR มีค่าลดลง เนื่องมาจากระหว่างการสปาร์คการสึกหรอของแท่งอิเล็กโทรดนั้นจะเกิดขึ้นในช่วงหลังของการสปาร์ค การที่ระยะเวลาในการปล่อยกระแสไฟฟ้าเพิ่มขึ้นทำให้ความเข้มข้นของพลังงาน (Energy density) ของการสปาร์คลดลงเนื่องจากกระจายตัวของช่องพลาสมา (Plasma channel) ซึ่งระดับพลังงานนี้ไม่สูงพอที่จะทำให้เกิดการระเบิดของ Dielectric fluid ให้มีความดันสูงพอที่จะกำจัดเนื้อวัสดุอิเล็กโทรดได้มากเท่ากับระยะเวลาปล่อยกระแสไฟฟ้าที่สั้นกว่าทำให้ได้ค่า EWR ที่ลดลง ทั้งนี้สามารถสร้างความสัมพันธ์ของตัวแปรทั้งหมดในรูปของแบบจำลองการถดถอยโดยทำการสุ่มค่าจากข้อมูลทั้งหมด 11 ค่า ที่มีเงื่อนไขแตกต่างกันออกเพื่อเก็บไว้ทดสอบสมการ และข้อมูลที่เหลืออีก 70 ค่านำไปทำการสร้างสมการแบบจำลอง ซึ่งตัวแปรทั้งหมดจะทำการเข้ารหัสเพื่อให้มีค่าอยู่ในช่วง -1 ถึง 1 เท่ากันทั้งหมด ได้ความสัมพันธ์ดังสมการที่ 3

$$EWR (g \cdot s)/mm^2 = 1.3998 - 0.6323x_1 + 0.9309x_2 - 0.8570x_3 - 0.5387x_1x_2 + 0.3278x_1x_3 - 0.5401x_2x_3 \quad (3)$$

โดยที่ x_1 = ช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแส ไฟฟ้า (ON)

x_2 = กระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์ค (IP)

x_3 = ขนาดพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรด (Electrode Frontal Area)

จากความสัมพันธ์ที่ได้เมื่อทำการพิจารณาสัมประสิทธิ์หน้าตัวแปรหลักในแต่ละตัวจะเห็นได้อย่างชัดเจนว่าปัจจัยที่มีผลต่อค่า EWR มากที่สุด คือกระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์ค โดยจะมีความสัมพันธ์ในแง่บวกกับค่า EWR รองลงมาคือ ขนาดพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรดโดยจะมีความสัมพันธ์ในแง่ลบกับค่า EWR และตัวแปรที่มีผลน้อยที่สุดคือ และช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแสไฟฟ้าโดยจะมีความสัมพันธ์ในแง่ลบกับค่า EWR ซึ่งสามารถทำการตรวจสอบความน่าเชื่อถือของสมการแบบจำลองที่ได้จากการวิเคราะห์ ANOVA ดังตารางที่ 6

ทวามที่ 6 ANOVA Table for EWR model fitting

Source	Sum of Squares	Df	Mean Square	F-Ratio	P-Value
Model	120.447	8	20.0795	39.16	<0.0001
Residual	32.3067	63	0.512804		
Total (Corr.)	152.784	89			

จะพบว่าค่า P-value ของสมการที่สร้างขึ้นมีค่าต่ำกว่า 0.05 และมีค่า R-squared = 78.85% และค่า R-squared (adjusted) = 76.84% แสดงว่าสมการความสัมพันธ์ดังกล่าวมีผลต่อค่า EWR อย่างมีนัยยะสำคัญ จากนั้นทำการตรวจสอบความถูกต้องของสมการโดยการนำไปทำนายผลของการทดลองชุดใหม่จำนวน 11 การทดลองที่ไม่ได้นำมาสร้างสมการที่ (3) ซึ่งพบว่าค่าความผิดพลาดทั้งหมดมีค่าเฉลี่ยอยู่ที่ 11.10 % แสดงว่าสมการที่สร้างขึ้นมามีความสามารถในการทำนายที่ดีพอสมควร

4.สรุปผลการทดลอง

จากผลการวิเคราะห์ความแปรปรวนของค่า MRR และ ค่า EWR โดยกำหนดค่านัยสำคัญ ที่ $\alpha = 0.05$ สามารถสรุปได้ว่า

1. ปัจจัยที่มีอิทธิพลต่ออัตราการตัดเนื้อชิ้นงาน (MRR) มากที่สุดคือขนาดพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรด โดยจะส่งผลในแง่ลบต่อค่า MRR รองลงมาคือ กระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์ค และช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแสไฟฟ้า โดยทั้งสองตัวแปรจะส่งผลในด้านบวกต่อค่า MRR

2. ปัจจัยที่มีอิทธิพลต่ออัตราการสึกหรอของอิเล็กโทรด (EWR) มากที่สุดคือกระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์คโดยส่งผลในด้านบวกต่อค่า EWR ปัจจัยที่มีอิทธิพลรองลงมาคือขนาดพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรด โดยจะส่งผลในด้านลบต่อค่า EWR และตัวแปรที่มีผลต่อค่า EWR น้อยที่สุดคือ ช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแสไฟฟ้าโดยจะส่งผลในด้านลบต่อค่า EWR

3. จากการใช้เทคนิคของแบบจำลองการถดถอยแบบพหุคูณในการสร้างสมการแบบจำลอง สามารถสร้างสมการแสดงความสัมพันธ์ของค่า MRR และ EWR ออกมาได้โดยที่แบบจำลองค่า MRR ที่มีค่า R-Squared = 86.42% และมีค่าความผิดพลาดเฉลี่ยอยู่ที่ 3.70% ส่วนแบบจำลองของค่า EWR ที่มีค่า R-squared = 78.85% และมีค่าความผิดพลาดเฉลี่ยอยู่ที่ 11.10%

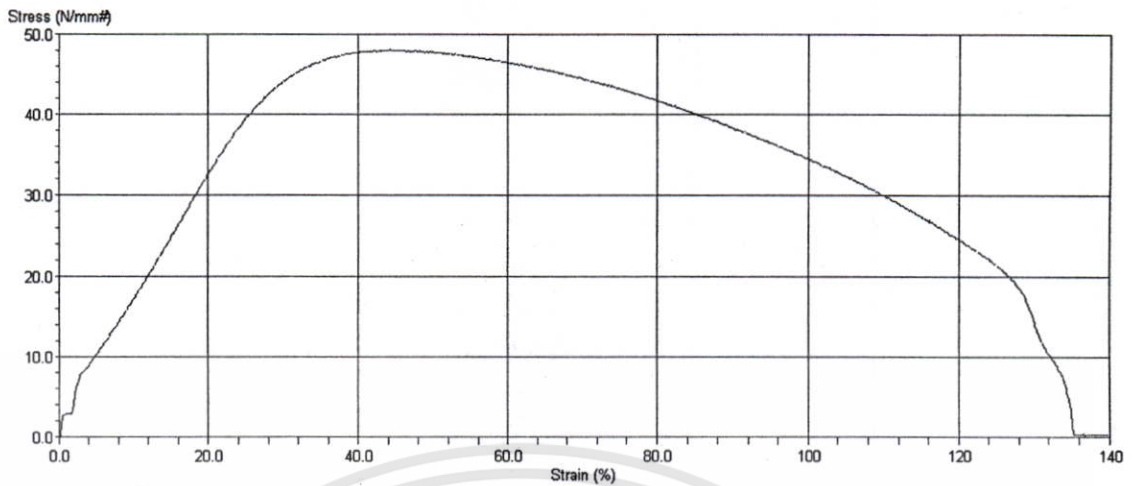
จากผลการทดลองทั้งหมดที่ได้จากการวิจัยแสดงให้เห็นว่าขนาดพื้นที่หน้าตัดของอิเล็กโทรดมีผลต่ออัตราการตัดเนื้อชิ้นงาน และอัตราการสึกหรอของอิเล็กโทรดอย่างชัดเจน ดังนั้นในกระบวนการขึ้นรูปชิ้นงาน ถ้าขนาดของพื้นที่หน้าตัดของแท่งอิเล็กโทรดมีขนาดไม่คงที่แล้ว ควรทำการควบคุมค่าของกระแสไฟฟ้าสูงสุดที่ใช้ในการสปาร์ค และช่วงระยะเวลาที่ปล่อยกระแสไฟฟ้าให้มีความสัมพันธ์กับขนาดพื้นที่หน้าตัด เพื่อให้ได้อัตราการตัดเนื้อชิ้นงานและอัตราการสึกหรอของอิเล็กโทรดที่คงที่ จึงจะสามารถควบคุมคุณภาพของชิ้นงานได้อย่างสม่ำเสมอทั้งชิ้น

