



ผลของเทลลูเรียมต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี SAC105
Effects of Tellurium on Microstructure and Mechanical Properties of
SAC105 Solder Alloys

ปานิสรา สุขนรปฏิภาค
Panisara Sukhontapatipak

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา
วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวัสดุศาสตร์
มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the
Degree of Master of Science in Materials Science
Prince of Songkla University

2566

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์



ผลของเทลลูเรียมต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี SAC105
Effects of Tellurium on Microstructure and Mechanical Properties of
SAC105 Solder Alloys

ปานิสรา สุขนธปฏิบัติภาค
Panisara Sukhontapatipak

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา
วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวัสดุศาสตร์
มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements for the
Degree of Master of Science in Materials Science
Prince of Songkla University

2566

ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

ชื่อวิทยานิพนธ์ ผลของเทลลูเรียมต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี SAC105
 ผู้เขียน นางสาวปาณิสรา สุคนธปฏิภาค
 สาขาวิชา วัสดุศาสตร์

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

คณะกรรมการสอบ

.....
 (รองศาสตราจารย์ ดร. ไพโรจน์ สังขไพฑูรย์)

.....ประธานกรรมการ
 (ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. สุชาติ จันทร์มณี)

.....กรรมการ
 (รองศาสตราจารย์ ดร. ไพโรจน์ สังขไพฑูรย์)

.....กรรมการ
 (รองศาสตราจารย์ ดร. สุเมธา สุวรรณบุรณ์)

.....กรรมการ
 (รองศาสตราจารย์ ดร. ธวัช ชนะดี)

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ อนุมัติให้บัณฑิตวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วนหนึ่ง
 ของการศึกษา ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาวัสดุศาสตร์

.....
 (ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. กวินพัฒน์ สิริกานติโสภณ)
 รักษาการแทนคณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

ขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้มาจากการศึกษาวิจัยของนักศึกษาเอง และได้แสดงความขอบคุณบุคคลที่มีส่วนช่วยเหลือแล้ว

ลงชื่อ
(รองศาสตราจารย์ ดร. ไพโรจน์ สังขโพนทรัพย์)
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

ลงชื่อ
(นางสาวปาณิสรา สุคนธปฎิภาค)
นักศึกษา

ข้าพเจ้าขอรับรองว่า ผลงานวิจัยนี้ไม่เคยเป็นส่วนหนึ่งในการอนุมัติปริญญาในระดับใดมาก่อน และ
ไม่ได้ถูกใช้ในการยื่นขออนุมัติปริญญาในขณะนี้

ลงชื่อ

(นางสาวปาณิสรา สุขนธปฏิบัติ)

นักศึกษา

ชื่อวิทยานิพนธ์	ผลของเทลลูเรียมต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี SAC105
ผู้เขียน	นางสาวปาณิสรา สุคนธปฏิภาค
สาขาวิชา	วัสดุศาสตร์
ปีการศึกษา	2566

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ศึกษาการสังเคราะห์โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105 ที่เติมเทลลูเรียมในปริมาณ 0, 0.5, 1.0, 1.5 และ 2.0 wt.% โดยใช้วิธีการหล่อขึ้นรูปขึ้นงานด้วยแม่พิมพ์แบบถาวร และศึกษาผลของการเติมเทลลูเรียมต่อโครงสร้างจุลภาค พฤติกรรมทางความร้อน สมบัติทางกล และความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรี SAC105 ผลการทดลองแสดงให้เห็นว่าโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC105 ประกอบด้วยเฟสเนื้อพื้นดีบุก (β -Sn) และเฟสสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 การเติมเทลลูเรียมเพียงเล็กน้อยทำให้เกิดการฟอร์มตัวของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ SnTe ในเนื้อพื้นดีบุก และทำให้เฟสสารประกอบเชิงโลหะหายากขึ้น การเติมเทลลูเรียมส่งผลต่ออุณหภูมิหลอมเหลวและช่วงการหลอมเหลวเพียงเล็กน้อย แต่ทำให้อันเตอร์คูลลิงของโลหะบัดกรี SAC105 เพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญ ความต้านทานแรงดึงสูงสุด ความแข็งแรง ณ จุดคราก และความแข็งแรงของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้นเมื่อเติมเทลลูเรียม เนื่องจากการเสริมความแข็งแรงด้วยเฟสทุติยภูมิ ในขณะที่การเติมเทลลูเรียมมากกว่า 0.5 wt.% พบว่า ความต้านทานแรงดึงสูงสุดและความแข็งแรง ณ จุดครากลดลง ซึ่งเป็นผลมาจากโครงสร้างจุลภาคที่หายากขึ้น พื้นผิวแตกหักของโลหะบัดกรี SAC105 แสดงรูปแบบการแตกหักแบบเหนียว ในขณะที่เมื่อเติมเทลลูเรียมในโลหะบัดกรีส่งผลให้เกิดรูปแบบการแตกหักแบบผสมระหว่างแบบเหนียวและแบบเปราะ การเติมเทลลูเรียมส่งผลต่อความต้านทานแรงเฉือนของโลหะบัดกรีเพียงเล็กน้อย และมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณเทลลูเรียมเพิ่มขึ้น เนื่องจากความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีและวัสดุฐานทองแดง การเติมเทลลูเรียมในโลหะบัดกรี SAC105 ทำให้ความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้น พื้นที่การแผ่กระจายตัวเพิ่มขึ้น และมุมสัมผัสลดลง แต่ไม่มีผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะอย่างมีนัยสำคัญ จากการวิจัยนี้พบว่าการเติมเทลลูเรียมปริมาณ 0.5 wt.% เป็นปริมาณที่เหมาะสมที่สุดในการปรับปรุงโครงสร้างจุลภาค พฤติกรรมทางความร้อน สมบัติทางกล และความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรี SAC105

Thesis Title	Effects of Tellurium on Microstructure and Mechanical Properties of SAC105 Solder Alloys
Author	Miss Panisara Sukhontapatipak
Major Program	Materials Science
Academic Year	2023

Abstract

This research studied the synthesis of the SAC105 lead-free solder alloys with added Te contents of 0, 0.5, 1.0, 1.5, and 2.0 wt.% by the permanent mold casting process. The effects of Te on the microstructure, thermal behavior, mechanical properties, and wettability of SAC105 solder alloys were observed. The results showed that the microstructure of the SAC105 solder alloy consists of the β -Sn matrix phase and the Ag_3Sn and Cu_6Sn_5 IMC phases. The small addition of Te formed a new SnTe IMC phase in the solder matrix and resulted in the coarsening of the IMC phases. The addition of Te slightly affected the melting temperature and pasty range but significantly increased the undercooling of SAC105 solder alloys. The ultimate tensile strength (UTS), yield strength (YS), and hardness of the solder alloy increased with the addition of Te due to the second phase strengthening effect; while adding Te more than 0.5 wt.%, the UTS and YS decreased due to coarsening of the microstructure. The fracture surface of the SAC105 solder alloy shows the ductile fracture mode while adding Te to the solder, resulting in the mixed ductile-brittle fracture mode. The addition of Te slightly affected the shear strength of the solder joint and tended to decrease as the amount of Te increased, caused by the thickness of the IMC layers between the solder and Cu substrate. Te increases the wettability of the solder alloy, increases the spreading area, and reduces the contact angle, but it doesn't significantly increase the thickness of IMC. From this research, the addition of 0.5 wt.% Te was the optimal amount to improve the microstructure, thermal behavior, mechanical properties, and wettability of the SAC105 solder alloy.

กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้สำเร็จลุล่วงได้ด้วยความอนุเคราะห์จากบุคลากรหลายท่าน ผู้วิจัยขอขอบคุณทุกท่านที่ให้ความช่วยเหลือตลอดมาไว้ ณ โอกาสนี้

ขอขอบพระคุณรองศาสตราจารย์ ดร.ไพโรจน์ สังขพิชญ์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ ซึ่งให้ความช่วยเหลือในทุก ๆ ด้านด้วยความเมตตา ให้ความรู้ คำแนะนำ คำปรึกษา และให้ความเอาใจใส่เป็นอย่างดีมาโดยตลอด รวมทั้งตรวจสอบแก้ไขและติดตามความก้าวหน้างานวิจัยนี้จนเสร็จสมบูรณ์

ขอขอบพระคุณรองศาสตราจารย์ ดร.ไพโรจน์ สังขพิชญ์ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สุชาติ จันทร์มณี รองศาสตราจารย์ ดร.สุเมธา สุวรรณบุรณ์ และรองศาสตราจารย์ ดร.ธวัช ชนะดี ที่ให้ความกรุณาเป็นกรรมการตรวจสอบวิทยานิพนธ์นี้กระทั่งบรรลุผลสำเร็จได้อย่างสมบูรณ์

ขอขอบพระคุณคณาจารย์และคณาจารย์ ชมเชย บุคลากรหลักสูตรรัฐศาสตร สาขา วิทยาศาสตร์กายภาพ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ทุกท่านที่มอบความรู้ ทักษะ และแนวทางต่าง ๆ รวมถึงข้อมูลที่เป็นประโยชน์และให้ความช่วยเหลือแก่ผู้จัดทำวิจัยเป็นอย่างดีมาโดยตลอด รวมถึงเพื่อน ๆ นักศึกษาระดับบัณฑิตศึกษาที่คอยช่วยเหลือและเป็นกำลังใจให้แก่กันตลอดการทำงานวิจัย

ขอขอบพระคุณสาขาวิทยาศาสตร์กายภาพ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์ ที่ให้การสนับสนุนเครื่องมือในงานวิจัยครั้งนี้

สุดท้ายนี้ขอขอบพระคุณบุพการีผู้ให้การสนับสนุนในทุก ๆ ด้าน และคอยเป็นแรงผลักดันให้วิทยานิพนธ์นี้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี

ปานิสรา สุคนธปฏิภาค

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย	(5)
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	(6)
กิตติกรรมประกาศ	(7)
สารบัญ	(8)
สารบัญรูปภาพ	(11)
สารบัญตาราง	(13)
บทที่ 1 บทนำ	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย	2
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย	2
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากงานวิจัย	3
1.5 สถานที่ทำการวิจัย	3
บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	4
2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง	4
2.1.1 โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว	4
2.1.2 สมบัติของธาตุเจอร์เมเนียม	4
2.1.3 กระบวนการหล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ถาวร	5
2.1.3.1 ขั้นตอนการหล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ถาวร	6
2.1.3.2 ข้อดีและข้อจำกัดของการหล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ถาวร	6
2.1.4 กระบวนการบัดกรี	7
2.1.4.1 กระบวนการบัดกรีแบบรีโฟลว์	7
2.1.4.2 อุดมภูมิการใช้งานของโลหะบัดกรี	8
2.1.4.3 แคพิลแลริตี้	8
2.1.4.4 ฟลักซ์	8
2.1.5 การเชื่อมบัดกรีของโลหะกับแผ่นทองแดง	9
2.1.5.1 การบัดกรีแบบต่อเกย	9
2.1.6 ความสามารถการเปียก	9
2.1.6.1 มุมสัมผัส	9
2.1.6.2 พื้นที่การแผ่กระจายตัว	10
2.1.7 การทดสอบความต้านทานแรงดึง	11
2.1.7.1 การเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบยืดหยุ่นและแบบถาวร	11
2.1.7.2 ความต้านทานแรงดึง	11
2.1.7.3 ความเครียด	12

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
2.1.7.4 %ระยะยืด ณ จุดขาด	12
2.1.7.5 ความแข็งแรง ณ จุดคราก	13
2.1.7.6 ความต้านทานแรงดึงสูงสุด	13
2.1.7.7 กราฟความเค้น-ความเครียด	14
2.2 ทบทวนวรรณกรรม	14
บทที่ 3 วิธีการดำเนินงานวิจัย	17
3.1 การเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe	17
3.1.1 อุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงาน	17
3.1.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe	18
3.2 การเตรียมชิ้นงานข้อต่อโลหะบัดกรี SAC105 บนวัสดุฐานทองแดง	19
3.2.1 อุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงาน	19
3.2.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe/Cu	20
3.2.3 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรี SAC105-xTe บนวัสดุฐานทองแดงสำหรับทดสอบความสามารถการเปื่อย	21
3.3 การทดสอบสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี SAC105-xTe และ SAC105-xTe/Cu	22
3.3.1 อุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมและทดสอบชิ้นงาน	22
3.3.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรีสำหรับทดสอบความต้านทานแรงดึง	23
3.3.3 ขั้นตอนการทดสอบความต้านทานแรงเฉือนของโลหะบัดกรี	24
3.3.4 ขั้นตอนการทดสอบความแข็งของโลหะบัดกรี	24
3.4 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค	25
3.4.1 อุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมและทดสอบชิ้นงาน	25
3.4.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานสำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค	25
3.4.3 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบแรงเฉือนและทดสอบความสามารถการเปื่อย	26
3.5 การวิเคราะห์ลักษณะเฉพาะของชิ้นงานโลหะบัดกรี	26
บทที่ 4 ผลการวิจัยและอภิปรายผล	27
4.1 สมบัติทางความร้อนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe	27
4.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe	29
4.3 สมบัติทางกลของของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe	37
4.3.1 ผลการทดสอบความต้านทานแรงดึง (Tensile test)	37
4.3.2 การวิเคราะห์พื้นผิวแตกหัก (Fracture surface)	40
4.4 ความต้านทานแรงเฉือนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe/Cu	42
4.5 สันฐานวิทยาและความหนาของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe/Cu	43

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
4.6 ความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe/Cu	49
บทที่ 5 สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ	52
5.1 สรุปผลการวิจัย	52
5.2 ข้อเสนอแนะ	52
เอกสารอ้างอิง	53
ภาคผนวก	58
วารสารที่ได้รับการตีพิมพ์จากวิทยานิพนธ์	59
ประวัติผู้เขียน	73