เอกสารอ้างอิง

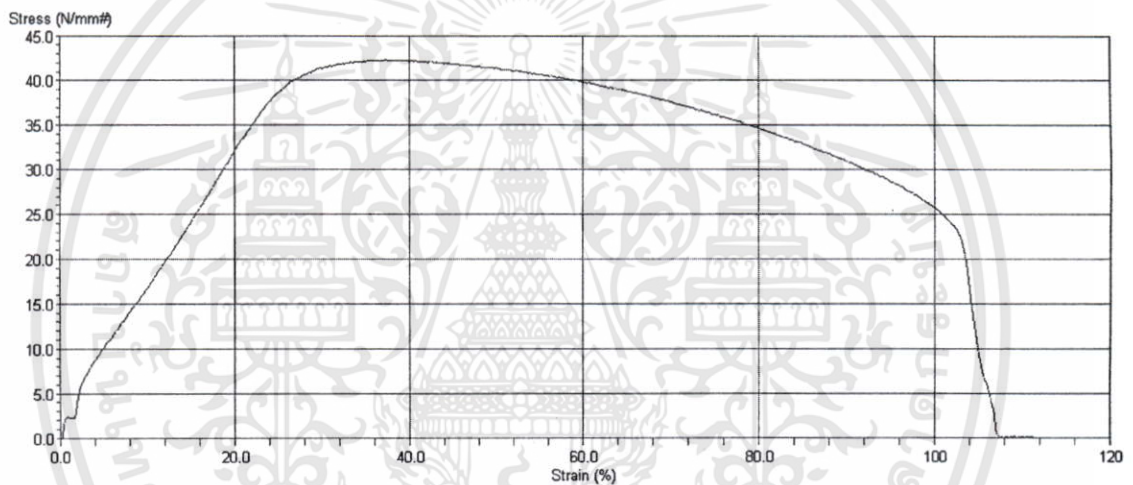
- [1] <http://www.wisageek.com/what-is-edm.htm>
<http://www.faqs.org/qa/qa-1034.html>
- [2] Hassan El-Hofy.2005.Advanced Machining Processes, McGraw-Hill, USA.pp.115-139
- [3] Shankar Singh, S. Maheshwari, P.C. Pandey.2004. Some investigations into the electric discharge machining of hardened tool steel using different electrode materials. Journal of Materials Processing Technology 149: 272–277.
- [4] Deng Jianxin and Lee Taichiu.2000. Surface integrity in electro-discharge machining, ultrasonic machining, and diamond saw cutting of ceramic composites. Ceramic International.26: 825-830.
- [5] Amar Patnaik.2005. Parametric Optimization of Wire Electrical Discharge Machining (WEDM) Process using Taguchi Method. J. of the Braz. Soc. of Mech. Sci. & Eng.422-429.
- [6] ปารเมศ ชูติมา, 2545. การออกแบบการทดลองทางวิศวกรรม. พิมพ์ครั้งที่ 1 กรุงเทพฯ: สำนักพิมพ์แห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, หน้า 115-116, 178.
- [7] Montgomery, D. Douglas, 2005. Design and Analysis of Experiments. 6 th Edition, New York, John Wiley & Sons, pp. 101-102, 131.



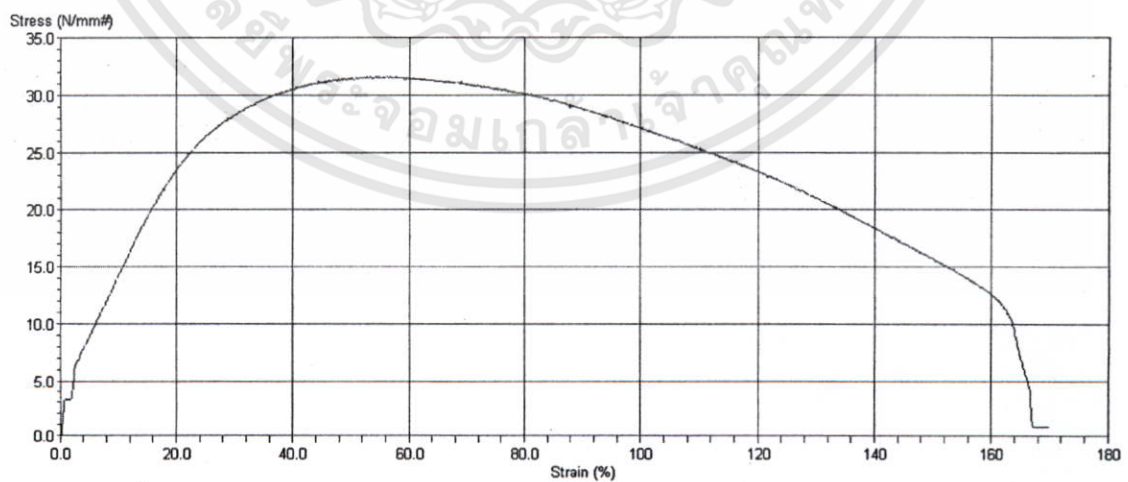
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ ข.1 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu

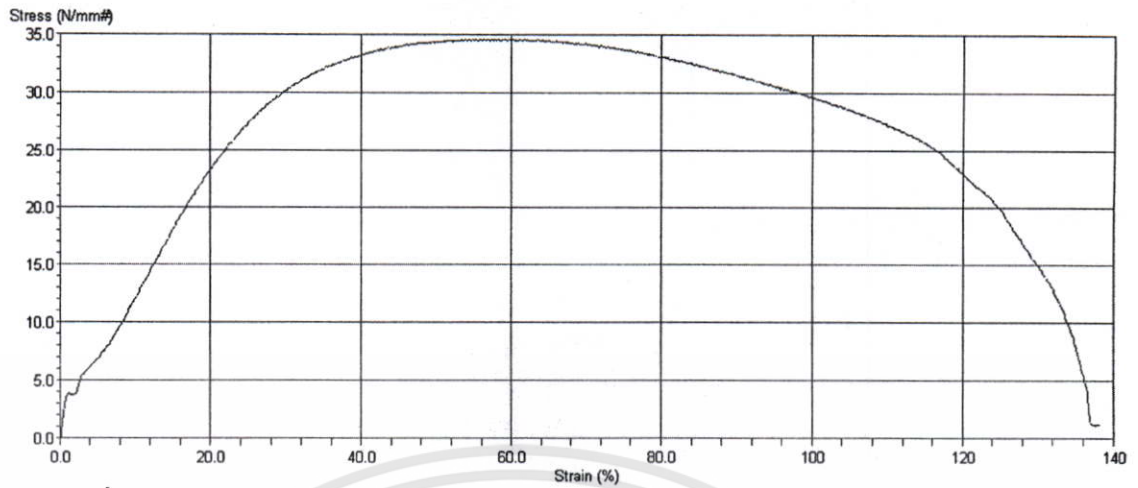


รูปที่ ข.2 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb

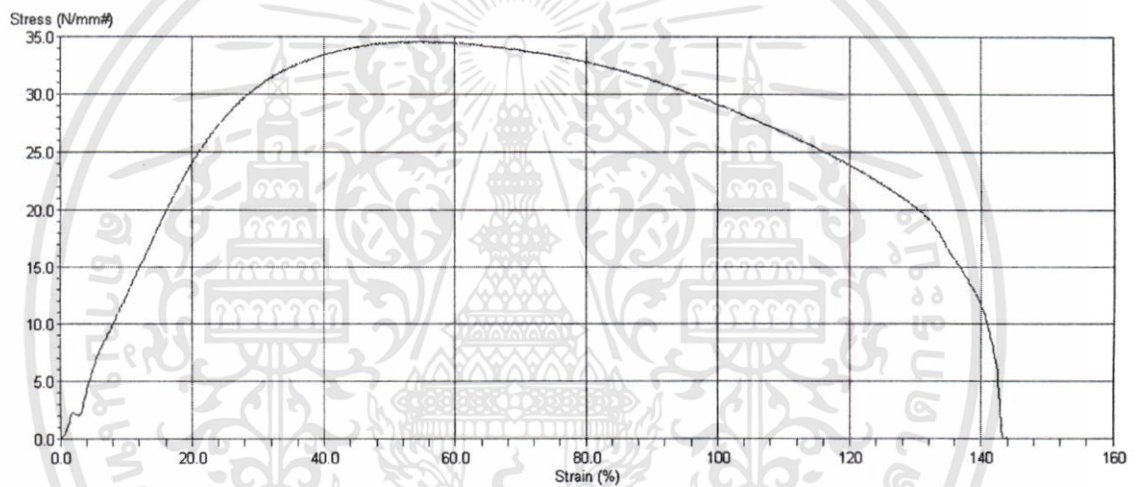


รูปที่ ข.3 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu

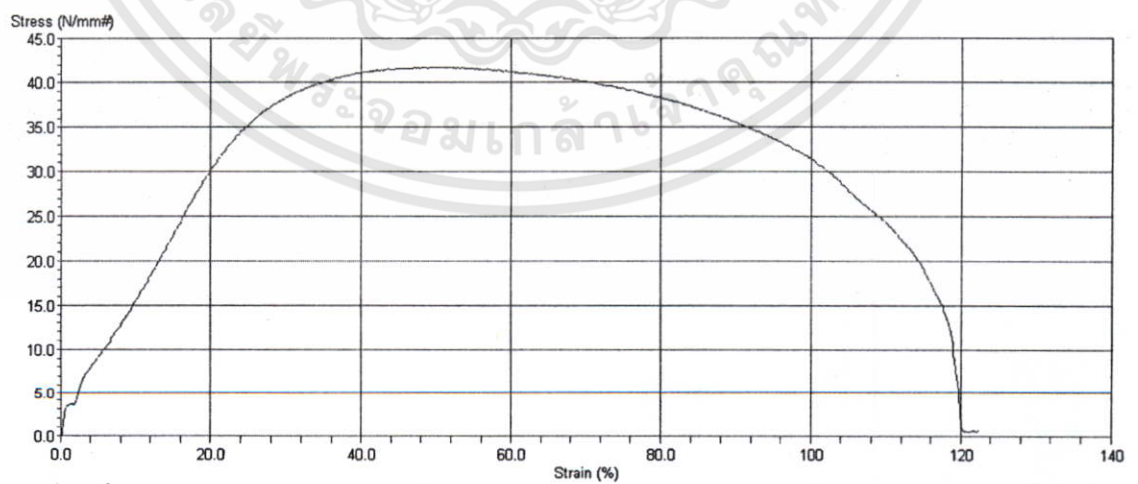
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ ข.4 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In