สารบัญรูปภาพ

	หน้า
รูปที่ 2.1 การหล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ถาวร	6
รูปที่ 2.2 การบัดกรีแบบรีโฟลว์	8
รูปที่ 2.3 ชิ้นงานทดสอบแรงเฉือน	9
รูปที่ 2.4 ขนาดของเส้นผ่านศูนย์กลางและความสูงของโลหะบัดกรีบนวัสดุฐาน	10
รูปที่ 2.5 การทดสอบการแผ่กระจาย	10
รูปที่ 2.6 แสดงระยะยึดของแท่งโลหะทรงกระบอกที่รับแรงดึงทางเดียว (a) แท่งโลหะที่ไม่ได้รับแรง (b) แท่งโลหะรับแรงดึงทางเดียว	12
รูปที่ 2.7 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดของวัสดุเหนียวทั่วไป	14
รูปที่ 3.1 ชิ้นงานหลังการขึ้นรูป	18
รูปที่ 3.2 (a) ภาพจำลองแผ่นทองแดงและ (b) ทำความสะอาดแผ่นทองแดงในสารละลายกรด	20
รูปที่ 3.3 (a) รีดแท่งโลหะบัดกรี (b) ชิ้นงานก่อนและหลังรีด	20
รูปที่ 3.4 ชิ้นงานที่ได้หลังกระบวนการบัดกรี	21
รูปที่ 3.5 ชิ้นงานที่ได้หลังกระบวนการบัดกรี	22
รูปที่ 3.6 ระยะทดสอบและเส้นผ่านศูนย์กลางของชิ้นงานทดสอบ	23
รูปที่ 3.7 ชิ้นงานหลังจากการทดสอบความต้านทานแรงดึง	23
รูปที่ 3.8 ชิ้นงานหลังการทดสอบแรงเฉือน	24
รูปที่ 3.9 เตรียมชิ้นงานเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาค	26
รูปที่ 4.1 เส้นกราฟการถ่ายเทความร้อนและการเย็นตัวของโลหะบัดกรี (a) SAC105, (b) SAC105-0.5Te, (c) SAC105-1.0Te, (d) SAC105-1.5Te และ (e) SAC105-2.0Te	28
รูปที่ 4.2 ภาพ OM และ SEM ของโลหะบัดกรี (a,f) SAC105, (b,g) SAC105-0.5Te, (c,h) SAC105-1.0Te, (d,i) SAC105-1.5Te และ (e,j) SAC105-2.0Te	31
รูปที่ 4.3 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของโลหะบัดกรี (a) SAC105, (b) SAC105-0.5Te และ (c) SAC105-1.5Te	32
รูปที่ 4.4 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105 (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) Ag ₃ Sn IMC, (c) Cu ₆ Sn ₅ IMC และ (d) β-Sn	33
รูปที่ 4.5 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105-1.0Te (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) Cu ₆ Sn ₅ IMC, (c) SnTe IMC และ (d) Ag ₃ Sn IMC	34
รูปที่ 4.6 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105-1.5Te (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) SnTe IMC, (c,d) Cu ₆ Sn ₅ IMC และ (e) Ag ₃ Sn IMC	35
รูปที่ 4.7 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105-2.0Te (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) SnTe IMC, (c) Ag ₃ Sn IMC และ (d) Cu ₆ Sn ₅ IMC	36

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

	หน้า
รูปที่ 4.8 กราฟ stress-strain ของโลหะบัดกรี (a) SAC105, (b) SAC105-0.5Te, (c) SAC105-1.0Te, (d) SAC105-1.5Te, (e) SAC105-2.0Te และแผนภูมิแสดง (f) ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด (UTS) ความแข็งแรง ณ จุดคราก (YS) และเปอร์เซ็นต์การยืดตัว (%EL) และ (g) ความแข็ง (Hardness) ของโลหะบัดกรีที่เติม Te ปริมาณต่าง ๆ	39
รูปที่ 4.9 ภาพถ่าย SEM พื้นผิวรอยแตกของโลหะบัดกรี (a) SAC105, (b) SAC105-0.5Te, (c) SAC105-1.0Te, (d) SAC105-1.5Te และ (e) SAC105-2.0Te หลังจากการทดสอบความต้านทานแรงดึง	41
รูปที่ 4.10 กราฟ Shear stress-Shear strain ของโลหะบัดกรี (a) SAC105, (b) SAC105-0.5Te, (c) SAC105-1.0Te, (d) SAC105-1.5Te, (e) SAC105-2.0Te และแผนภูมิแสดง (f) ค่าความต้านทานแรงเฉือนของโลหะบัดกรี SAC105/Cu ที่เติม Te ปริมาณต่าง ๆ	43
รูปที่ 4.11 ภาพถ่าย OM-SEM ภาคตัดขวางของโลหะบัดกรีบนวัสดุฐานทองแดง (a,f) SAC105/Cu, (b,g) SAC105-0.5Te/Cu, (c,h) SAC105-1.0Te/Cu, (c,i) SAC105-1.5Te/Cu และ (d,j) SAC105-2.0Te/Cu	45
รูปที่ 4.12 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105 (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) Ag_3Sn IMC, (c) Cu_6Sn_5 IMC และ (d) Cu_3Sn IMC	46
รูปที่ 4.13 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105-0.5Te (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) $SnTe$ IMC, (c) Cu_6Sn_5 IMC และ (d) Cu_3Sn IMC	47
รูปที่ 4.14 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105-2.0Te (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) $SnTe$ IMC, (c) Cu_3Sn IMC, (d) Cu_6Sn_5 IMC และ (e) Ag_3Sn IMC	48
รูปที่ 4.15 ภาพถ่าย OM หลังทดสอบการกระจายของโลหะบัดกรี (a) SAC105/Cu, (b) SAC105-0.5Te/Cu, (c) SAC105-1.0Te/Cu, (d) SAC105-1.5Te/Cu และ (e) SAC105-2.0Te/Cu	50
รูปที่ 4.16 ความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรี SAC105-xTe/Cu โดยประเมินจาก (a) พื้นที่การแผ่กระจายตัว และ (b) มุมสัมผัส	51

สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 3.1 ข้อมูลอุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรี SAC105-xTe	17
ตารางที่ 3.2 ข้อมูลอุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรี SAC105-xTe/Cu	19
ตารางที่ 3.3 ข้อมูลอุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรี สำหรับทดสอบสมบัติทางกล	22
ตารางที่ 3.4 ข้อมูลอุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรี	25
ตารางที่ 4.1 Undercooling ของโลหะบัดกรี SAC105-xTe ที่คำนวณจากกราฟ DSC	29
ตารางที่ 4.2 ข้อมูลจาก heating curves แสดงอุณหภูมิหลอมเหลว อุณหภูมิโซลิดัส อุณหภูมิลิควิดัส และช่วงการหลอมเหลวของโลหะบัดกรี SAC105-xTe	29
ตารางที่ 4.3 ผลการวิเคราะห์ห้องค์ประกอบเฟสของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วด้วยเทคนิค EDS	37
ตารางที่ 4.4 ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก ความต้านทานแรงดึงสูงสุด เปอร์เซ็นต์การยืดตัว และความแข็งของโลหะบัดกรี SAC105-xTe	40
ตารางที่ 4.5 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี SAC105-xTe/Cu	49
ตารางที่ 4.6 ความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรี	51

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของงานวิจัย

โลหะบัดกรีเป็นวัสดุสำคัญสำหรับเชื่อมต่อในแผงวงจรอิเล็กทรอนิกส์ และเครื่องใช้ไฟฟ้า ในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ มักจะนิยมใช้โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของตะกั่ว เช่น Sn-Pb เนื่องจากมีจุดหลอมเหลวต่ำ ให้สมบัติการบัดกรีที่ดี และมีราคาถูก แต่มีข้อเสียในเรื่องของความเป็นพิษต่อสุขภาพของมนุษย์และสิ่งแวดล้อมเมื่ออุปกรณ์เหล่านี้ถูกทิ้งกลายเป็นขยะอิเล็กทรอนิกส์ ประกอบกับข้อกำหนดสำหรับการควบคุมสารอันตราย (Restriction of Hazardous Substances Directive, RoHS) ที่กำหนดโดยคณะกรรมาธิการยุโรปกำหนดให้มีการลดปริมาณการใช้สารตะกั่วในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์เพื่อป้องกันปัญหาสิ่งแวดล้อม^[1] ดังนั้นเพื่อให้สอดคล้องกับกฎหมายดังกล่าว ในปัจจุบันจึงมีการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว (Lead-free solder) ขึ้นมาทดแทนการใช้โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของตะกั่ว เช่น โลหะบัดกรีผสมกลุ่ม Sn-Cu^[2], Sn-Bi^[3], Sn-Ag^[4], Sn-Ag-Cu^[5], Sn-Cu-Ni^[6], Sn-Ag-Cu-Zn^[7] และ Sn-Sb^[8] เป็นต้น

โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วกลุ่ม Sn-Ag-Cu (SAC) ได้รับความนิยมอย่างแพร่หลายในการนำมาใช้แทนโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของตะกั่ว โดยเฉพาะโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วกลุ่มที่มีปริมาณเงินสูง (Ag \geq 3 wt.%) เช่น โลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu (SAC305) เนื่องจากมีความแข็งแรงสูง (High strength) บัดกรีได้ดี (Good solderability) มีจุดหลอมเหลวต่ำซึ่งใกล้เคียงอุณหภูมิยูเทคติก (Eutectic temperature) มีความสามารถในการต้านการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ (Temperature cycling reliability) ได้ดี ส่งผลให้สามารถใช้งานได้ที่อุณหภูมิสูง แต่ยังมีข้อเสียบางประการ เช่น มีจุดหลอมเหลวสูงกว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-Pb และเกิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds, IMCs) Ag₃Sn ขนาดใหญ่ ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีความหนาแน่นที่เกิดขึ้นบริเวณอินเตอร์เฟซระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นทองแดงในระหว่างกระบวนการบัดกรี สามารถลดความแข็งแรงและความน่าเชื่อถือของข้อต่อบัดกรี นอกจากนี้ยังมีต้นทุนในการผลิตสูง เพราะมีปริมาณเงินมาก^[9,10] ไม่กี่ปีที่ผ่านมา มีการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วกลุ่ม SAC ที่มีปริมาณเงินต่ำ (Ag < 2 wt.%) เพื่อลดต้นทุนในการผลิตโดยลดปริมาณธาตุเงิน เช่น โลหะบัดกรี Sn-0.3Ag-0.7Cu (SAC0307) และ Sn-1.0Ag-0.5Cu (SAC105) แต่อย่างไรก็ตาม โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่พัฒนาขึ้นมาใหม่นั้นยังมีสมบัติบางประการที่ด้อยกว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-Pb เช่น มีจุดหลอมเหลวสูง ความสามารถในการเปียกต่ำ และมีสมบัติในการต้านทานความล้าต่ำ^[11,12] เช่น โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105 ให้สมบัติต้านทานความล้าและความสามารถในการเปียกที่ดี แต่เนื่องจากโลหะบัดกรีกลุ่มนี้มีปริมาณของเงินต่ำ ดังนั้นเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ Ag₃Sn ที่เกิดระหว่างกระบวนการบัดกรีจะมีความบางและเปราะ ซึ่งส่งผลต่อสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี และมีจุดหลอมเหลวประมาณ 220-225 °C ซึ่งสูงกว่าโลหะบัดกรี Sn-Pb ที่มีจุดหลอมเหลว 183 °C จุดหลอมเหลวที่สูงขึ้นของโลหะบัดกรีส่งผลต่อการใช้งานของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์และอาจทำให้วัสดุ

เกิดความเสียหาย จึงมีการเติมธาตุอื่นลงไปปริมาณเล็กน้อยเพื่อปรับปรุงสมบัติให้ดียิ่งขึ้น เช่น พลวง (Sb), อินเดียม (In), บิสมัท (Bi), แกลเลียม (Ga), เจอร์มาเนียม (Ge), เทลลูเรียม (Te) และ อนุภาคนาโน (เช่น ท่อนาโนคาร์บอน อนุภาคนาโนของไทเทเนียมไดออกไซด์) ตัวอย่างเช่น El-Daly และคณะ^[13] รายงานว่าการเติมธาตุ Ni และ Sb ลงในโลหะบัดกรี SAC105 ส่งผลให้อันเตอร์คูลลิงลดลง และเพิ่มพื้นที่ยูเทคติก รวมทั้งทำให้เกิดสัดส่วนของเฟส proeutectic Sn ขนาดใหญ่ ซึ่งทำให้เดนไดรต์ละเอียดขึ้น และช่วยปรับปรุงความต้านทานการคืบให้ดีขึ้น ช่วยยืดอายุการใช้งานของข้อต่อโลหะบัดกรี SAC105 Chen และคณะ^[10] ศึกษาการเติม Bi ลงในโลหะบัดกรี SAC105 พบว่า Bi สามารถลดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ฟอร์มตัวขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและวัสดุฐาน ช่วยเพิ่มความต้านทานแรงเฉือน และปรับปรุงความนำเชื่อถือของข้อต่อโลหะบัดกรี SAC105 อย่างมีนัยสำคัญ

จากการทบทวนวรรณกรรมแสดงให้เห็นว่าการเติมธาตุในปริมาณเล็กน้อยสามารถปรับปรุงสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีที่มีปริมาณเงินต่ำได้ ดังนั้น งานวิจัยนี้จึงสนใจศึกษาผลกระทบของการเติมธาตุเทลลูเรียมต่อโครงสร้างจุลภาค สมบัติทางความร้อน และสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105 รวมถึงศึกษาความสามารถการเปียก (Wettability) เช่น พื้นที่การแผ่กระจายตัว (Spreading area, S_a) และมุมสัมผัส (Contact angle, θ) ของโลหะบัดกรีบนวัสดุฐานทองแดง เพื่อปรับปรุงสมบัติต่าง ๆ ให้สามารถนำไปใช้งานในอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ได้อย่างมีประสิทธิภาพมากยิ่งขึ้น