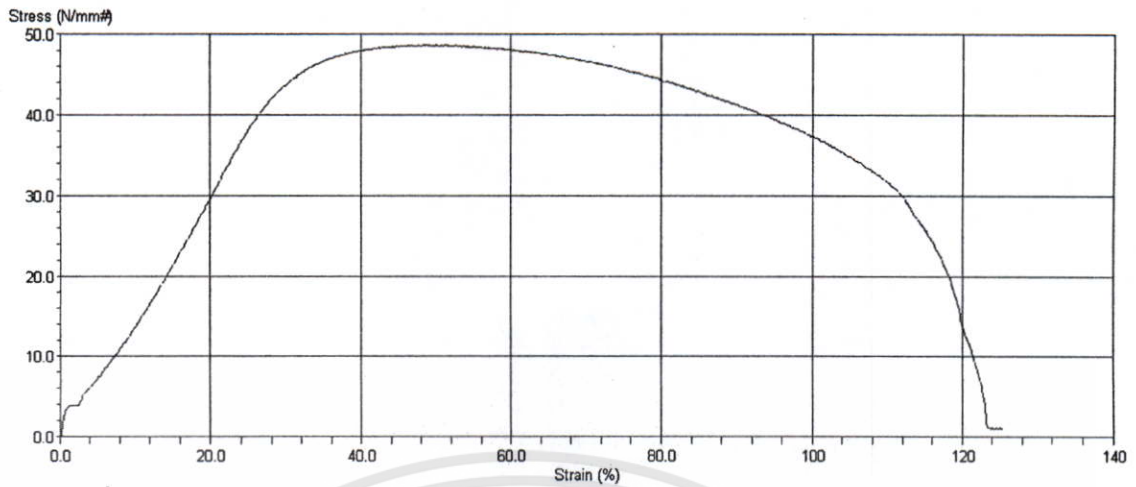


รูปที่ ข.5 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In

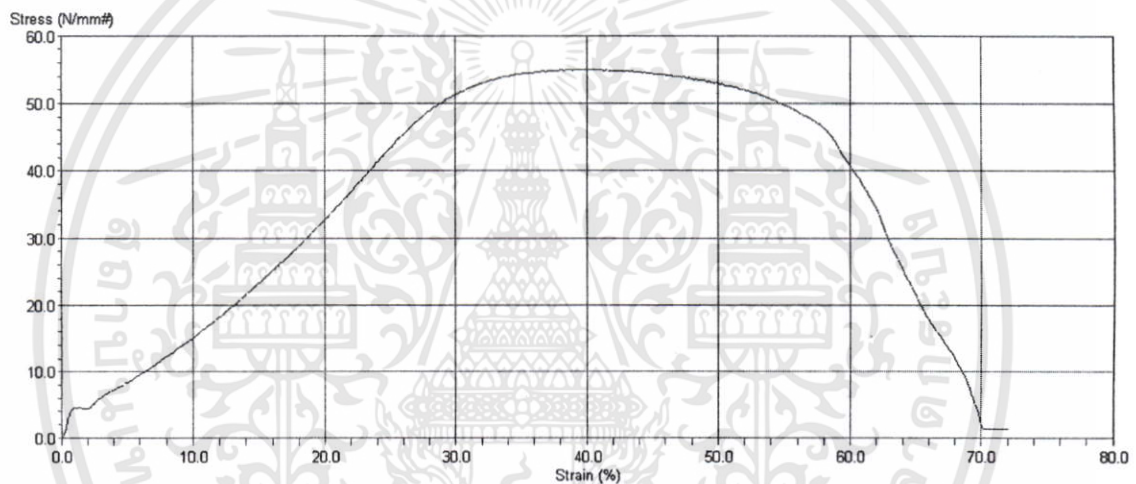


รูปที่ ข.6 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In

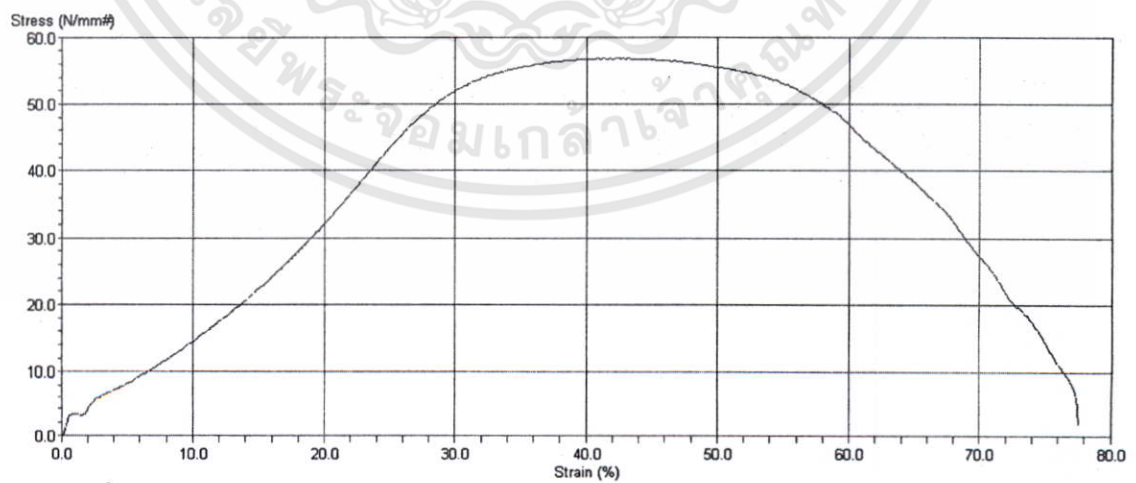
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ ข.7 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In



รูปที่ ข.8 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In

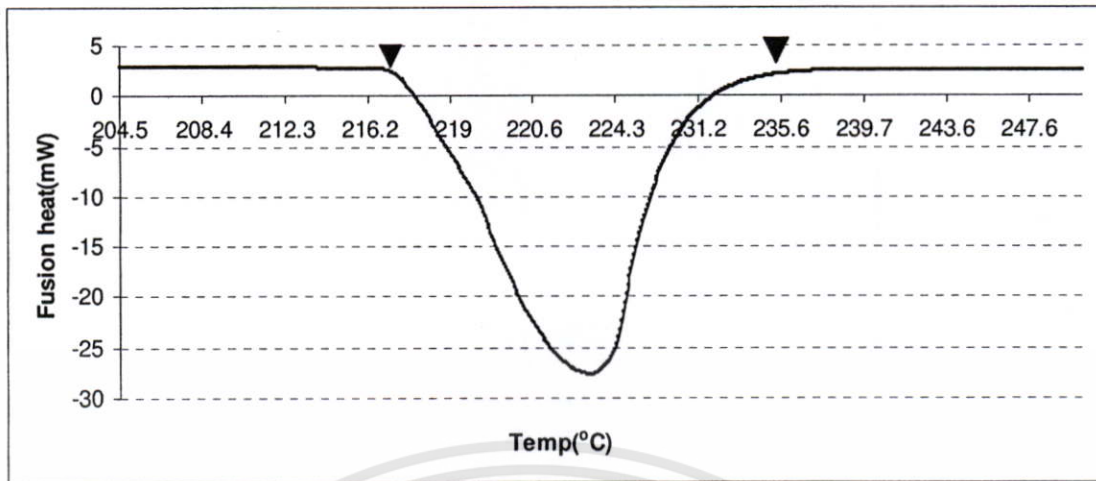


รูปที่ ข.9 เส้นโค้งความเค้นกับความเครียดของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In

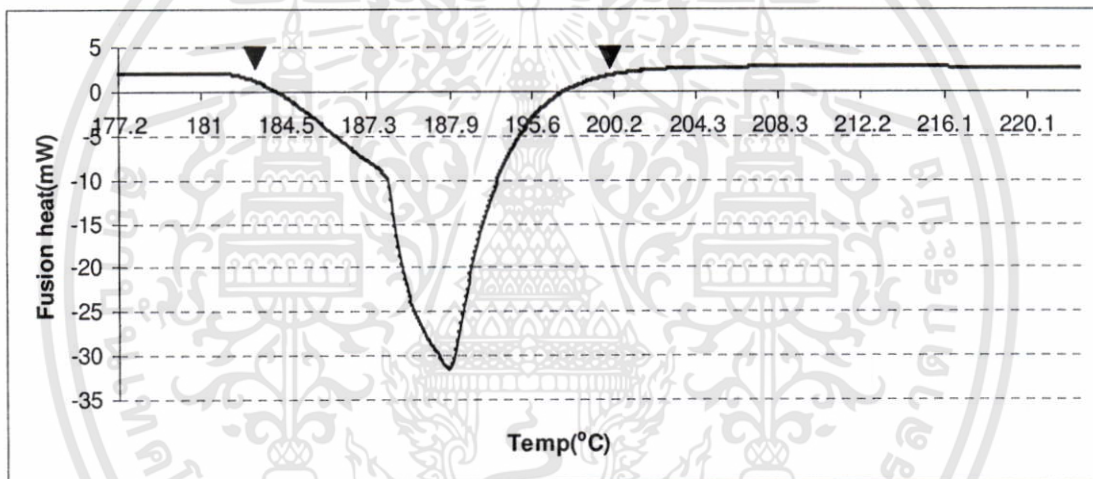
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



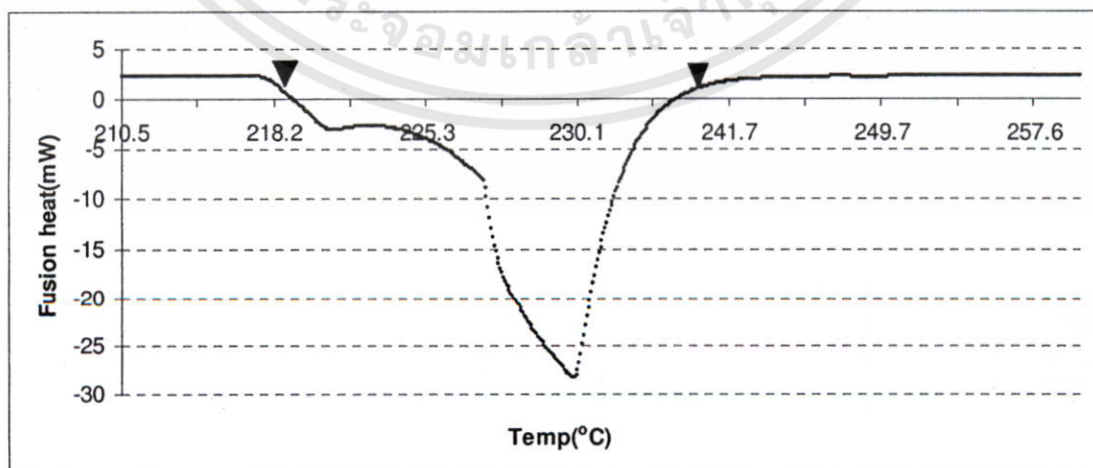
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ ค.1 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu

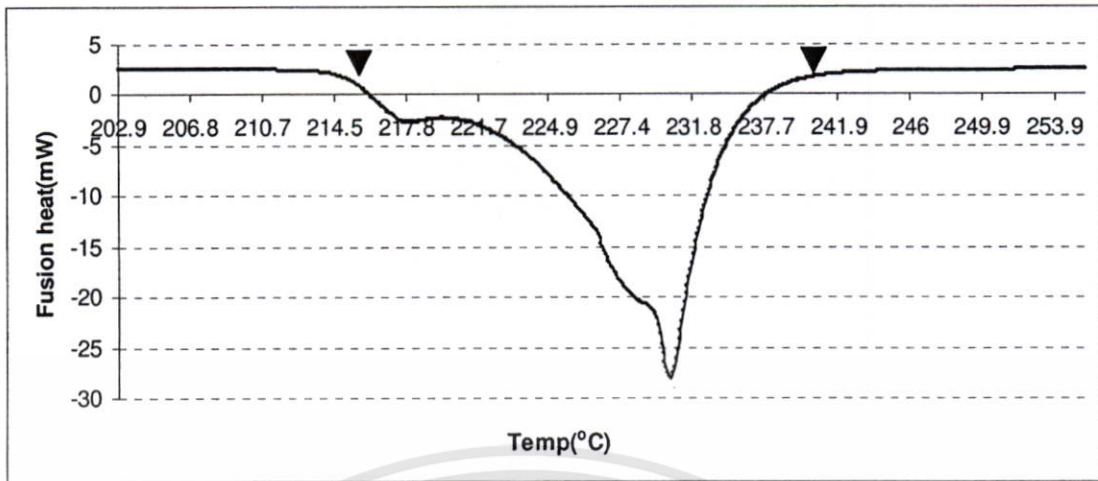


รูปที่ ค.2 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb

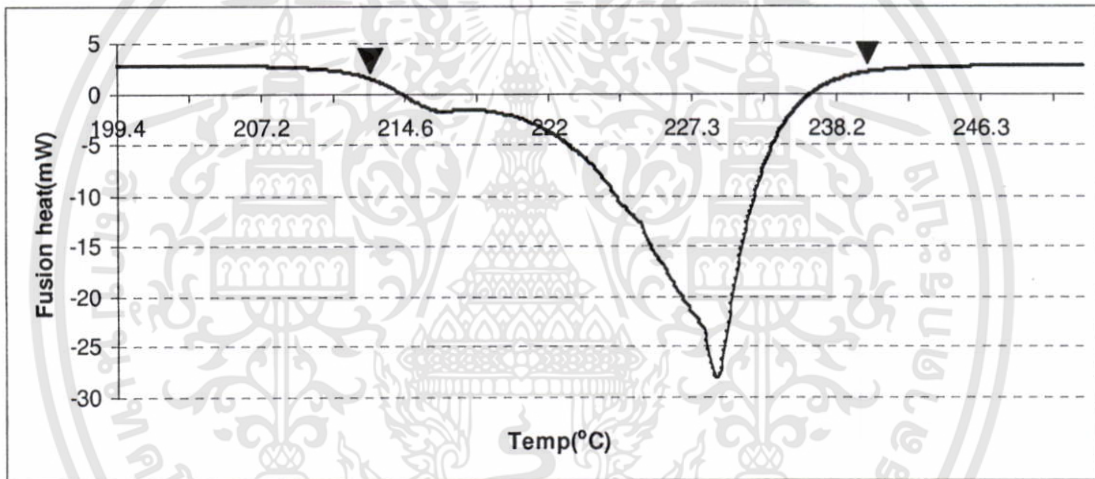


รูปที่ ค.3 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu

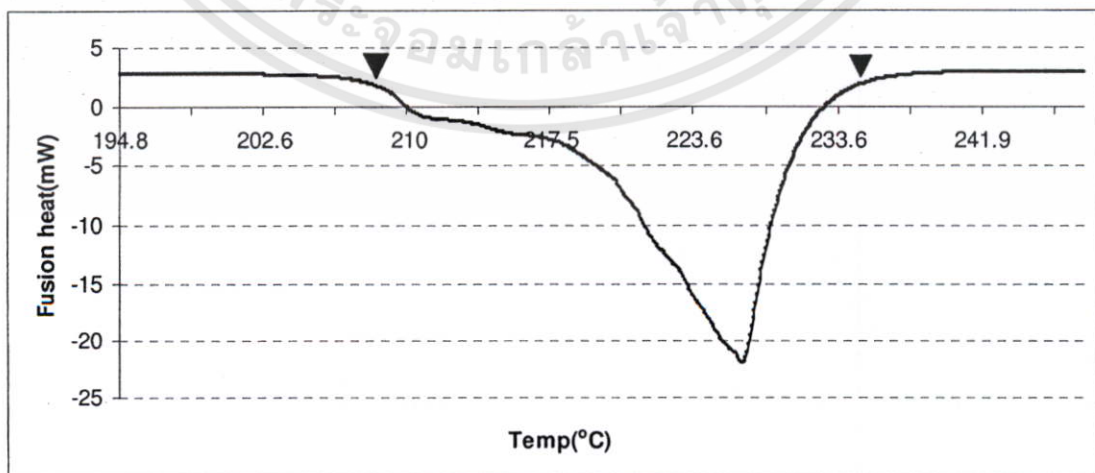
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ ค.4 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In