1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1. เพื่อศึกษาผลกระทบของการเติมเทลลูเรียมต่อโครงสร้างจุลภาค สมบัติทางความร้อน และสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี SAC105
2. เพื่อศึกษาความสามารถในการบัดกรีของโลหะบัดกรีที่เตรียมได้กับแผ่นทองแดง

1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

ขอบเขตของงานวิจัยนี้คือการเตรียมโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105 ที่เติมเทลลูเรียมในปริมาณ 0, 0.5, 1.0, 1.5 และ 2.0 wt.% โดยการหล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ถาวร จากนั้นนำชิ้นงานโลหะบัดกรีไปศึกษาโครงสร้างจุลภาค องค์ประกอบเฟส และองค์ประกอบทางเคมีด้วยเทคนิค OM, SEM, EDS และ XRD ศึกษาสมบัติทางกล เช่น ความแข็งด้วยเครื่อง Vickers Hardness Tester ความต้านทานแรงดึงและความต้านทานแรงเฉือนด้วยเครื่อง UTM ศึกษาสมบัติทางความร้อนด้วยเทคนิค DSC และศึกษาความสามารถในการบัดกรีกับแผ่นทองแดงของโลหะบัดกรีสูตรใหม่ที่เตรียมได้

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับจากงานวิจัย

1. ได้ความรู้เกี่ยวกับการเตรียมและผลิตโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว
2. ได้โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วสูตรใหม่ที่สามารถนำไปใช้งานในอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์
3. สามารถต่อยอดองค์ความรู้เพื่อพัฒนาโลหะบัดกรีที่นำไปใช้ในอุตสาหกรรมการผลิตและประกอบอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์

1.5 สถานที่ทำการวิจัย

1. หลักสูตรวัสดุศาสตร์ สาขาวิทยาศาสตร์กายภาพ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์
2. สำนักเครื่องมือวิทยาศาสตร์และการทดสอบ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

2.1.1 โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว (Lead-free solder alloy)

โลหะบัดกรี หมายถึง โลหะผสมที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ ใช้เป็นตัวเชื่อมประสานชิ้นงานโลหะเข้าด้วยกัน โดยทั่วไปอุณหภูมิหลอมเหลวของโลหะบัดกรีจะต่ำกว่าอุณหภูมิหลอมเหลวของชิ้นงานที่ต้องการเชื่อม โดยโลหะบัดกรีจะไม่ทำปฏิกิริยากับโลหะที่ถูกเชื่อม^[14]

โลหะบัดกรีชนิดดีบุก-ตะกั่ว (Sn-Pb) ถูกนำมาใช้อย่างแพร่หลายในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ เนื่องจากเป็นวัสดุที่มีราคาถูก มีสมบัติในการบัดกรีที่ดี อุณหภูมิหลอมเหลวอยู่ในช่วงที่เหมาะสม มีสมบัติทางกายภาพ ทางกล และทางโลหะวิทยาที่ดี แต่โลหะบัดกรีชนิดนี้มีความเป็นพิษเนื่องจากปริมาณของตะกั่วที่ผสมอยู่มีปริมาณสูง ประกอบกับกฎหมายระดับโลกที่ห้ามใช้โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของตะกั่ว จึงได้มีการพัฒนาโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วขึ้นมาเพื่อใช้ทดแทนโลหะบัดกรีชนิดที่มีส่วนผสมของตะกั่ว เพื่อลดปัญหาในเรื่องของความเป็นพิษต่อสิ่งแวดล้อมและร่างกายมนุษย์ ซึ่งลักษณะเบื้องต้นของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วที่ใช้เป็นเกณฑ์ในการพิจารณาเลือกชนิดโลหะบัดกรีมาใช้ทดแทนโลหะบัดกรีดีบุก-ตะกั่ว (Sn-Pb) มีดังนี้^[12]

1. อุณหภูมิหลอมเหลวใกล้เคียงกับโลหะบัดกรีชนิด Sn-Pb
2. มีช่วงความเป็นพลาสติกที่แคบ
3. มีความสามารถในการเปียกที่ดี
4. มีสมบัติทางกายภาพไม่ด้อยกว่าโลหะบัดกรีชนิด Sn-Pb
5. มีสมบัติต้านทานการล้าที่ดี
6. สามารถใช้ร่วมกับฟลักซ์เหลวที่มีใช้กันอยู่ในปัจจุบัน
7. เมื่อทำเป็นโลหะบัดกรีชนิดครีมนต้องมีอายุการเก็บยาวนานไม่เสื่อมสภาพ
8. ไม่เป็นพิษ
9. ราคาถูก

โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วส่วนใหญ่ที่นิยมนำมาแทนโลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของตะกั่วจะประกอบไปด้วยธาตุดีบุก (Sn) เงิน (Ag) และทองแดง (Cu) หรือที่เรียกกันว่า SAC (Sn-Ag-Cu)

2.1.2 สมบัติของธาตุเจือ

ธาตุที่ผสมกับดีบุกเพื่อผลิตโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วมีหลายชนิด เช่น เงิน (Ag), อินเดียม (In), สังกะสี (Zn), ทองแดง (Cu) และบิสมัท (Bi) เป็นต้น โดยทั่วไปจะไม่มีส่วนผสมของดีบุกเป็นหลัก เนื่องจากดีบุกมีความสามารถการเปียกและการแพร่กระจายตัวในการบัดกรีดี

เงิน (Ag) เป็นโลหะที่มีจุดหลอมเหลวต่ำใช้ผสมกับดีบุกสามารถช่วยลดจุดหลอมเหลวของโลหะบัดกรี ทำให้บัดกรีได้ที่อุณหภูมิต่ำ และลดความเสี่ยงต่อการเสียหายของส่วนประกอบที่ถูกบัดกรีจากความร้อนสูง ช่วยเพิ่มความแข็งแรงและสมบัติการแพร่ ทำให้โลหะบัดกรีแพร่กระจายไหลและยึดเกาะกับวัสดุฐานได้ดีขึ้น แต่มีราคาแพง

สังกะสี (Zn) เป็นธาตุที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ และมีราคาถูก สามารถปรับปรุงการไหลและการเปียกผิวของโลหะบัดกรี ส่งผลให้มีสมบัติทางกลเพิ่มขึ้น ทำให้สามารถใช้งานภายใต้สภาวะความเค้นทางกลได้ดี และช่วยลดการโตของเฟส Sn แต่สังกะสีสามารถทำปฏิกิริยากับออกซิเจนได้ง่าย เกิดเป็นสังกะสีออกไซด์เมื่อใช้งานในกระบวนการบัดกรีแบบ Wave นอกจากนี้ยังไวต่อปฏิกิริยากับสารเคมีที่ผสมอยู่ในฟลักซ์ ทำให้เกิดการกัดกร่อน

ทองแดง (Cu) เมื่อผสมดีบุกกับทองแดงอัตราส่วน 99.3Sn-0.7Cu จะทำให้เกิดโครงสร้างยูเทคติกที่จุดหลอมเหลว 227 °C โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยเฟส Cu_6Sn_5 ลักษณะเป็นแท่งฝังแน่นอยู่ในเนื้อดีบุก ทองแดงจะทำให้โลหะบัดกรีมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น แต่การมีทองแดงผสมอยู่ในปริมาณน้อยอาจทำให้เกิดเส้นใยดีบุกขึ้นได้ ซึ่งจะส่งผลให้เกิดกระแสไฟฟ้าลัดวงจร

บิสมัท (Bi) โลหะดีบุกผสมบิสมัทในอัตราส่วน 45Sn-58Pb มีโครงสร้างแบบยูเทคติก โลหะกลุ่มนี้มีจุดเด่น คือ มีอุณหภูมิหลอมเหลวที่ต่ำมาก (139 °C) ลักษณะโครงสร้างของโลหะบัดกรีชนิดนี้เป็นแบบแผ่น Lamella มีความสามารถในการเชื่อมประสานที่ดีมาก แต่มีราคาสูง^[12]

เทลลูเรียม (Te) เป็นธาตุกึ่งโลหะที่มีโครงสร้างผลึกเป็นรูปหกเหลี่ยม (Hexagonal) มีจุดหลอมเหลวประมาณ 450 °C เทลลูเรียมไม่ละลายในน้ำและกรดไฮโดรคลอริก แต่จะละลายในกรดไนตริก เมื่อเผาแล้วจะทำให้เกิดเทลลูเรียมไดออกไซด์ (Tellurium dioxide) มักใช้เป็นธาตุเจือสำหรับเหล็กกล้า อลูมิเนียม ทองแดง ตะกั่ว หรือดีบุก เพื่อเพิ่มความแข็งแรง ความต้านทานการล้า ภายใต้การเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ และความต้านทานต่อการกัดกร่อนของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ เมื่อเติมเทลลูเรียมลงในโลหะบัดกรีทำให้เกิดเฟส SnTe และทำให้เฟสของสารประกอบเชิงโลหะมีความละเอียดขึ้น^[15]

2.1.3 กระบวนการหล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ถาวร (Permanent mold casting process)

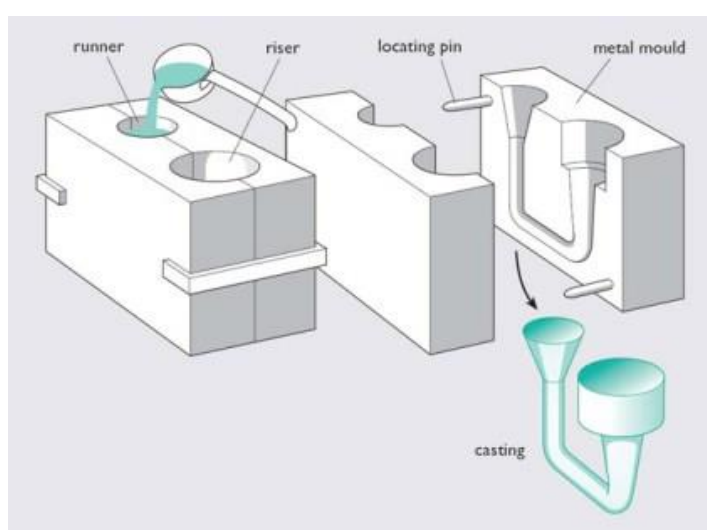
การหล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ถาวรเป็นกระบวนการหล่อขึ้นรูปโลหะด้วยแม่พิมพ์ถาวร โดยการเทน้ำโลหะหลอมเหลวลงในแม่พิมพ์ และปล่อยให้โลหะแข็งตัวแล้วจึงแกะออกจากแม่พิมพ์ และแม่พิมพ์สามารถนำกลับมาใช้ซ้ำได้^[16] ดังแสดงในรูปที่ 2.1

การหล่อด้วยแม่พิมพ์ถาวรจะใช้แม่พิมพ์โลหะ 2 ส่วนประกบกันเพื่อให้เปิด-ปิดได้ง่าย แม่พิมพ์มักทำจากเหล็ก หรือเหล็กหล่อ ตัวอย่างโลหะที่หล่อในแม่พิมพ์ประเภทนี้ ได้แก่ Al, Mg, Cu-base alloys และเหล็กหล่อ แม่พิมพ์ต้องทำจากวัสดุทนไฟ เนื่องจากมีอุณหภูมิในการเทน้ำโลหะสูง^[17,18]

2.1.3.1 ขั้นตอนการหล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ถาวร

ขั้นตอนที่ 1: เคลือบผิวแม่พิมพ์เพื่อช่วยกระจายความร้อน และให้สามารถแกะชิ้นงานหล่อออกจากแม่พิมพ์ได้ง่าย

ขั้นตอนที่ 2: ประกอบแม่พิมพ์ทั้ง 2 ส่วนเข้าด้วยกัน และอุ่นแม่พิมพ์ให้ได้อุณหภูมิที่ต้องการ เพื่อขจัดความชื้นที่อาจเกิดขึ้นในแม่พิมพ์ และช่วยให้โลหะไหลตัวได้ดี ไม่เย็นตัวเร็วจนเกินไป จากนั้นเทน้ำโลหะหลอมเหลวลงในแม่พิมพ์ และรอจนน้ำโลหะหลอมเหลวแข็งตัวแล้วจึงแกะออกจากแม่พิมพ์^[17,18]



รูปที่ 2.1 การหล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ถาวร^[17,18]

2.1.3.2 ข้อดีและข้อจำกัดของการหล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ถาวร

ข้อดีของการหล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ถาวร

- สามารถขึ้นรูปชิ้นงานที่มีรูปร่างและการออกแบบที่ซับซ้อนได้
- สามารถควบคุมขนาด และความเรียบของผิวชิ้นงานได้ดี
- น้ำโลหะแข็งตัวได้เร็วขึ้น ส่งผลให้ชิ้นงานที่ได้มีโครงสร้างเกรนที่ละเอียด และทำให้ได้ชิ้นงานที่มีความแข็งแรง
- แม่พิมพ์สามารถนำมาใช้ซ้ำได้หลายครั้ง^[18]

ข้อจำกัดของการหล่อขึ้นรูปด้วยแม่พิมพ์ถาวร

- โดยทั่วไปใช้ได้กับโลหะที่มีจุดหลอมเหลวต่ำ
- แม่พิมพ์มีต้นทุนในการผลิตสูง และใช้เวลาในการผลิตนาน