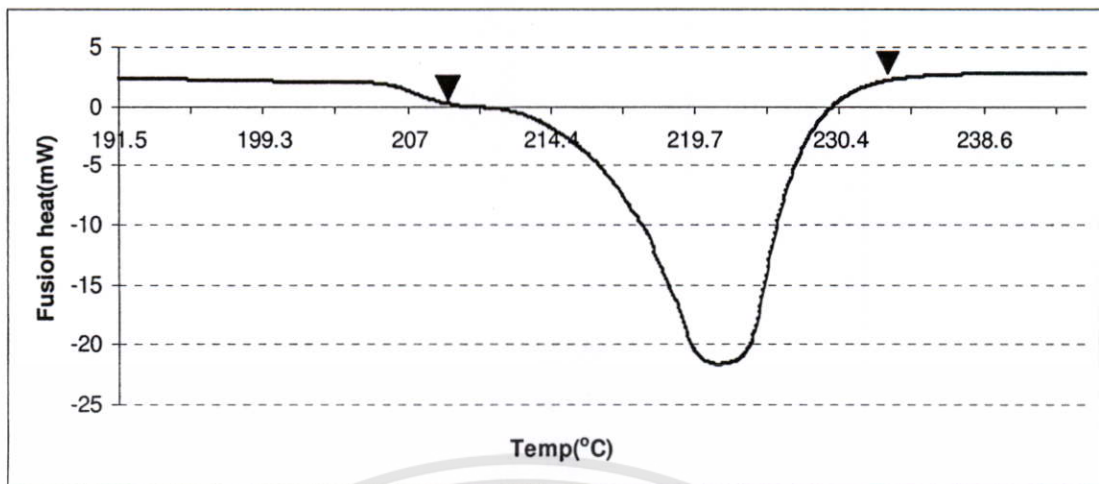


รูปที่ ค.5 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.0In

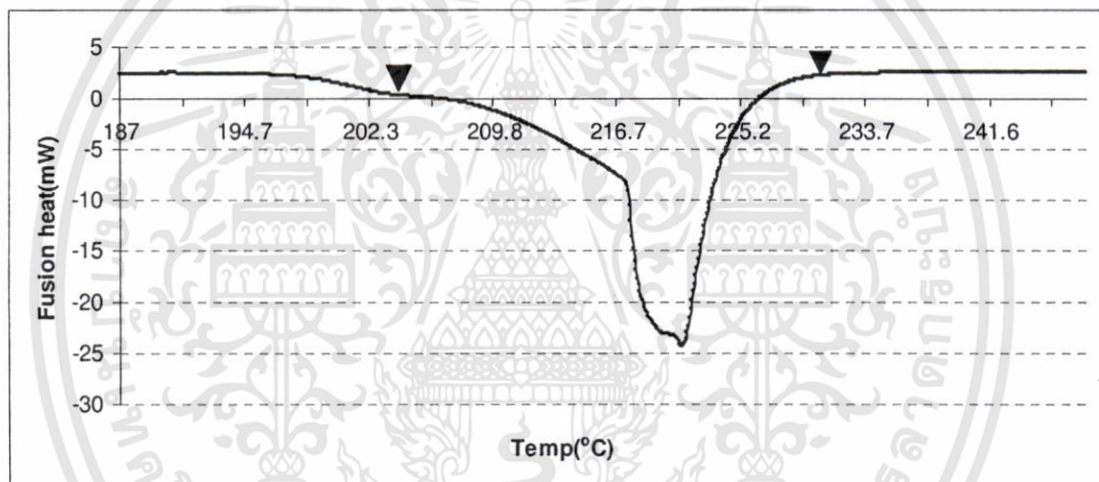


รูปที่ ค.6 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In

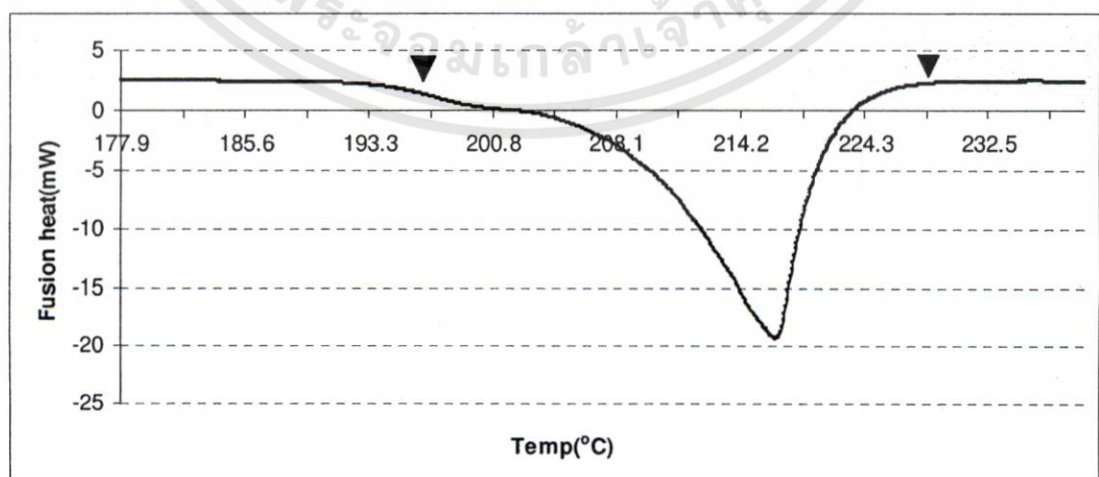
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ ค.7 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In



รูปที่ ค.8 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In

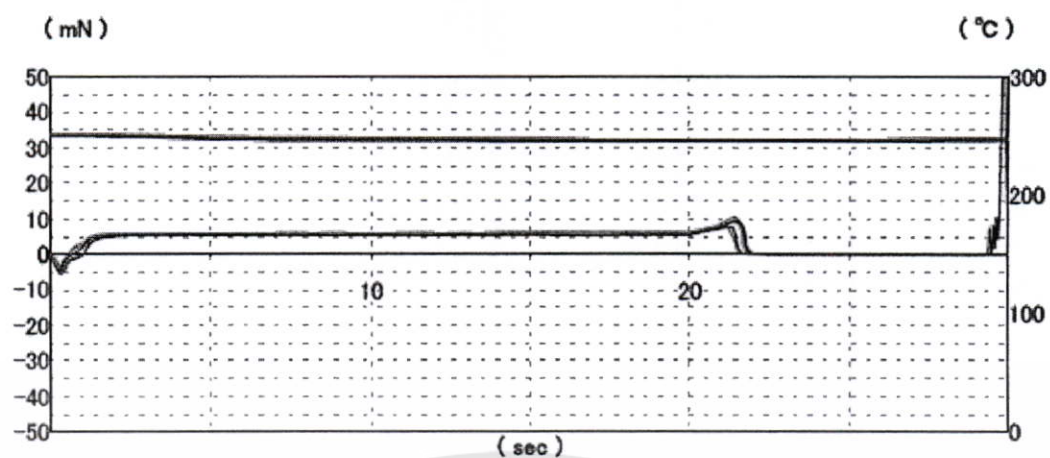


รูปที่ ค.9 กราฟ DSC ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-3.0In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



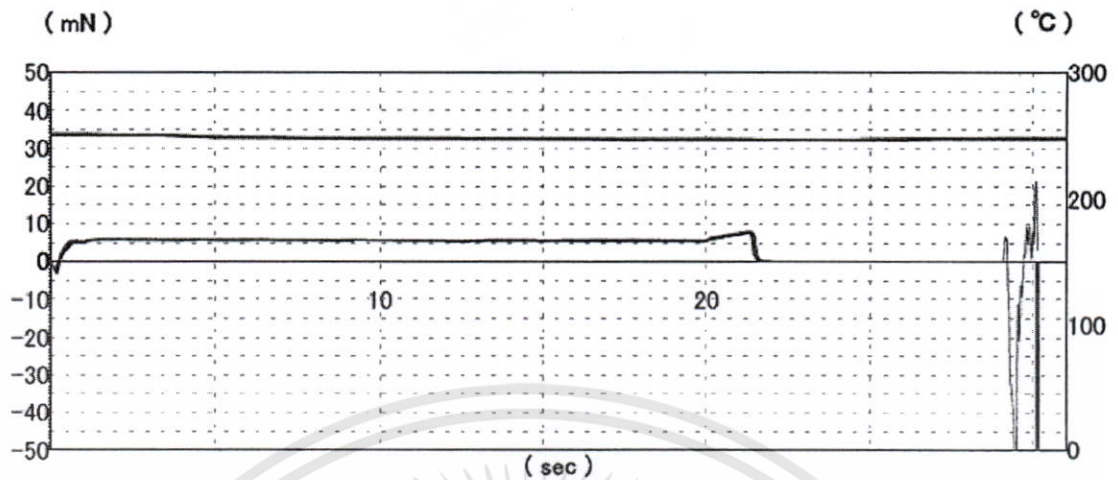
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



	T0	T1	2/3F	Fmax	Fend	Sb	F1	F2	P/F
1	1.05	0.34	3.89	5.83	5.80	0.996	-	-	
2	0.58	0.61	3.79	5.68	5.66	0.996	-	-	
3	0.64	0.49	4.01	6.03	5.98	0.992	-	-	
4	0.70	0.45	3.69	5.56	5.51	0.991	-	-	
5	1.04	0.23	4.11	6.20	6.20	1.000	-	-	
6									
7									
8									
9									
10									
Min	0.58	0.23	3.69	5.56	5.51	0.991	-	-	
Max	1.05	0.61	4.11	6.20	6.20	1.000	-	-	
Ave.	0.80	0.42	3.90	5.86	5.83	0.995	-	-	
Std Dev.	0.23	0.15	0.17	0.26	0.27	0.004	-	-	
Fail Ratio									

รูปที่ 3.1 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-3.0Ag-0.5Cu

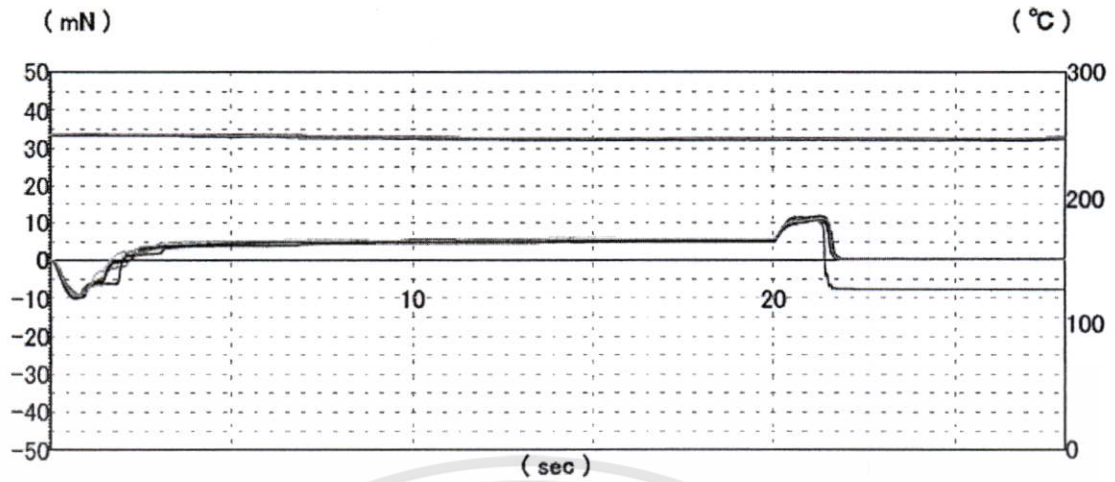
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



	T0	T1	2/3F	Fmax	Fend	Sb	F1	F2	P/F
1	0.23	0.34	3.81	5.70	5.31	0.930	-	-	
2	0.31	0.19	3.79	5.68	5.53	0.974	-	-	
3	0.24	0.20	3.81	5.70	5.48	0.961	-	-	
4	0.25	0.18	3.91	5.88	5.63	0.958	-	-	
5	0.24	0.26	3.96	5.95	5.73	0.962	-	-	
6									
7									
8									
9									
10									
Min	0.23	0.18	3.79	5.68	5.31	0.930	-	-	
Max	0.31	0.34	3.96	5.95	5.73	0.974	-	-	
Ave.	0.25	0.23	3.86	5.78	5.54	0.957	-	-	
Std Dev.	0.03	0.07	0.07	0.12	0.16	0.016	-	-	
Fail Ratio									

รูปที่ ง.2 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-37Pb

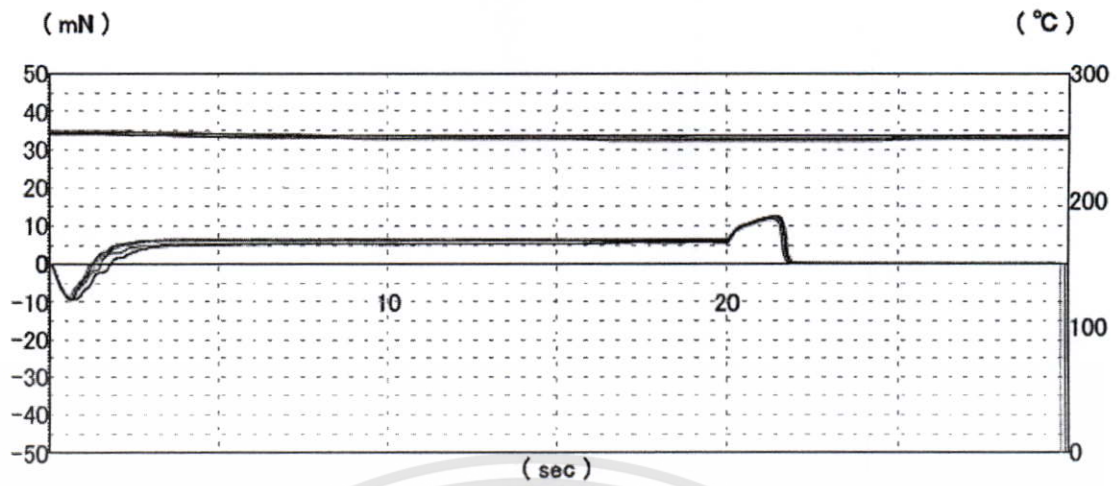
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



	T0	T1	2/3F	Fmax	Fend	Sb	F1	F2	P/F
1	1.99	1.34	3.24	4.86	4.86	1.000	-	-	
2	2.20	0.71	3.64	5.46	5.38	0.986	-	-	
3	2.22	1.63	3.51	5.28	5.26	0.995	-	-	
4	2.23	1.42	3.64	5.46	5.28	0.968	-	-	
5	2.00	0.97	3.36	5.06	4.86	0.961	-	-	
6	1.65	1.25	3.91	5.86	5.66	0.966	-	-	
7									
8									
9									
10									
Min	1.65	0.71	3.24	4.86	4.86	0.961	-	-	
Max	2.23	1.63	3.91	5.86	5.66	1.000	-	-	
Ave.	2.05	1.22	3.55	5.33	5.22	0.979	-	-	
Std Dev.	0.22	0.33	0.24	0.35	0.31	0.016	-	-	
Fail Ratio									

รูปที่ 3.3 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu

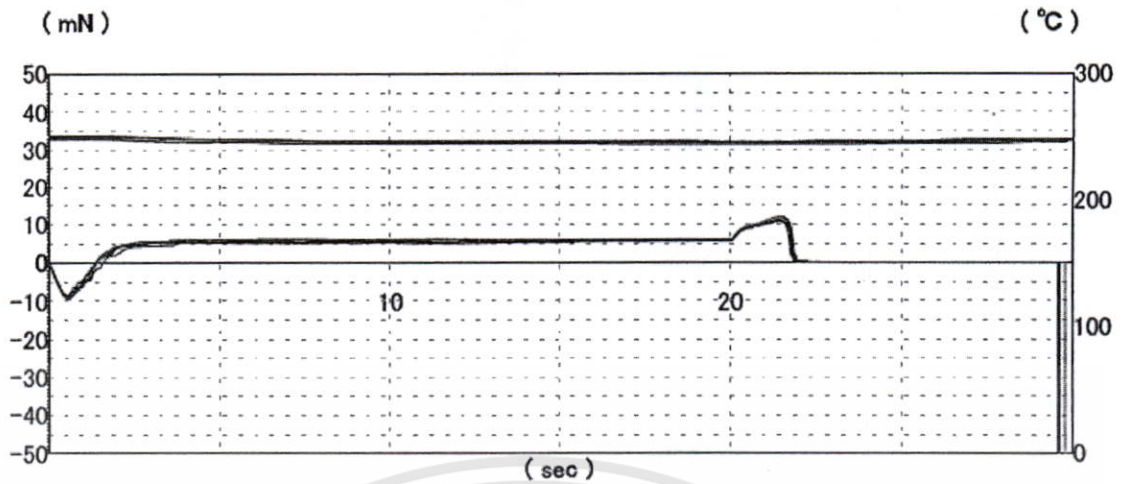
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



	T0	T1	2/3F	Fmax	Fend	Sb	F1	F2	P/F
1	1.81	0.83	3.66	5.51	5.48	0.995	-	-	
2	1.52	0.77	3.86	5.80	5.78	0.996	-	-	
3	1.38	0.63	4.21	6.30	6.13	0.972	-	-	
4	1.29	0.56	4.21	6.30	6.23	0.988	-	-	
5	1.21	0.60	4.29	6.43	6.40	0.996	-	-	
6									
7									
8									
9									
10									
Min	1.21	0.56	3.66	5.51	5.48	0.972	-	-	
Max	1.81	0.83	4.29	6.43	6.40	0.996	-	-	
Ave.	1.44	0.68	4.05	6.07	6.00	0.989	-	-	
Std Dev.	0.24	0.12	0.27	0.39	0.37	0.010	-	-	
Fail Ratio									

รูปที่ 4.4 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5In

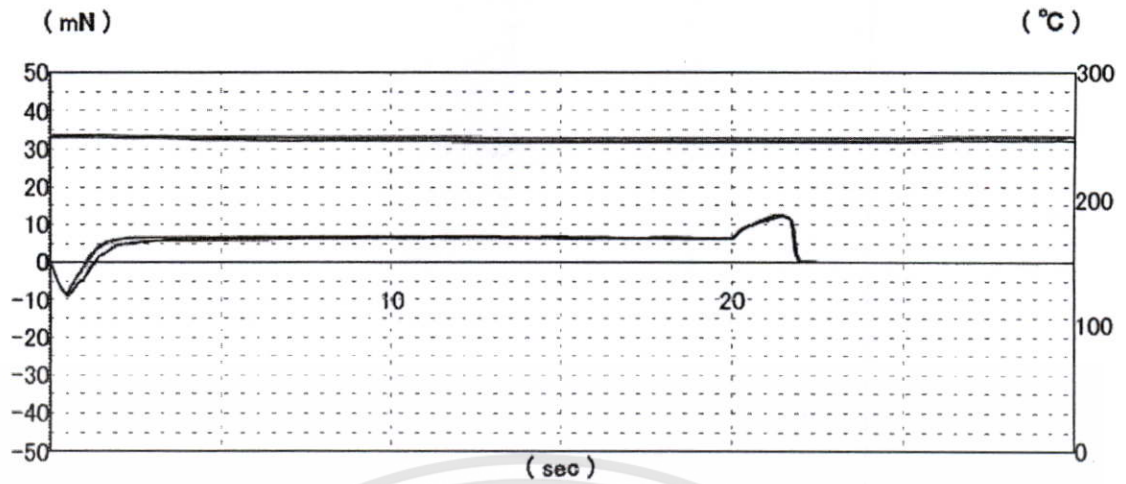
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



	T0	T1	2/3F	Fmax	Fend	Sb	F1	F2	P/F
1	1.37	0.69	4.11	6.15	6.05	0.984	-	-	
2	1.59	0.77	3.96	5.95	5.95	1.000	-	-	
3	1.43	0.57	3.96	5.95	5.80	0.975	-	-	
4	1.38	0.58	3.76	5.66	5.63	0.996	-	-	
5	1.38	0.50	3.91	5.86	5.75	0.983	-	-	
6									
7									
8									
9									
10									
Min	1.37	0.50	3.76	5.66	5.63	0.975	-	-	
Max	1.59	0.77	4.11	6.15	6.05	1.000	-	-	
Ave.	1.43	0.62	3.94	5.91	5.84	0.988	-	-	
Std Dev.	0.09	0.11	0.13	0.18	0.17	0.010	-	-	
Fail Ratio									