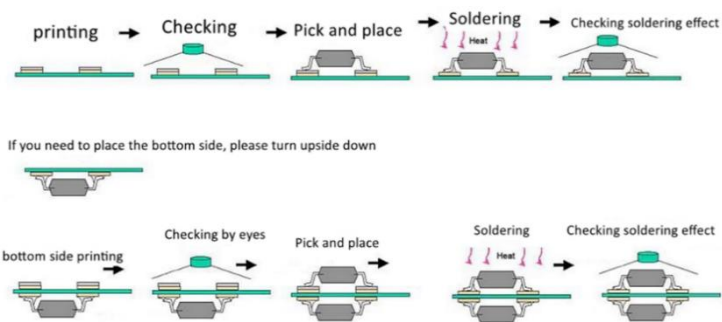
2.1.4 กระบวนการบัดกรี (Soldering)

การบัดกรี คือ การประสานโลหะสองชิ้นเข้าด้วยกันโดยใช้โลหะบัดกรีที่มีอุณหภูมิหลอมละลายต่ำเป็นตัวประสาน อุณหภูมิหลอมละลายของตัวประสานต้องต่ำกว่าโลหะที่เป็นชิ้นงานที่ต้องการเชื่อมประสาน โดยทั่วไปจะมีอุณหภูมิหลอมละลายไม่เกิน 450 °C จะมีหลักการเชื่อมโดยการบัดกรี คือ การทำให้ผิวของชิ้นงานที่จะบัดกรีสะอาด ซึ่งจะทำให้เกิดการเชื่อมติดกันอย่างสมบูรณ์ และใช้ฟลักซ์ช่วยขจัดออกไซด์บนผิวของชิ้นงานตรงบริเวณที่ต้องการบัดกรี ทำให้ชิ้นงานสะอาดขึ้น ในขณะที่บัดกรี ฟลักซ์ที่ใช้ควรเป็นสารเคมีบริสุทธิ์ เช่น กรดบอริก เกลือโซเดียมไซยาไนด์ อัลคาไลน์ไบฟลูออไรด์ เป็นต้น ทำให้โลหะบัดกรีซึ่งถูกหลอมเหลวโดยความร้อนสามารถยึดเกาะผิวโลหะได้ การยึดเกาะระหว่างชิ้นงานกับโลหะบัดกรีเกิดการหดตัวของโมเลกุลของโลหะบัดกรีจะทำให้การยึดติดกับโมเลกุลของชิ้นงานเหนียวแน่นยิ่งขึ้น

โลหะที่ใช้บัดกรีส่วนใหญ่แบ่งเป็นสองประเภท คือ โลหะบัดกรีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำ และโลหะบัดกรีอุณหภูมิหลอมเหลวสูง ในอุตสาหกรรมการประกอบอุปกรณ์ไมโครอิเล็กทรอนิกส์นิยมใช้โลหะบัดกรีที่อุณหภูมิหลอมเหลวสูง เนื่องจากสามารถทนความร้อนในขณะที่อุปกรณ์ไมโครอิเล็กทรอนิกส์ทำงาน โลหะบัดกรีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำมักมีจุดหลอมเหลวต่ำกว่า 300 °C เช่น Sn-Pb, Sn-Ag-Cu และ Sn-Bi เป็นต้น โลหะบัดกรีชนิดนี้นิยมใช้ในการผลิตอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ โดยเฉพาะใน Surface-mount technology (SMT) เหมาะสำหรับการบัดกรีชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ที่บอบบาง ซึ่งอาจมีความไวต่ออุณหภูมิสูง ในขณะที่โลหะบัดกรีอุณหภูมิสูงเป็นโลหะบัดกรีที่จุดหลอมเหลวสูงกว่า 300 °C เช่น โลหะบัดกรีที่มีส่วนผสมของเงิน (Silver, Ag) หรือธาตุกลุ่มโลหะทรานซิชันหายาก เช่น แพลเลเดียม (Palladium, Pd) เป็นต้น นิยมใช้ในงานที่ต้องรับแรงทางกลและสภาพแวดล้อมที่มีอุณหภูมิสูง เช่น อุตสาหกรรมการบินและอวกาศ อุตสาหกรรมยานยนต์ หรืออุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่ต้องใช้ในงานไฟฟ้ากำลังสูง เป็นต้น^[12,14,19]

2.1.4.1 กระบวนการบัดกรีแบบรีโฟลว์ (Reflow soldering process)

การบัดกรีแบบรีโฟลว์โดยทั่วไปจะใช้ในการเชื่อมอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ Surface-Mount Component (SMT) กับ Printed circuit boards (PCBs) ซึ่งจะใช้ครีมบัดกรี (Solder paste) ผสมกับฟลักซ์ (Flux) และตัวยึด (Binder) ซึ่งจะถูกสกรีนลงบน PCB แล้ววางอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ลงบน PCB จากนั้น PCB จะถูกให้ความร้อนจนโลหะบัดกรีเกิดการหลอมละลาย เมื่อโลหะบัดกรีแข็งตัวจะสามารถนำไฟฟ้าได้ ดังรูปที่ 2.2^[20]



รูปที่ 2.2 การบัดกรีแบบปริโฟลว์^[21]

2.1.4.2 อุณหภูมิการใช้งานของโลหะบัดกรี

อุณหภูมิใช้งาน คือ อุณหภูมิที่โลหะบัดกรีจะเกิดการหลอมละลาย จากนั้นจึงไหลเข้าไปในช่องว่างระหว่างชิ้นงานและเกิดการประสานกันระหว่างชิ้นงาน โดยทั่วไปอุณหภูมิใช้งานของโลหะบัดกรีจะสูงกว่าอุณหภูมิหลอมละลายของโลหะบัดกรี ถ้าอุณหภูมิของชิ้นงานในขณะนั้นต่ำกว่าอุณหภูมิใช้งานโลหะบัดกรีจะไม่ไหลแม้โลหะบัดกรีจะหลอมละลายแล้ว และหากให้ความร้อนชิ้นงานสูงกว่าอุณหภูมิใช้งานจะทำให้ฟลักซ์ไหม้และก่อให้เกิดสิ่งสกปรกขึ้น เป็นผลให้การบัดกรีได้ผลไม่ดี ความแข็งแรงของรอยบัดกรีจะลดลง โลหะบัดกรีที่แข็งแล้วจะเป็นรูปพรุณ ดังนั้นจำเป็นต้องรักษาอุณหภูมิใช้งานไว้ เพื่อการบัดกรีที่สมบูรณ์^[12]

2.1.4.3 แคพิลลาริตี (Capillarity)

โลหะเติมที่นำมาใช้จะละลายในลักษณะของเหลวอยู่ในพื้นที่แคบ ๆ ซึ่งอยู่ระหว่างชิ้นงานทั้งสองชิ้นที่ต่อแยกกัน ปฏิกริยาดังกล่าวเรียกว่า แคพิลลาริตี เมื่อโลหะผสมเย็นตัวลงจะเหลือเพียงรอยเชื่อมที่คงทนถาวรระหว่างโลหะ โลหะผสม และอโลหะ^[12]

2.1.4.4 ฟลักซ์ (Flux)

หน้าที่หลักของฟลักซ์ คือ การกำจัดออกไซด์บนหน้าโลหะพื้น (Base-metal) ทำให้โลหะบัดกรีหลอมเหลวไหลตัวได้ดีขึ้นแผ่ขยายไปติดกับวัสดุฐานได้ง่าย ฟลักซ์แบ่งออกเป็น 3 ประเภทใหญ่ ได้แก่

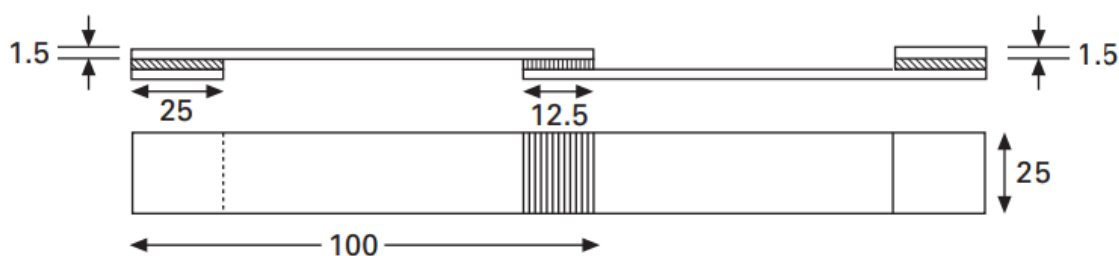
1. ฟลักซ์อินทรีย์ (Organic flux) สามารถละลายในน้ำได้ และมีฤทธิ์กัดกร่อนที่แรงกว่าฟลักซ์ชั้นสน การมีฟลักซ์ตกค้างจะทำให้ชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์มีประสิทธิภาพต่ำ หรืออาจทำให้ไฟฟ้าลัดวงจรได้ ฟลักซ์อินทรีย์สามารถกำจัดได้โดยการล้างด้วยน้ำ
2. ฟลักซ์อนินทรีย์ (Inorganic flux) เป็นฟลักซ์ที่ผลิตจากสารเคมี มีฤทธิ์กัดกร่อนสูง มีฟลักซ์ตกค้างเยอะ ไม่เหมาะกับการบัดกรีในอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์

3. ฟลักซ์ชันสน (Rosin flux) เป็นฟลักซ์ที่พบได้บ่อยที่สุด สกัดจากต้นสน เชื่อยต่อปฏิกิริยาเมื่ออยู่ในสถานะของแข็ง (ไม่ได้รับความร้อน) แต่จะกลายเป็นกรดเมื่อได้รับความร้อน สามารถกำจัดฟลักซ์ที่ไม่ต้องการได้โดยการล้างด้วยไอโซโพรพิลแอลกอฮอล์ (Isopropyl alcohol)^[20-22]

2.1.5 การเชื่อมบัดกรีของโลหะกับแผ่นทองแดง

2.1.5.1 การบัดกรีแบบต่อเกย (Single lap shear joint)

การบัดกรีชิ้นงานที่มีรอยต่อของชิ้นงานแบบต่อเกย คือ การนำชิ้นงานที่มีลักษณะเป็นรูปสี่เหลี่ยมผืนผ้า โดยทั่วไปจะมีความกว้าง 25 mm ยาว 100 mm และหนา 1.5-2.0 mm สองชิ้นมาวางซ้อนกันตามระยะที่เหมาะสม โดยมีความยาวคาบเกี่ยวกันตั้งแต่ 12.5-25 mm แล้วทำการบัดกรีพื้นผิวสัมผัสระหว่างชิ้นงานทั้งสอง ดังแสดงในรูปที่ 2.3^[23]



รูปที่ 2.3 ชิ้นงานทดสอบแรงเฉือน^[23]

2.1.6 ความสามารถในการเปียก (Wettability)

ความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรี คือ ความสามารถของโลหะบัดกรีในสถานะหลอมเหลวที่สามารถแผ่กระจายบนพื้นผิวของวัสดุฐาน โดยการทำอันตรกิริยา (Interaction) ระหว่างอะตอมของโลหะบัดกรีกับวัสดุฐานเมื่อบัดกรี ซึ่งความสามารถของการเปียกนี้สามารถอธิบายได้ถึงความสามารถของการบัดกรีที่ติระหว่างอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์กับแผงวงจรพิมพ์ได้ดังนี้

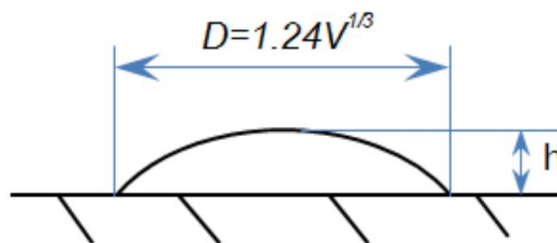
2.1.6.1 มุมสัมผัส (Contact angle, θ)

มุมสัมผัส คือ มุมที่วัดได้ระหว่างโลหะบัดกรีกับวัสดุฐาน โดยมุมสัมผัสที่มีค่าอยู่ในช่วง $\theta > 0^\circ < 30^\circ$ ถือว่าโลหะบัดกรีมีความสามารถในการเปียกผิวดีมาก $\theta \geq 30^\circ < 40^\circ$ ถือว่าเปียกผิวดี $\theta \geq 40^\circ < 55^\circ$ ถือว่าอยู่ในช่วงการเปียกที่ยอมรับได้ $\theta \geq 55^\circ < 70^\circ$ ถือว่าเปียกผิวไม่ดี และ

$\theta \geq 70^\circ$ ถือว่ามีความสามารถในการเปียกผิวดีมาก ซึ่งคำนวณได้โดยการวัดขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางและความสูงของโลหะบัดกรีหลังทดสอบการบัดกรี ดังแสดงในรูปที่ 2.4 และสมการที่ (2.1)

$$\sin \theta = \left(\frac{2}{\frac{D}{2H} + \frac{2H}{D}} \right) \quad (2.1)$$

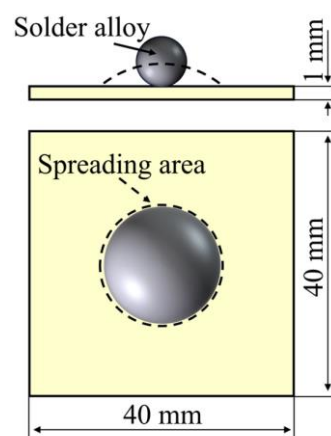
โดยที่ θ คือมุมสัมผัส H คือความสูงของโลหะบัดกรีภายหลังการทดสอบการบัดกรี (mm) และ D คือขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางภายหลังทดสอบการบัดกรี (mm) [24,25]



รูปที่ 2.4 ขนาดของเส้นผ่านศูนย์กลางและความสูงของโลหะบัดกรีบนวัสดุฐาน [26]

2.1.6.2 พื้นที่การแผ่กระจายตัว (Spreading area, S_a)

พื้นที่การแผ่กระจายตัวของโลหะบัดกรี บ่งบอกถึงความสามารถของโลหะบัดกรีในสถานะหลอมเหลวที่แผ่กระจายตัวบนผิวหน้าของวัสดุฐาน โดยจะใช้โปรแกรม ImageJ ช่วยในการวัดและคำนวณหาพื้นที่การแผ่กระจายตัว ซึ่งจะวัดเส้นผ่านศูนย์กลางสมมูล (Equivalent diameter) ของโลหะบัดกรีบนวัสดุฐานหลังการบัดกรี [26,27] ดังแสดงในรูปที่ 2.5



รูปที่ 2.5 การทดสอบการแผ่กระจาย [28]

2.1.7 การทดสอบความต้านทานแรงดึง (Tensile test)

การทดสอบความต้านทานแรงดึงเป็นวิธีการที่ใช้ประเมินพฤติกรรมทางกลของวัสดุเมื่อได้รับความเค้น รวมถึงการคำนวณค่าต่าง ๆ เช่น ขีดจำกัดการยืดหยุ่น (Elastic limit) เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (%Elongation) โมดูลัสความยืดหยุ่น (Modulus of elasticity) ขีดจำกัดแบบสัดส่วน (Proportional limit) เปอร์เซ็นต์การลดลงของพื้นที่หน้าตัด (%Reduction in area) ความต้านทานแรงดึง (Tensile strength) จุดคราก (Yield point) และความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield strength) เป็นต้น กระบวนการทดสอบความต้านทานแรงดึงของวัสดุโลหะเป็นไปตามมาตรฐาน ASTM E8

การทดสอบความต้านทานแรงดึงเป็นการดึงชิ้นงานทดสอบ ทำให้ชิ้นงานตกอยู่ภายใต้สภาวะการยืด และเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบถาวร (Plastic deformation) จากแรงที่กระทำ การตรวจวัดการเสียรูปทำได้โดยการเปรียบเทียบการเปลี่ยนแปลงของความยาวของระยะทดสอบ (Gauge length) กับระยะทดสอบเริ่มต้น^[29]

2.1.7.1 การเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบยืดหยุ่น (Elastic deformation) และแบบถาวร (Plastic deformation)

เมื่อชิ้นงานทดสอบได้รับแรงดึงในแนวแกนเดียวจะเกิดการเสียรูป ถ้าชิ้นงานทดสอบสามารถคืนตัวกลับสู่รูปร่างเดิมที่มีขนาดเท่าเดิมเมื่อนำแรงที่กระทำออกไป ในกรณีนี้ชิ้นงานโลหะมีการเปลี่ยนรูปแบบยืดหยุ่น ขนาดของชิ้นงานจะมีการเปลี่ยนแปลงเล็กน้อยเมื่อเกิดการเปลี่ยนรูปแบบยืดหยุ่น เนื่องจากในระหว่างที่เกิดการเปลี่ยนรูปแบบยืดหยุ่น อะตอมของโลหะจะมีการเคลื่อนที่ออกไปจากตำแหน่งเดิมในปริมาณที่ไม่มาก ดังนั้นเมื่อเอาแรงที่กระทำออกไป อะตอมของโลหะจะเคลื่อนที่กลับสู่ตำแหน่งเดิมทำให้โลหะกลับสู่รูปร่างเดิม ถ้าหากอะตอมของโลหะเกิดการเคลื่อนที่ออกไปจากตำแหน่งเดิมอย่างถาวร โลหะจะเกิดการเปลี่ยนรูปแบบถาวร^[29]

2.1.7.2 ความต้านทานแรงดึง (Tensile strength, σ)

ความต้านทานแรงดึง เป็นความเค้นที่เกิดขึ้นเมื่อมีแรงดึงมากกระทำตั้งฉากกับพื้นที่ภาคตัดขวาง โดยพยายามจะแยกเนื้อวัสดุให้แยกขาดออกจากกัน^[30] ความต้านทานแรงดึงสามารถคำนวณได้จากสมการที่ (2.2)

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (2.2)$$

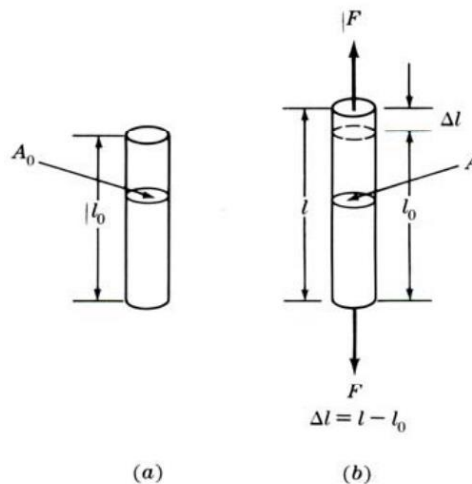
เมื่อ F คือ แรงที่ทำให้ชิ้นทดสอบขาด (N)
 A_0 คือ พื้นที่หน้าตัดของชิ้นทดสอบก่อนยืด (mm^2)

2.1.7.3 ความเครียด (Tensile strain, ϵ)

เมื่อวัสดุได้รับแรงดึงในทางเดียวดังแสดงในรูปที่ 2.6 เป็นผลให้วัสดุเกิดการยืดออกในทิศทางเดียวกับแรงดึง ทำให้ความยาวของวัสดุเปลี่ยนแปลงไปเมื่อเทียบกับความยาวเริ่มต้นของวัสดุก่อนทดสอบ ซึ่งความเครียดของวัสดุสามารถหาได้จากสมการที่ (2.3)^[29]

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0} \quad (2.3)$$

เมื่อ l_0 คือ ความยาวเริ่มต้นของชิ้นงานทดสอบ
 l คือ ความยาวของชิ้นงานทดสอบหลังการดึง



รูปที่ 2.6 แสดงระยะยืดของแท่งโลหะทรงกระบอกที่รับแรงดึงทางเดียว (a) แท่งโลหะที่ไม่ได้รับแรง
 (b) แท่งโลหะรับแรงดึงทางเดียว

2.1.7.4 %ระยะยืด ณ จุดขาด (%Elongation at break)

ค่าความยืดหยุ่นของชิ้นงาน หรืออัตราที่วัสดุยืดตัวก่อนที่จะแตกหัก สามารถหาได้จากเปอร์เซ็นต์การยืดตัว ดังสมการที่ (2.4)^[31]

$$\%Elongation = \frac{\Delta l}{l_0} \times 100 = \frac{l - l_0}{l_0} \times 100 \quad (2.4)$$

เมื่อ l คือ ระยะยืดจนขาด (mm)
 l_0 คือ ระยะความยาว Gauge ตอนเริ่มต้นก่อนทำการทดสอบ (mm)

2.1.7.5 ความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield strength)

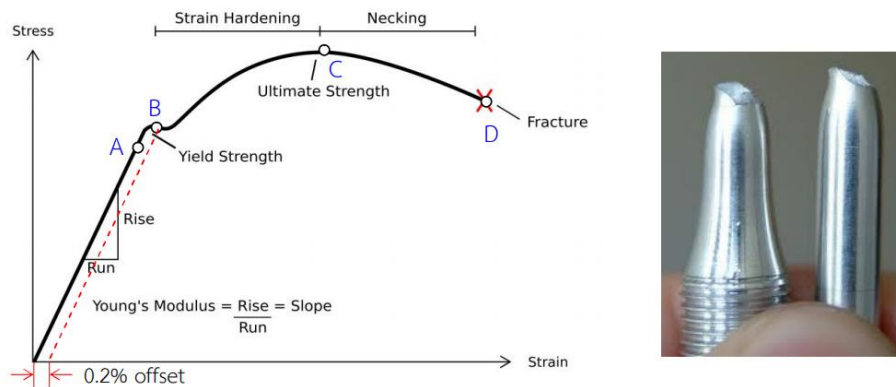
เมื่อมีความเค้นกระทำต่อวัสดุ วัสดุจะเกิดความเครียดหรือเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่าง ถ้าเอาความเค้นออกแล้ววัสดุกลับสู่รูปร่างเดิม เรียกว่า การเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบชั่วคราว หรือแบบยืดหยุ่น อย่างไรก็ตาม หากเพิ่มความเค้นอย่างต่อเนื่องจนถึงจุดหนึ่งแล้วปล่อยแรงกระทำ แต่วัสดุไม่กลับคืนรูปร่างเดิม เรียกว่า การเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบถาวร โดยจุดวิกฤตที่บ่งบอกการเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบถาวร เรียกว่า จุดคราก ช่วงเริ่มต้นจนถึงจุดคราก เรียกว่า ชีตจำกัดการยืดหยุ่น หากให้แรงเกินจุดนี้ วัสดุจะเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบถาวร ซึ่งความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจะมีลักษณะเป็นเส้นตรง เมื่อผ่านจุดครากไปแล้วความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดจะมีลักษณะไม่เป็นเส้นตรง เรียกจุดนี้ว่า ชีตจำกัดแบบสัดส่วน วัสดุส่วนใหญ่จะมีค่าชีตจำกัดการยืดหยุ่น และชีตจำกัดแบบสัดส่วนใกล้เคียงกันมากไม่สามารถหาค่าได้อย่างชัดเจน อาจกำหนดให้ใช้ 0.2% ของ Plastic strain ที่เกิดขึ้นในแผนภาพความเค้นและความเครียด เป็นค่ากำหนดในการหาจุดคราก เรียกว่า Offset yield โดยลากเส้นตรงจากจุด Offset ที่แกนความเครียดแล้วลากขนานไปกับช่วงชีตจำกัดการยืดหยุ่นจนตัดเส้นกราฟความเค้น-ความเครียด จุดตัดที่ได้คือ ความแข็งแรง ณ จุดคราก [32]

2.1.7.6 ความต้านทานแรงดึงสูงสุด (Ultimate tensile strength, σ_{TS})

เมื่อวัสดุได้รับแรงกระทำอย่างต่อเนื่องเลยจากจุดครากไปแล้ว วัสดุจะต้องใช้แรงเพิ่มมากขึ้นในการทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปแบบถาวร ทำให้ในช่วงนี้วัสดุจะมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น เรียกว่า Strain hardening เมื่อยังคงให้แรงกระทำอย่างต่อเนื่องกราฟความเค้น-ความเครียดจะเพิ่มขึ้นถึงจุดสูงสุดที่เรียกว่า Ultimate tensile strength (UTS) ที่จุดนี้แสดงถึงค่าความแข็งแรงสูงสุดที่วัสดุสามารถรับแรงกระทำได้ จากนั้นพื้นที่ภาคตัดขวางของชิ้นงานจะเริ่มเกิดคอคอด (Necking) หลังจากนั้น วัสดุจะเกิดการเปลี่ยนรูปแบบถาวรอย่างไม่สม่ำเสมอ เนื่องจากพื้นที่ในการรับแรงมีขนาดลดลง กราฟความเค้น-ความเครียดจะลดลงจนกระทั่งเข้าสู่สภาวะการแตกหัก (Fracture) ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดสามารถบ่งชี้ได้ว่าโลหะนั้นมีความสมบูรณ์หรือไม่ ถ้าโลหะนั้นไม่สมบูรณ์ เช่น มีรูพรุน (Porosity) จะทำให้ค่าความแข็งแรงลดลง ค่า UTS หาได้จากค่าแรงกระทำสูงสุด (Max load)หารด้วยพื้นที่หน้าตัดเดิมของชิ้นงาน (A_0)^[32]

2.1.7.7 กราฟความเค้น-ความเครียด (Stress-Strain curve)

โดยทั่วไปกราฟความเค้น-ความเครียดได้จากการทดสอบความต้านทานแรงดึง ลักษณะของพฤติกรรมที่ได้สำหรับวัสดุเหนียวทั่วไปเป็นดังรูปที่ 2.7



รูปที่ 2.7 ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดของวัสดุเหนียวทั่วไป

จากรูปที่ 2.7 เป็นการดึงขึ้นทดสอบอย่างช้า ๆ ขึ้นทดสอบจะค่อย ๆ ยึดตัวออกจนถึงจุด A ในขณะนี้ความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียดจะเป็นสัดส่วนคงที่ จึงได้กราฟเป็นเส้นตรง เรียกจุด A ว่า ชิดจำกัดแบบสัดส่วน ในช่วงนี้วัสดุจะมีการเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบยืดหยุ่น เมื่อเพิ่มแรงกระทำต่อไปจนถึงขีดจำกัดแบบสัดส่วน เส้นกราฟจะค่อย ๆ โค้งออกจากเส้นตรงจนกระทั่งถึงจุด B ซึ่งเป็นจุดที่เกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบถาวร เรียกว่า จุดคราก และค่าความเค้นที่จุดนี้เรียกว่า ความเค้น ณ จุดคราก (Yield stress) หรือความแข็งแรง ณ จุดคราก หลังจากจุดครากไปแล้ววัสดุจะเปลี่ยนรูปแบบถาวรโดยความเค้นจะเพิ่มอย่างช้า ๆ หรืออาจจะคงที่จนถึงจุด C ค่าความเค้นที่จุดนี้เรียกว่า ความต้านทานแรงดึงสูงสุด เป็นความเค้นสูงสุดที่วัสดุทนได้ก่อนที่จะเริ่มขาด หรือแตกออกจากกันที่จุด D^[33]