รูปที่ 5.5 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-1.5In

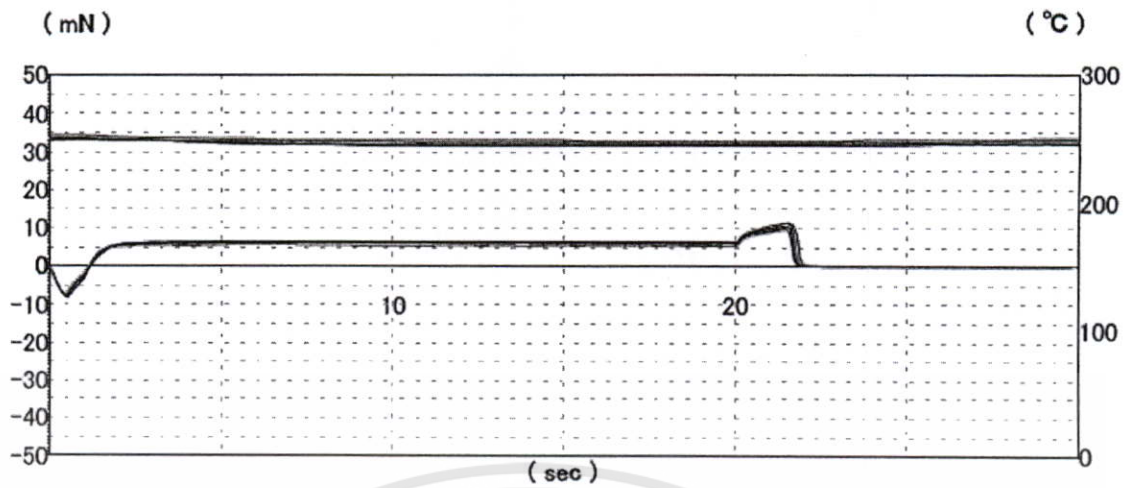
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



	T0	T1	2/3F	Fmax	Fend	Sb	F1	F2	P/F
1	1.31	0.60	4.33	6.50	6.38	0.981	-	-	
2	1.35	0.59	4.24	6.35	6.20	0.976	-	-	
3	1.12	0.50	4.56	6.83	6.53	0.956	-	-	
4	1.06	0.47	4.53	6.80	6.70	0.985	-	-	
5	1.05	0.38	4.38	6.58	6.50	0.989	-	-	
6									
7									
8									
9									
10									
Min	1.05	0.38	4.24	6.35	6.20	0.956	-	-	
Max	1.35	0.60	4.56	6.83	6.70	0.989	-	-	
Ave.	1.18	0.51	4.41	6.61	6.46	0.977	-	-	
Std Dev.	0.14	0.09	0.14	0.20	0.19	0.013	-	-	
Fail Ratio									

รูปที่ 3.6 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.0In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



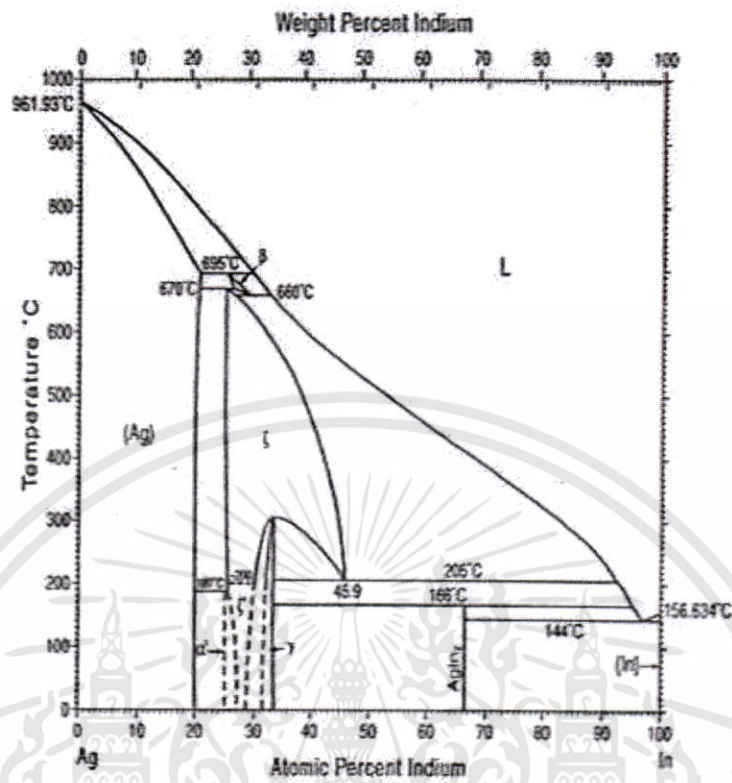
	T0	T1	2/3F	Fmax	Fend	Sb	F1	F2	P/F
1	1.21	0.47	4.01	6.00	5.90	0.983	-	-	
2	1.19	0.43	4.36	6.53	6.40	0.981	-	-	
3	1.16	0.38	3.66	5.48	5.26	0.959	-	-	
4	1.21	0.42	4.36	6.55	6.35	0.970	-	-	
5	1.19	0.36	4.06	6.10	5.93	0.971	-	-	
6									
7									
8									
9									
10									
Min	1.16	0.36	3.66	5.48	5.26	0.959	-	-	
Max	1.21	0.47	4.36	6.55	6.40	0.983	-	-	
Ave.	1.19	0.41	4.09	6.13	5.97	0.973	-	-	
Std Dev.	0.02	0.04	0.29	0.44	0.46	0.010	-	-	
Fail Ratio									

รูปที่ ๗.7 Wetting curve ของโลหะบัดกรีชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-2.5In

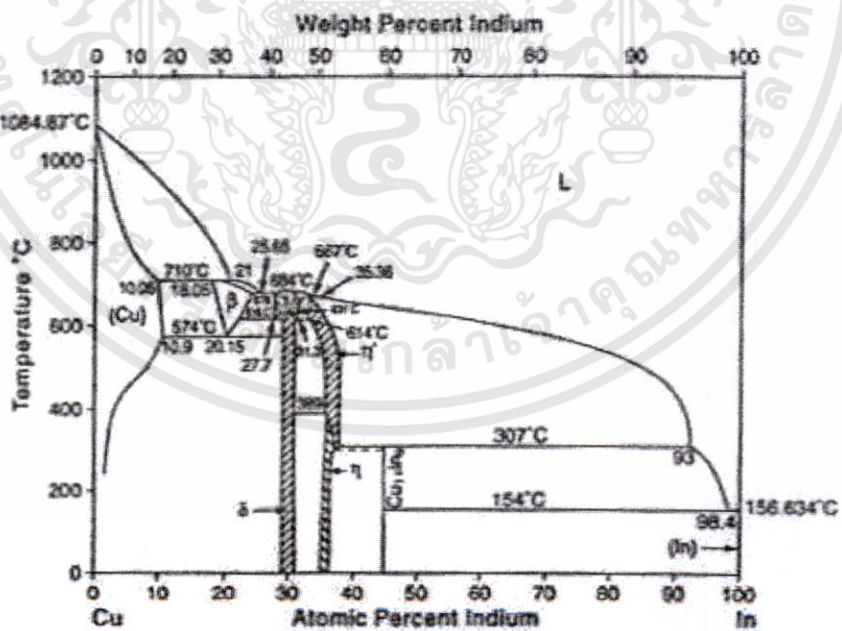
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

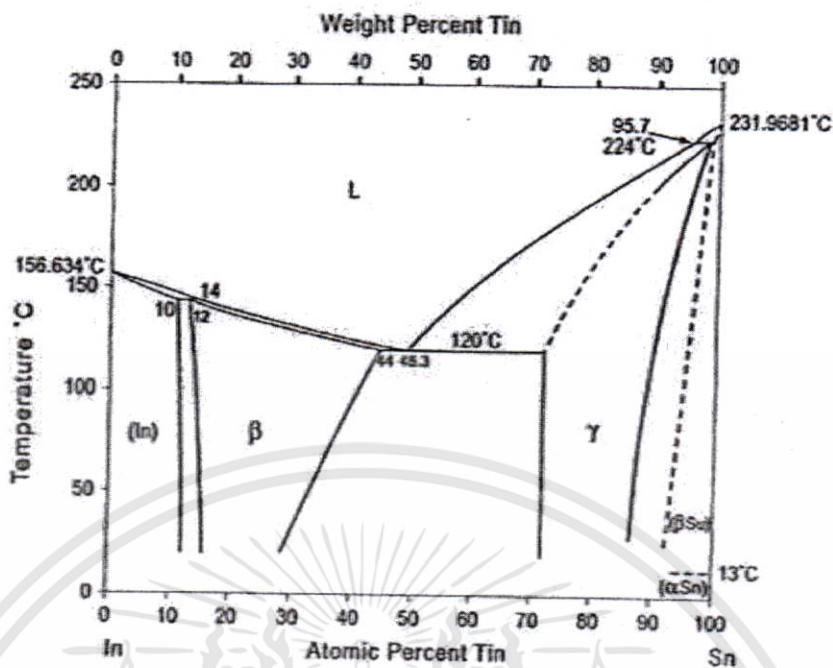


รูปที่ จ.1 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสององค์ประกอบ ของ Ag-In