2.2 ทบทวนวรรณกรรม

Yinbo Chen และคณะ^[10] ศึกษาการเติม Bi ลงในโลหะบัดกรี Sn-1.0Ag-0.5Cu (SAC105) เพื่อเปรียบเทียบสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาค การเสียหายของชิ้นงานหลังบัดกรี และหลังบ่ม (Aging) ที่อุณหภูมิ 175 °C กับโลหะบัดกรี Sn-3.0Ag-0.5Cu (SAC305) ผลการวิจัยพบว่า ธาตุ Bi เพิ่มความแข็งแรงให้กับโลหะบัดกรี SAC105 ด้วยกลไกการเสริมความแข็งแรงด้วยสารละลายของแข็ง (Solid solution strengthening) และการเสริมความแข็งแรงด้วยเฟสทุติยภูมิ (Second phase strengthening) ความต้านทานแรงเฉือนหลังการบัดกรี และการบ่มเพิ่มขึ้นตามปริมาณ Bi ที่เพิ่มขึ้น และส่งผลให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะลดลง นอกจากนี้ การเติม Bi ในปริมาณที่มากกว่า 2.0 wt.% ทำให้เกิดการตกตะกอนของ Bi ในเนื้อพื้น (Matrix) หรือเกิดขึ้น

กัน Bi (Bi barrier layer) ที่เปราะเมื่อเติม Bi ในปริมาณ 4.0 wt.% โลหะบัดกรี SAC105-1.0Bi เหมาะสมที่สุดและมีสมบัติที่ครอบคลุมเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรี SAC305

A. A. El-Daly และคณะ^[34] ศึกษาผลของการเติม Te ปริมาณ 0.2 wt.% และ Co ปริมาณ 0.5 wt.% ลงในโลหะบัดกรี Sn-1.7Ag-0.7Cu (SAC177) เพื่อปรับปรุงโครงสร้างจุลภาค สมบัติทางความร้อน และสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี SAC177 จากการเติม Te พบว่าเกิดเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ SnTe และโครงสร้างยูเทคติกเพิ่มขึ้น ในขณะที่เมื่อเติม Co ลงใน SAC177 จะทำให้อนุภาคของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 และ Ag_3Sn ละเอียดขึ้น และเกิดเฟส $(Cu, Co)_6Sn_5$ ที่มีลักษณะเป็นเส้นรวมอยู่กับ Co_3Sn ส่งผลให้ความแข็งแรง (Strength) สูงถึง 16% และความเหนียว (Ductility) 72% ที่อุณหภูมิ 110 °C นอกจากนี้การเติม Te หรือ Co ส่งผลให้อันเตอร์คูลิ่งของ SAC177 ลดลง 6.2 °C เมื่อเติม Te และ 2.6 °C เมื่อเติม Co

A. M. El-Taher และคณะ^[35] ศึกษาการเติม Te, Fe, Co ในปริมาณ 0.1 wt.% และ Bi ปริมาณ 2 wt.% ลงใน Sn-3Ag-0.7Cu (SAC307) พบว่า Te, Fe, Co และ Bi ที่เติมลงไปช่วยยับยั้งการโตของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn และก่อให้เกิดเฟส SnTe, $FeSn_2$ และ $(Cu, Co)_6Sn_5$ ขึ้นรวมทั้งทำให้อนุภาค Co_3Sn และ Bi ที่เกิดขึ้นในบริเวณยูเทคติกมีความละเอียดขึ้น และการเติม Te, Fe, Co และ Bi ลงในโลหะบัดกรี SAC307 ยังส่งผลให้โลหะบัดกรีที่พัฒนาขึ้นมีค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุดเท่ากับ 58.3 MPa ซึ่งสูงกว่าโลหะบัดกรี SAC307 ถึง 1.7 เท่า นอกจากนี้ค่าความเหนียวเพิ่มขึ้นประมาณ 46% ซึ่งช่วยเพิ่มความสามารถในการกระจายพลังงานแบบถาวรในกระบวนการต่าง ๆ และการเติม Te, Fe, Co, Bi ยังทำให้อันเตอร์คูลิ่งเพิ่มขึ้น ในขณะที่ยังรักษาอุณหภูมิยูเทคติก และช่วงการหลอมเหลวให้อยู่ในระดับเดียวกับโลหะบัดกรี SAC307

A. M. El-Taher และคณะ^[36] พบว่าเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn ขนาดใหญ่ที่เกิดขึ้นในโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-Ag-Cu (SAC) ทำให้เกิดข้อบกพร่องในการแข็งตัว และทำให้สมบัติทางกลลดลง แต่เมื่อเติม Fe, Co, Te ปริมาณ 0.1 wt.% และ Bi ปริมาณ 2 wt.% ลงในโลหะบัดกรี SAC307 พบว่า Fe, Te, Co, Bi ที่เติมลงไป สามารถยับยั้งการโตของเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn และทำให้ Ag_3Sn มีขนาดเล็กลงจากที่มีลักษณะเป็นแผ่นขนาดใหญ่เปลี่ยนเป็นมีลักษณะคล้ายเข็ม ซึ่งการเปลี่ยนแปลงของเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn ส่งผลให้ความต้านทานการคืบเพิ่มขึ้นประมาณ 10 เท่า และอายุการใช้งานนานกว่าโลหะบัดกรี SAC307 ที่ระดับความเค้น และอุณหภูมิทดสอบเดียวกัน และยังทำให้อันเตอร์คูลิ่งเพิ่มขึ้นจาก 3.4 เป็น 22.3 °C โดยยังรักษาช่วงการหลอมเหลว และอุณหภูมิหลอมเหลวในระดับเดียวกันกับโลหะบัดกรี SAC307 รวมทั้งการเติม Fe, Te, Co, Bi ทำให้เกิดการฟอร์มตัวของเฟส $(Cu, Co)_6Sn_5$, $FeSn_2$, SnTe และอนุภาค Bi โดยเฟสและอนุภาคเหล่านี้จะไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน (Dislocation) ที่บริเวณของอินเตอร์เฟส ส่งผลให้โลหะบัดกรี SAC307-FeTeCoBi มีความแข็งแรงสูงกว่าโลหะบัดกรี SAC307

Mohd Faizul Mohd Sabri และคณะ^[37] พบว่าโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC105 หลังการหล่อขึ้นรูปพบเฟสเดนไดรต์ β -Sn และเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 บริเวณอินเตอร์เดนไดรต์ที่กระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้นดีบุก เฟสของสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 มีโมดูลัสการยืดหยุ่น และความแข็งแรง ณ จุดครากสูงกว่าโลหะผสม Sn-Ag-Cu ที่ยังไม่ได้หลอม ซึ่งเกิดจากการที่อนุภาคยึดเกาะกันด้วยพันธะโควาเลนต์ที่แข็งแรง ทำให้โลหะบัดกรี

ความแข็งแรงขึ้น ในขณะที่เฟส β -Sn มีโมดูลัสการยืดหยุ่น และความแข็งแรง ณ จุดครากต่ำที่สุดเมื่อเทียบกับเฟสอื่น เนื่องจากอนุภาคมีการยึดเกาะกันด้วยพันธะโลหะจึงส่งผลให้เฟส β -Sn มีโมดูลัสการยืดหยุ่น และความแข็งแรง ณ จุดครากที่ลดลง การมีเฟส β -Sn ขนาดใหญ่ และเฟสสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn ที่ละเอียดกระจายตัวอยู่ในอินเตอร์เดนไดรต์ ส่งผลให้โลหะบัดกรี SAC105 มีโมดูลัสการยืดหยุ่นต่ำ มีความแข็งแรง ณ จุดคราก และการยืดตัวสูง

A.A. El-Daly และคณะ^[38] วิเคราะห์โลหะบัดกรี SAC177 และ SAC177-0.2Te ด้วยเทคนิค XRD ปรากฏเฟสของ Sn, Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 นอกจากนี้ยังพบว่า Te ทำให้เฟสทั้ง 3 มีความละเอียดขึ้น และ Te ที่เติมลงไปก่อให้เกิดเฟส SnTe ในโลหะบัดกรี SAC177-0.2Te ซึ่งส่งผลให้โลหะบัดกรี SAC177-0.2Te มีค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก ความต้านทานแรงดึง และความเหนียวสูงกว่าโลหะบัดกรี SAC177

จากการทบทวนวรรณกรรมข้างต้นสามารถสรุปได้ว่า การเติมเทลลูเรียมปริมาณ 0.1 wt.% และ 0.2 wt.% ในโลหะบัดกรี SAC307 และ SAC177 ส่งผลให้เกิดการฟอร์มตัวของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ SnTe ที่มีลักษณะคล้ายรูปหกเหลี่ยม (Hexagonal) ในโครงสร้างของโลหะบัดกรีทั้งสองชนิด อนุภาค SnTe ที่เกิดขึ้นจะขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันและยับยั้งการโตของเฟส β -Sn รวมถึงทำให้เฟสสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 มีความละเอียดมากขึ้น ซึ่งส่งผลให้โลหะบัดกรีมีสมบัติทางกลดีขึ้น

บทที่ 3 วิธีการดำเนินงานวิจัย

สำหรับการดำเนินงานวิจัยนี้ประกอบไปด้วยวัตถุดิบตั้งต้น วัสดุ อุปกรณ์ และสารเคมีที่ใช้ในการทดลอง กระบวนการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe และ SAC105-xTe/Cu ($x = 0, 0.5, 1.0, 1.5, 2.0$ wt.%) รวมไปถึงวิธีการที่ใช้ในการทดสอบสมบัติทางกล และการตรวจสอบลักษณะเฉพาะของชิ้นงานโลหะบัดกรีที่เตรียมได้ ซึ่งมีรายละเอียดดังนี้

3.1 การเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe

3.1.1 อุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงาน

อุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรี SAC105-xTe แสดงในตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 ข้อมูลอุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรี SAC105-xTe

อุปกรณ์/เครื่องมือ/สารเคมี	ยี่ห้อ/ผู้ผลิต	รุ่น/ชนิด
ดีบุก 99.95% (Tin, Sn)	-	-
เงิน 99.99% (Silver, Ag)	-	-
ทองแดง 99.95% (Copper, Cu)	-	-
เทลลูเรียม 99.99% (Tellurium, Te)	-	-
เครื่องชั่งทศนิยม 2 ตำแหน่ง	Mettler Toledo	AB 204-S
เครื่องชั่งทศนิยม 4 ตำแหน่ง	Mettler Toledo	AL204
เตาหลอมไฟฟ้า (Electric furnace)	-	-
แม่พิมพ์แบบถาวร	-	-
คีมตัดเหล็กและเลื่อยตัดเหล็ก	-	-
ถุ่มีกั้กันความร้อน	-	-
เบ้าหลอมกราไฟท์ (Graphite crucible)	Salamander	A2
Thermometer	Union	UN-305A

3.1.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe

1. ชั่งสารสำหรับสังเคราะห์โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว 5 ชนิด ได้แก่ SAC105, SAC105-0.5Te, SAC105-1.0Te, SAC105-1.5Te และ SAC105-2.0Te โดยใช้ ดีบุก (Sn) 985 g เงิน (Ag) 10 g และทองแดง (Cu) 5 g เตรียมโลหะอย่างละ 5 ชุด และชั่งเทลลูเรียม (Te) ปริมาณ 5, 10, 15 และ 20 g
2. ใส่โลหะดีบุก เงิน และทองแดงลงในเบ้าหลอมกราไฟท์ และหลอมโลหะในเตาไฟฟ้า โดยหลอมที่อุณหภูมิ 500 °C เป็นเวลา 12 h จากนั้นค่อย ๆ เติมเทลลูเรียมลงใน SAC105 หลอมเหลว พร้อมกับกวนน้ำโลหะเพื่อให้เทลลูเรียมละลายได้อย่างสมบูรณ์เป็นเวลา 30 min และแช่ทิ้งไว้ในเตาไฟฟ้าประมาณ 4-5 h
3. ทำการขึ้นรูปโดยการเทน้ำโลหะหลอมเหลวลงในแม่พิมพ์ที่อุ่นไว้ที่อุณหภูมิ 250 °C และปล่อยให้ชิ้นงานแข็งตัวในแม่พิมพ์
4. แกะชิ้นงานออกจากแม่พิมพ์ จะได้ชิ้นงานรูปดัมเบลหลังการขึ้นรูป ดังรูปที่ 3.1 จากนั้นนำไปวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค สมบัติทางความร้อน และสมบัติทางกล



รูปที่ 3.1 ชิ้นงานหลังการขึ้นรูป

3.2 การเตรียมชิ้นงานข้อต่อโลหะบัดกรี SAC105 บนวัสดุฐานทองแดง (SAC105-xTe/Cu)

3.2.1 อุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงาน

อุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรี SAC105-xTe/Cu แสดงในตารางที่ 3.2

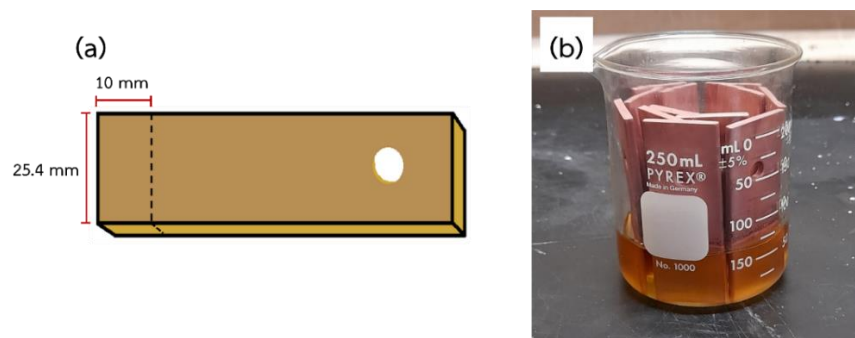
ตารางที่ 3.2 ข้อมูลอุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรี SAC105-xTe/Cu

อุปกรณ์/เครื่องมือ/สารเคมี	ยี่ห้อ/ผู้ผลิต	รุ่น/ชนิด
กรดไฮโดรคลอริก 37% (Hydrochloric acid, HCl)	RCI LABSCAN	-
เมทานอล (Methanol, CH ₃ OH)	RCI LABSCAN	-
อะซิโตน (Acetone, C ₃ H ₆ O)	RCI LABSCAN	-
ฟลักซ์บัดกรี (Rosin mildly activated (RMA) flux)	AMTECH RMA-223-UV	-
แท่งโลหะบัดกรี SAC105-xTe (จากขั้นตอนที่ 3.1.2)	-	-
แผ่นทองแดง (Copper plate)	-	-
Hotplate	IKA	C-MAG HS 7
เครื่องชั่งทศนิยม 4 ตำแหน่ง	Mettler Toledo	AL204
เวอร์เนียคาลิเปอร์	-	V6-154
เครื่องรีดสองลูกกลิ้ง	-	-
เครื่องอัดไฮดรอลิก	-	-
ชุดอุปกรณ์จับยึดชิ้นงาน	-	-
Thermometer	-	-
ถุงมือกันความร้อน	-	-
ปิ๊กเกอร์และแท่งแก้วคน	-	-
ช้อนปากแบน (Spatulas) และปาก คีบ (Forceps)	-	-
กระดาษทราย P240	-	-

3.2.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe/Cu

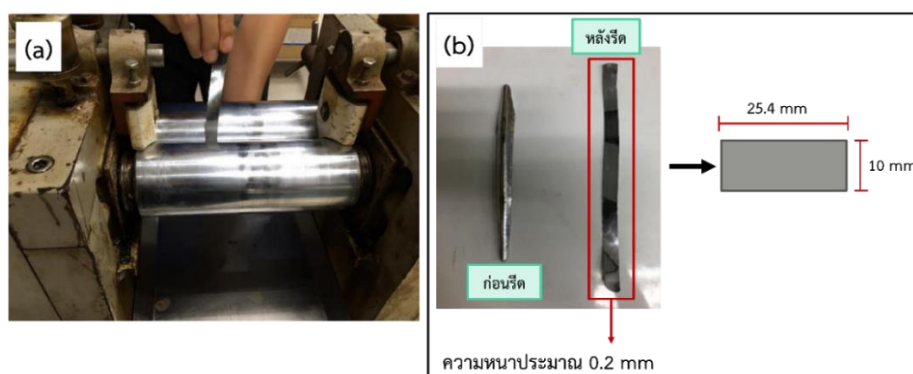
เตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรีสำหรับทดสอบความต้านทานแรงเฉือนด้วยกระบวนการบัดกรีแบบรีโฟลว์ โดยมีขั้นตอนการดำเนินงานดังนี้

1. เตรียมแผ่นทองแดงขนาดกว้าง 25.4 mm ยาว 64 mm และหนา 3 mm โดยการทำความสะอาดพื้นผิวแผ่นทองแดงก่อนการบัดกรีด้วยการนำแผ่นทองแดงไปขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ P240 แล้วล้างด้วยอะซิโตนพร้อมทั้งเช็ดให้แห้ง จากนั้นนำไปแช่ในสารละลายกรดไฮโดรคลอริกเจือจางปริมาตร 50 ml (25% CH₃OH + 25% HCl) เป็นเวลา 30 min (รูปที่ 3.2) เพื่อให้มีพื้นที่ผิวในการบัดกรีมากขึ้น และล้างตรงบริเวณที่จะทำการบัดกรี (Soldering) ทั้ง 2 ด้านพร้อมทั้งเป่าให้แห้ง



รูปที่ 3.2 (a) ภาพจำลองแผ่นทองแดงและ (b) ทำความสะอาดแผ่นทองแดงในสารละลายกรด

2. นำแท่งโลหะบัดกรีที่เตรียมได้แต่ละสูตรไปรีดด้วยเครื่องรีดสองลูกกลิ้ง รีดเป็นแผ่นบาง ความหนาประมาณ 0.2 mm และตัดให้เป็นแผ่นสี่เหลี่ยมผืนผ้า กว้าง 25.4 mm และยาว 10 mm ดังรูปที่ 3.3 จากนั้นล้างด้วยอะซิโตนเพื่อขจัดคราบมัน แล้วเช็ดให้แห้งทั้ง 2 ด้าน

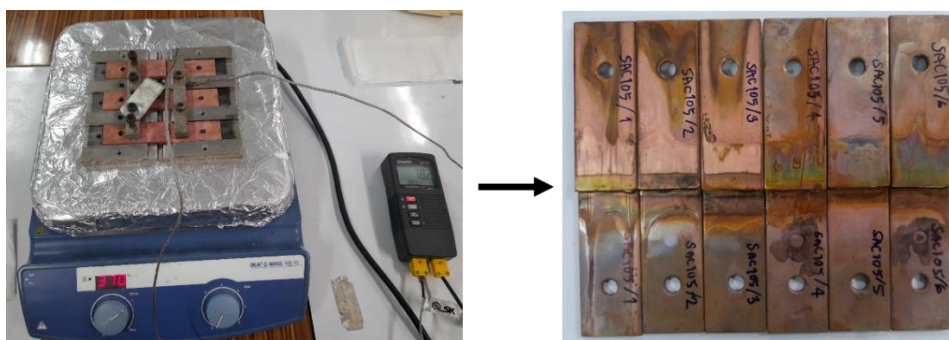


รูปที่ 3.3 (a) รีดแท่งโลหะบัดกรี (b) ชิ้นงานก่อนและหลังรีด

3. ใช้แผ่นทองแดงเป็นวัสดุฐานในการบัดกรี นำแผ่นทองแดงที่ผ่านการทำความสะอาดแล้วทาด้วยฟลักซ์ RMA เพื่อป้องกันการก่อตัวของฟิล์มออกไซด์และเพิ่มสมบัติในการเปียกผิวของโลหะบัดกรีในสถานะหลอมเหลว และวางแผ่นโลหะบัดกรีลงบนแผ่นทองแดง จากนั้นทำการติดตั้งแผ่นทองแดงลงบนอุปกรณ์จับยึดที่เตรียมไว้

4. เมื่อสอดแผ่นทองแดงลงบนอุปกรณ์จับยึดแล้วจึงนำไปวางบน Hotplate และให้ความร้อนโดยกำหนดอุณหภูมิในการบัดกรีที่ 250 °C และแช่ไว้ที่อุณหภูมินี้เป็นเวลา 5 min จากนั้นยกชิ้นงานลงจาก hotplate แล้วปล่อยให้เย็นตัวจนถึงอุณหภูมิห้อง

5. เมื่อเย็นตัวแล้วจึงทำการถอดชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการบัดกรีแล้วออกจากอุปกรณ์จับยึด จากนั้นนำชิ้นงานข้อต่อโลหะบัดกรี (รูปที่ 3.4) ที่ได้ไปทดสอบความต้านทานแรงเฉือนและวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค



รูปที่ 3.4 ชิ้นงานที่ได้หลังกระบวนการบัดกรี

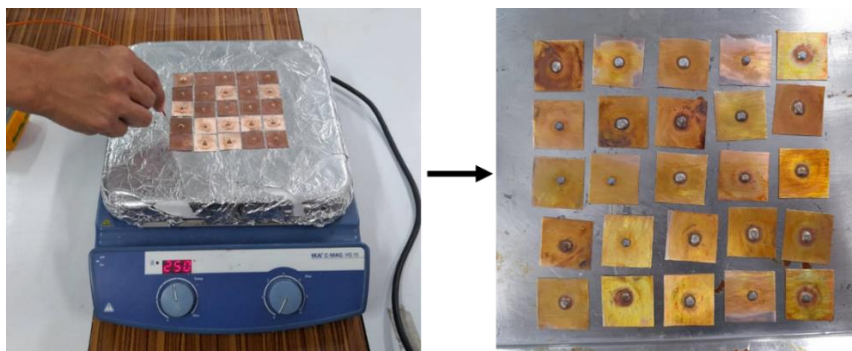
3.2.3 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรี SAC105-xTe บนวัสดุฐานทองแดงสำหรับทดสอบความสามารถการเปียก

ทดสอบความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรี SAC05-xTe บนวัสดุฐานทองแดงด้วยวิธี Sessile drop โดยมีขั้นตอนการดำเนินงานดังนี้

1. รีดแท่งโลหะบัดกรี SAC105-xTe ด้วยเครื่องรีดสองลูกกลิ้งให้ได้ความหนาประมาณ 3 mm จากนั้นนำไปกดเป็นทรงกระบอกขนาดประมาณ สูง 3 mm และกว้าง 3 mm ด้วยเครื่องอัดไฮดรอลิก

2. ตัดแผ่นทองแดงเป็นแผ่นสี่เหลี่ยมจัตุรัสขนาดกว้าง 2 cm และยาว 2 cm แล้วขัดแผ่นทองแดงด้วยกระดาษทรายเบอร์ P240 จากนั้นล้างทำความสะอาดด้วยอะซิโตนและเช็ดให้แห้ง

3. ทาฟลักซ์ลงบนแผ่นทองแดงตรงบริเวณที่ต้องการบัดกรี จากนั้นวางแท่งโลหะบัดกรีลงบนแผ่นทองแดงบริเวณที่ทาฟลักซ์ไว้แล้วนำไปบัดกรีโดยการให้ความร้อนด้วย Hotplate ที่อุณหภูมิ 250 °C และแช่ไว้เป็นเวลา 5 min แล้วจึงยกลงจาก Hotplate และปล่อยให้เย็นตัวที่อุณหภูมิห้อง ดังรูปที่ 3.5



รูปที่ 3.5 ชิ้นงานที่ได้หลังกระบวนการบัดกรี

4. นำไปวัดความสามารถการเป็ยก ได้แก่ มุมสัมผัสและพื้นที่การแผ่กระจายตัว ตามมาตรฐานอุตสาหกรรมญี่ปุ่น JIS-Z3198-3 รวมถึงศึกษาสัณฐานวิทยาของโลหะบัดกรีเพื่อหาความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

3.3 การทดสอบสมบัติทางกลของโลหะบัดกรี SAC105-xTe และ SAC105-xTe/Cu

3.3.1 อุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมและทดสอบชิ้นงาน

ตารางที่ 3.3 ข้อมูลอุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรีสำหรับทดสอบสมบัติทางกล

อุปกรณ์/เครื่องมือ/สารเคมี	ยี่ห้อ/ผู้ผลิต	รุ่น/ชนิด
เครื่องทดสอบเอนกประสงค์ (Universal Testing Machine, UTM)	Instron	5569
เครื่องขัดชิ้นงาน	Leco	-
เครื่องทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ (Vickers Hardness Tester)	INNOVATEST	NOVA 130/240
เวอร์เนียคาลิปเปอร์ (Vernier Caliper)	-	V6-154
ชุดจับชิ้นงานสำหรับทดสอบความ ต้านทานแรงดึงและแรงเฉือน	-	-
เลื่อยตัดเหล็ก	-	-
กระดาษทราย P240	-	-

3.3.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรีสำหรับทดสอบความต้านทานแรงดึง

1. เตรียมชิ้นงานเพื่อทดสอบความต้านทานแรงดึงโดยการขัดหัวชิ้นงานทั้ง 2 ด้าน ให้มีความหนาไม่เกิน 10 mm ด้วยกระดาษทรายเบอร์ P240
2. วัดระยะทดสอบและเส้นผ่านศูนย์กลางด้วยเวอร์เนียคาลิปเปอร์เพื่อนำไปคำนวณหาพื้นที่ของชิ้นงานบริเวณระยะทดสอบ ดังรูปที่ 3.6



รูปที่ 3.6 ระยะทดสอบและเส้นผ่านศูนย์กลางของชิ้นงานทดสอบ

3. ทดสอบความต้านทานแรงดึงด้วยเครื่องทดสอบอเนกประสงค์ตามมาตรฐาน ASTM E8 โดยทดสอบที่อัตราความเครียด (Strain rate) คงที่ 1.5 mm/min ดังรูปที่ 3.7

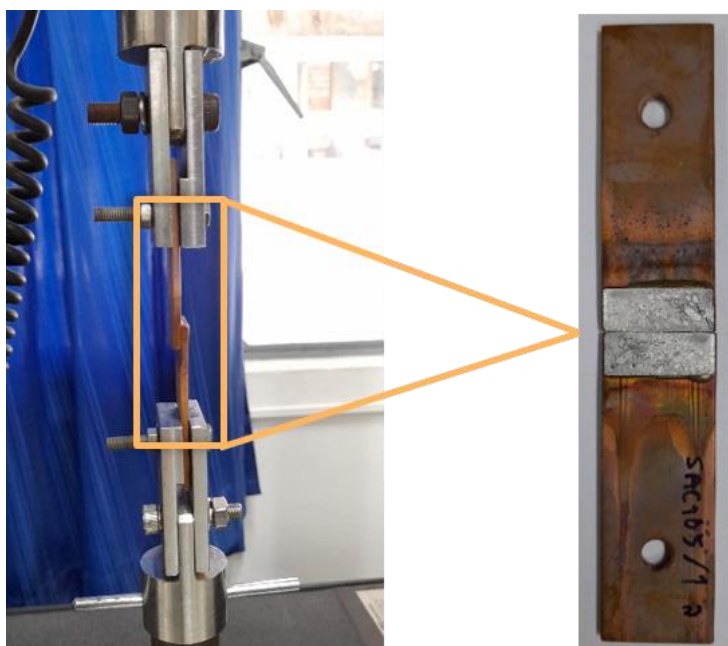


รูปที่ 3.7 ชิ้นงานหลังจากการทดสอบความต้านทานแรงดึง

4. นำข้อมูลที่ได้ไปพล็อตกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียด (Stress-Strain curve) เพื่อหาค่า YS, UTS และ %EL
5. เลือกชิ้นงานเพื่อทดสอบความแข็งด้วยเครื่องวัดความแข็งแบบวิกเกอร์

3.3.3 ขั้นตอนการทดสอบความต้านทานแรงเฉือนของโลหะบัดกรี

1. ทดสอบความต้านทานแรงเฉือนโดยใช้เครื่องทดสอบบอเนกประสงค์ โดยทดสอบที่อัตราความเร็ว 1 mm/min ดังรูปที่ 3.8