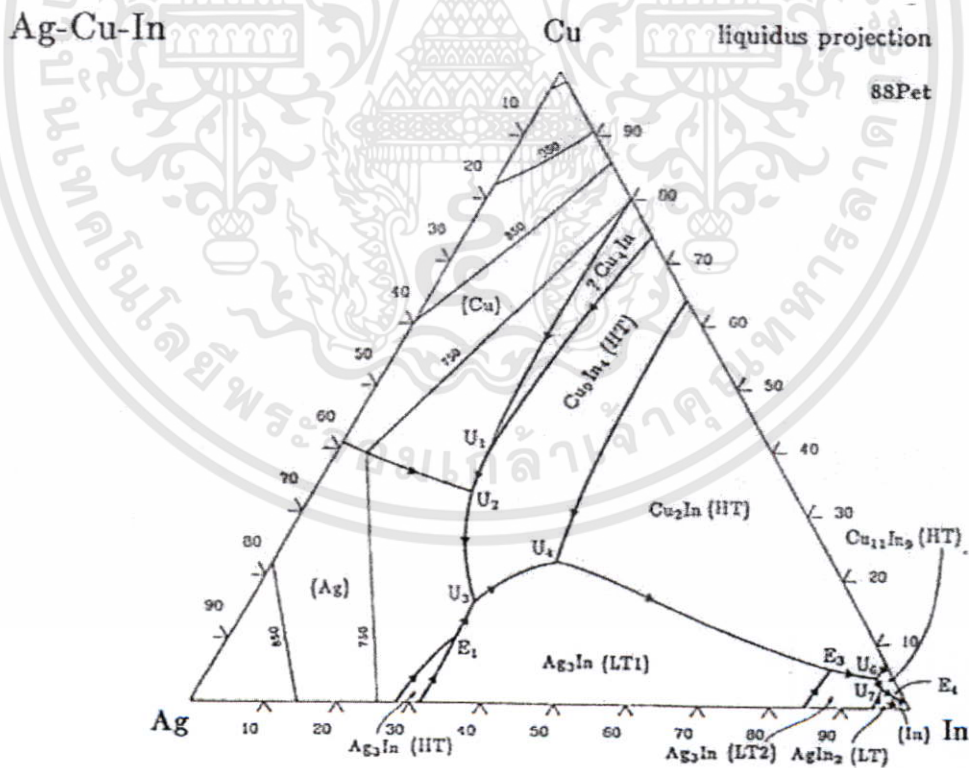


รูปที่ จ.2 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสององค์ประกอบ ของ Cu-In

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ จ.3 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสององค์ประกอบ ของ In-Sn



รูปที่ จ.4 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสามองค์ประกอบ ของ Ag-Cu-In

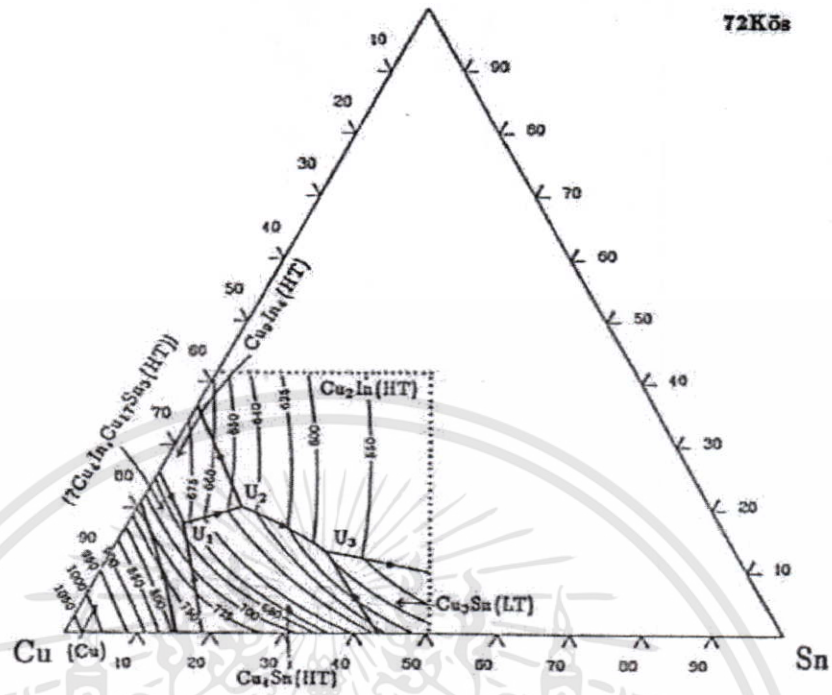
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Cu-In-Sn

In

liquidus projection

72K0s



รูปที่ จ.5 แผนภูมิเฟสที่ประกอบด้วยสามองค์ประกอบ ของ Cu-In-Sn

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



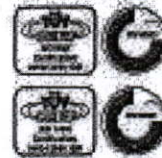
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



ULTRACORE

ULTRACORE CO., LTD.

1417 Moo 4, Soi Srirachuang 1, Teparak Rd., Tambol Teparak,
Amphur Mueang, Samutprakam Thailand 10270
Tel.: +66 (0) 2394-2388, +66 (0) 2758-2150
Fax: +66 (0) 2394-8531 E-mail: market@ultracore.co.th



ANALYSIS REPORT

Reported Date : 04-Oct-07 Request No. - Report No. -
Customer Name: - Lot No. -
Sample Description: SOLDER SAMPLE

Analysis Results (Unit: %w/w)			
Sample Name	61307 Sn/Pb 1314067-1	9693027 Sn/Pb/Cu 1314067-3	9653025 Sn/Pb/Cu 1314067-3
Sn (Tin)	62.87	BALANCE	BALANCE
Pb (Lead)	BALANCE	0.0173	0.0264
Sb (Antimony)	<0.0001	0.0065	0.0070
Cu (Copper)	0.0020	0.714	0.596
Bi (Bismuth)	0.0421	0.0098	0.0125
Zn (Zinc)	<0.0001	<0.0001	<0.0001
Fe (Iron)	0.0058	0.0022	<0.0001
Al (Aluminium)	<0.0001	0.0004	0.0007
As (Arsenic)	0.0111	<0.0010	<0.0010
Ag (Silver)	0.0030	0.3090	2.978
Cd (Cadmium)	0.0002	0.0009	<0.0002

Analysis Method

Spark-OES (Optical Emission Spectroscopy)

Instrument Model

Spectrolab M-8

Remark

The above test results are valid only for analyzed sample as mentioned in this report.

Checked By	Approved By

FR-QA-01/Rev.07

รูปที่ ๑.1 ส่วนผสมของโลหะบัดกรีก่อนทำการเติมอินเดียม (In)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



ULTRACORE

ULTRACORE CO., LTD.

1417 Moo 4, Soi Sriboonruang 1, Teparak Rd., Tambol Teparak,
Amphur Muang, Samutprakarn Thailand 10270
Tel.: +66 (0) 2394-2388, +66 (0) 2758-2150
Fax: +66 (0) 2394-6531 E-mail: market@ultracore.co.th



ANALYSIS REPORT

Reported Date : 13-Sep-07 Request No. - Report No. -

Customer Name: - Lot No. -

Sample Description: Sn/Ag/Cu/In

Analysis Results (Unit: %w/w)						
Sample Name	98/0.3/0.7/0.5 Sn/Ag/Cu/In	98/0.3/0.7/1 Sn/Ag/Cu/In	98/0.3/0.7/1.5 Sn/Ag/Cu/In	98/0.3/0.7/2 Sn/Ag/Cu/In	98/0.3/0.7/2.5 Sn/Ag/Cu/In	98/0.3/0.7/3 Sn/Ag/Cu/In
Sn (Tin)	98.50	98.00	97.50	97.10	96.50	95.90
Ag (Silver)	0.2841	0.2980	0.2830	0.2774	0.2956	0.2819
Cu (Copper)	0.6580	0.6850	0.6750	0.6580	0.6150	0.7290
In (Indium)	0.5330	0.9810	1.4890	1.9690	2.5640	3.0390

Analysis Method
Spark-OES (Optical Emission Spectroscopy)

Instrument Model
Spectrolab M-8

Remark
The above test results are valid only for analyzed sample as mentioned in this report.

Checked By	Approved By
<i>[Signature]</i>	<i>[Signature]</i>

FR-QA-01/Rev.07

รูปที่ ๑.2 ส่วนผสมของโลหะบัดกรีที่มีการเติมอินเดียม (In)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ประวัติผู้เขียน

- ชื่อ – นามสกุล นางสาวฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ
- วัน เดือน ปีเกิด 5 สิงหาคม พ.ศ. 2522 จังหวัด สงขลา
- ที่อยู่ 114/254 หมู่บ้านกัลปพฤกษ์ หมู่ที่ 2 ตำบลบางเสาธง กิ่งอำเภอบางเสาธง จังหวัด สมุทรปราการ
- ประวัติการศึกษา พ.ศ. 2541 - จบการศึกษาระดับมัธยมศึกษาจากโรงเรียนสายธรรมจันทร์ จังหวัดราชบุรี
- พ.ศ. 2544 - จบการศึกษาระดับปริญญาตรี สาขาวิศวกรรมโลหการ จาก มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี จังหวัดนครราชสีมา
- ประสบการณ์การทำงาน พ.ศ. 2545 - ปัจจุบัน ทำงานในตำแหน่ง Senior Industrial Improvement แผนก Operation Technology Office บริษัทสหวิริยาสตีลอินดัสตรี จำกัด มหาชน จังหวัด ประจวบคีรีขันธ์
- ผลงานทางวิชาการ
1. ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ และ กรรณชัย กัลยาศิริ. 2551 “การศึกษาการเปลี่ยนแปลงของค่าความแข็งของโลหะบัดกรีชนิด Sn-Ag-Cu เนื่องจากสภาพแวดล้อมในการใช้งาน.” หน้า 104-111. ใน การประชุมทางวิชาการของมหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ ครั้งที่ 46 สาขา วิศวกรรมศาสตร์. กรุงเทพฯ : มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์.
 2. ฉวีวรรณ ลิ้มสุวรรณ และ กรรณชัย กัลยาศิริ. 2550. “การศึกษาอิทธิพลของตัวแปรในการตัดที่มีผลกระทบต่ออัตราการตัดเนื้อชิ้นงานและอัตราการสึกหรอของอิเล็กโทรดของเหล็กกล้าเครื่องมือ DC53 ด้วยวิธี EDM.” หน้า 156. ในการประชุมวิชาการช่างงานวิศวกรรมอุตสาหกรรม (IE Network Conference 2007). สงขลา: คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้