รูปที่ 3.8 ชิ้นงานหลังการทดสอบแรงเฉือน

2. นำข้อมูลที่ได้ไปพล็อตกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นเฉือน-ความเร็วเฉือน เพื่อหาค่าความต้านทานแรงเฉือนของชิ้นงานบัดกรี

3.3.4 ขั้นตอนการทดสอบความแข็งของโลหะบัดกรี

ทำการทดสอบความแข็งของโลหะบัดกรีด้วยเครื่องทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ โดยใช้แรงในการกดชิ้นงาน 200 g กดแซ้วเป็นเวลา 10 s และทำการทดสอบทั้งหมด 5 จุดต่อชิ้นงาน จากนั้นนำค่าที่ได้ไปคำนวณหาค่าความแข็งเฉลี่ย

3.4 การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค

3.4.1 อุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมและทดสอบชิ้นงาน

ตารางที่ 3.4 ข้อมูลอุปกรณ์ สารเคมี และเครื่องมือที่ใช้ในการเตรียมชิ้นงานโลหะบัดกรี

อุปกรณ์/เครื่องมือ/สารเคมี	ยี่ห้อ/ผู้ผลิต	รุ่น/ชนิด
กรดไนตริก 65% (Nitric acid, HNO ₃)	RCI LABSCAN	-
กรดไฮโดรคลอริก 37% (Hydrochloric acid, HCl)	RCI LABSCAN	-
เมทานอล (Methanol, CH ₃ OH)	RCI LABSCAN	-
อะซิโตน (Acetone, C ₃ H ₆ O)	RCI LABSCAN	-
Epoxy resin LM 525 A	เมกาแอดวานซ์	-
Hardener LM 2522 B	เมกาแอดวานซ์	-
ตู้ดูดควัน	ESCD	EFD-4B1
เครื่องตัดชิ้นงาน (Abrasive cutter)	Struers	Labotom-5
เครื่องขัดชิ้นงาน	Leco	-
กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope, OM)	Olympus	BX53
เลื่อยตัดเหล็ก	-	-
ปิทเทอและจานเพาะเชื้อ (Glass Petri Dish)	-	-
แท่งแก้วคนและปากคีบ (Forceps)	-	-
กระดาษทราย P240, P400, P600, P1200 และ P2500	-	-
ผ้าสักหลาด	-	-
ผงขัดอลูมินา 5 μm และ 1 μm	-	-

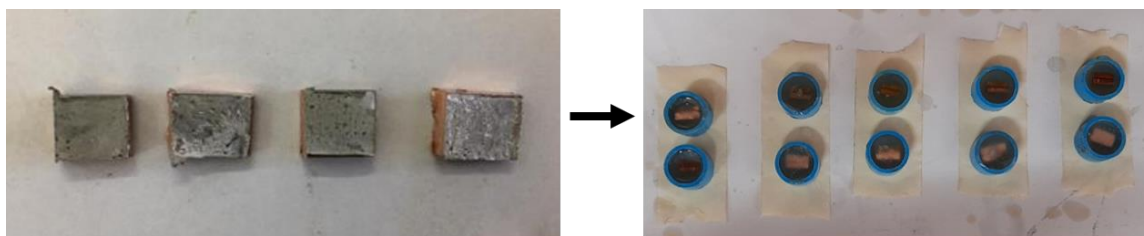
3.4.2 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานสำหรับตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค

- นำชิ้นงานไปขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ P240, P400, P600, P1200 และ P2500 ตามลำดับ
- นำชิ้นงานไปขัดละเอียดด้วยผ้าสักหลาด และใช้ผงขัดอลูมินาขนาด 5 μm และ 1 μm ตามลำดับ
- จากนั้นนำชิ้นงานไปกัดกรด (Etching) เพื่อเปิดผิวหน้าชิ้นงานให้สามารถมองเห็นโครงสร้างได้ชัดเจน ในสารละลายกรด 92% CH₃OH, 5% HNO₃ และ 3% HCl เป็นเวลา 5-7 s

4. นำชิ้นงานไปวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด และวิเคราะห์องค์ประกอบของเฟสด้วยเทคนิค Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS)

3.4.3 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานที่ผ่านการทดสอบแรงเฉือนและทดสอบความสามารถการเปื่อย

1. นำชิ้นงานไปตัดตรงบริเวณที่ต้องการดูโครงสร้างจุลภาค จากนั้นนำไปทำเรือนแบบเย็น (Cold mounting) โดยใช้ Epoxy resin ผสมกับ Hardener ในอัตราส่วน 4 : 1 ดังรูปที่ 3.9



รูปที่ 3.9 เตรียมชิ้นงานเพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาค

2. แกะชิ้นงานที่แข็งตัวแล้วออกจาก Mold จากนั้นนำไปขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ P240, P400, P600, P1200 และ P2500 และขัดละเอียดด้วยผ้าสักหลาด โดยใช้ผงขัดอลูมินา ขนาด 5 μm และ 1 μm

3. จากนั้นนำชิ้นงานไปกัดกรดเพื่อเปิดผิวหน้าชิ้นงานด้วยสารละลายกรด 92% CH_3OH , 5% HNO_3 และ 3% HCl เป็นเวลา 5-7 s แล้วล้างด้วยอะซิโตนพร้อมเป่าให้แห้ง

4. นำชิ้นงานไปวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด และวิเคราะห์องค์ประกอบของเฟสด้วยเทคนิค EDS

3.5 การวิเคราะห์ลักษณะเฉพาะของชิ้นงานโลหะบัดกรี

1. กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM: Hitachi, SU3900) ที่ติดตั้งเครื่องวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานด้วยรังสีเอกซ์ (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy, EDS: Oxford, X-Max^N20)

2. ระบุชนิดของสารประกอบที่เกิดขึ้นในโลหะบัดกรีด้วยเครื่องวิเคราะห์โครงสร้างผลึกด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray Diffraction, XRD: PANalytical Empyrean)

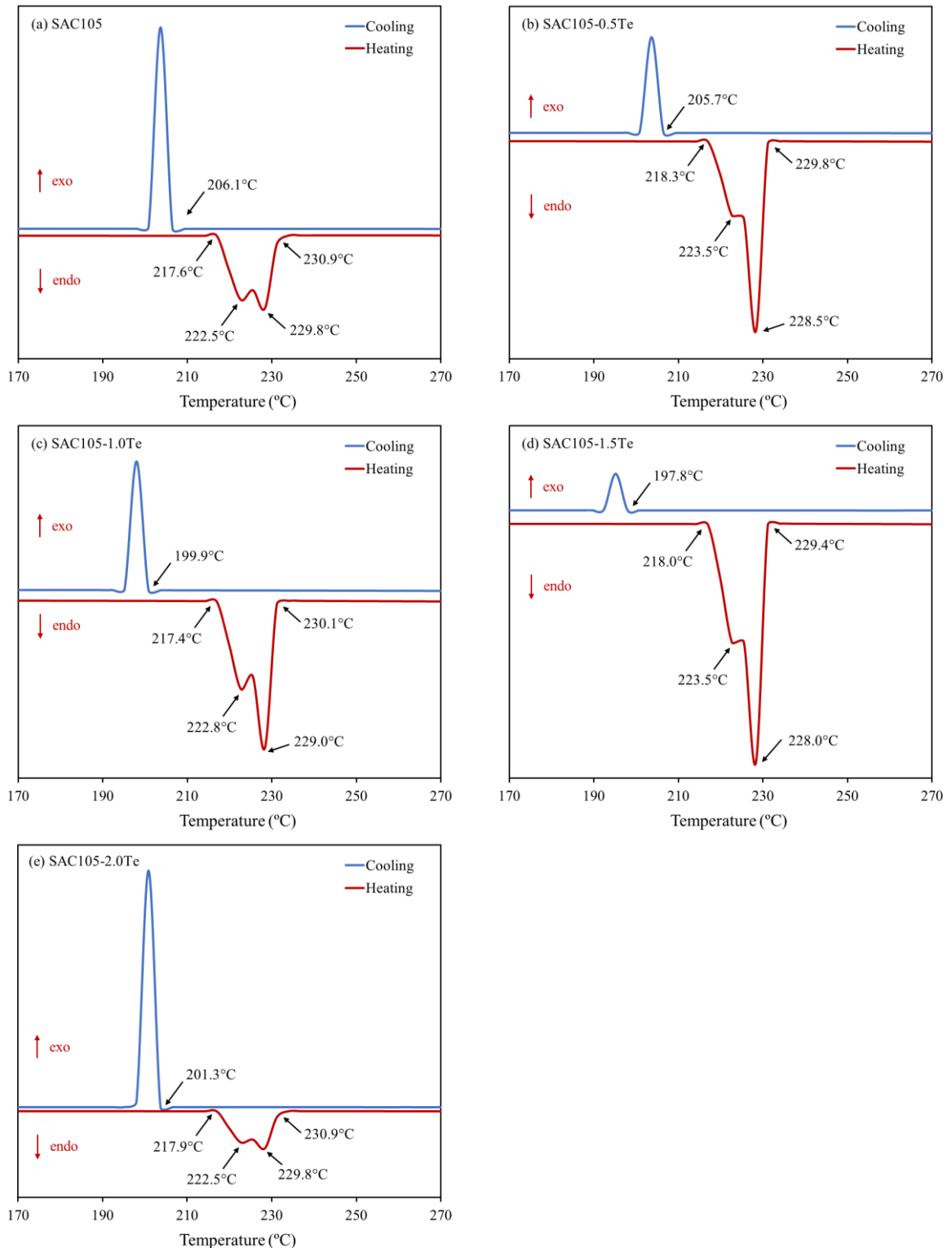
3. ศึกษาพฤติกรรมทางความร้อนของโลหะบัดกรีด้วยเครื่องวิเคราะห์ค่าพลังงานความร้อน (Differential scanning calorimeter, DSC: NETZSCH, DSC 200 F3 Maia)

บทที่ 4

ผลการวิจัยและอภิปรายผล

4.1 สมบัติทางความร้อนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe

จากผลการวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนด้วยเทคนิค DSC แสดงให้เห็นถึงพฤติกรรมทางความร้อนของโลหะบัดกรี SAC105, SAC105-0.5Te, SAC105-1.0Te, SAC105-1.5Te และ SAC105-2.0Te เส้นโค้งความร้อน (Heating curve) ของโลหะบัดกรีทั้งหมดแสดงพีกดูดความร้อน (Endothermic peaks) 2 พีก ดังแสดงในรูปที่ 4.1(a-e) พีกแรกแสดงอุณหภูมิยูเทคติกและพีกที่สองแสดงจุดหลอมเหลว (Melting point) ของเฟส β -Sn การเติมเทลลูเรียมส่งผลต่อพฤติกรรมการหลอมเหลวของโลหะบัดกรี SAC105 เพียงเล็กน้อย จากการทดลองนี้สอดคล้องกับงานวิจัยของ EL-Daly และคณะ^[34] โลหะบัดกรีควรมีช่วงการหลอมเหลว (Pasty range) ไม่เกิน 30 °C เพื่อให้การบัดกรีมีความเหมาะสมมากขึ้น ซึ่งช่วงการหลอมเหลวแคบ ๆ จะทำให้โลหะบัดกรีแข็งตัวได้เร็วและง่ายขึ้น^[39] โดยที่โลหะบัดกรี SAC105-0.5Te, SAC105-1.0Te, SAC105-1.5Te และ SAC105-2.0Te มีช่วงการหลอมเหลวอยู่ในช่วง 11.3-13.0 °C จึงสามารถใช้งานได้ภายใต้สถานการณ์เดียวกับโลหะบัดกรี SAC105 พฤติกรรมการแข่งขันตัวของโลหะบัดกรีได้รับผลกระทบจากอันเดอร์คูลลิง ซึ่งคำนวณได้จาก T_{onset} ของ heating – T_{onset} ของ cooling การเติมเทลลูเรียมทำให้อันเดอร์คูลลิงของโลหะบัดกรีเพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญ ดังแสดงในตารางที่ 4.1 อันเดอร์คูลลิงที่เพิ่มขึ้นส่งผลให้เกิดนิวเคลียส (Nucleation) ของเฟส β -Sn ระหว่างการแข่งขันตัวเกิดได้ยากขึ้น^[40] จึงส่งผลให้เกรนของ β -Sn ของโลหะบัดกรีที่เติมเทลลูเรียมมีขนาดใหญ่กว่าเมื่อเปรียบเทียบกับโลหะบัดกรี SAC105 ซึ่งสอดคล้องกับผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี ดังแสดงในรูปที่ 4.2 อุณหภูมิหลอมเหลว (Melting temperature) อุณหภูมิโซลิดัส (Solidus temperature) อุณหภูมิลิควิดัส (Liquidus temperature) และช่วงการหลอมเหลวของโลหะบัดกรีสามารถสรุปได้ดังแสดงในตารางที่ 4.2



รูปที่ 4.1 เส้นกราฟการถ่ายเทความร้อนและการเย็นตัว (DSC heating and cooling curve) ของโลหะบัดกรี (a) SAC105, (b) SAC105-0.5Te, (c) SAC105-1.0Te, (d) SAC105-1.5Te และ (e) SAC105-2.0Te

ตารางที่ 4.1 Undercooling ของโลหะบัดกรี SAC105-xTe ที่คำนวณจากกราฟ DSC

Solder alloy	(T_{onset} , °C) Heating	(T_{onset} , °C) Cooling	Undercooling (°C) ($T_{\text{heating}} - T_{\text{cooling}}$)
SAC105	217.6	206.1	11.5
SAC105-0.5Te	218.3	205.7	12.6
SAC105-1.0Te	217.4	199.9	17.4
SAC105-1.5Te	218.0	197.8	20.1
SAC105-2.0Te	217.9	201.3	16.6

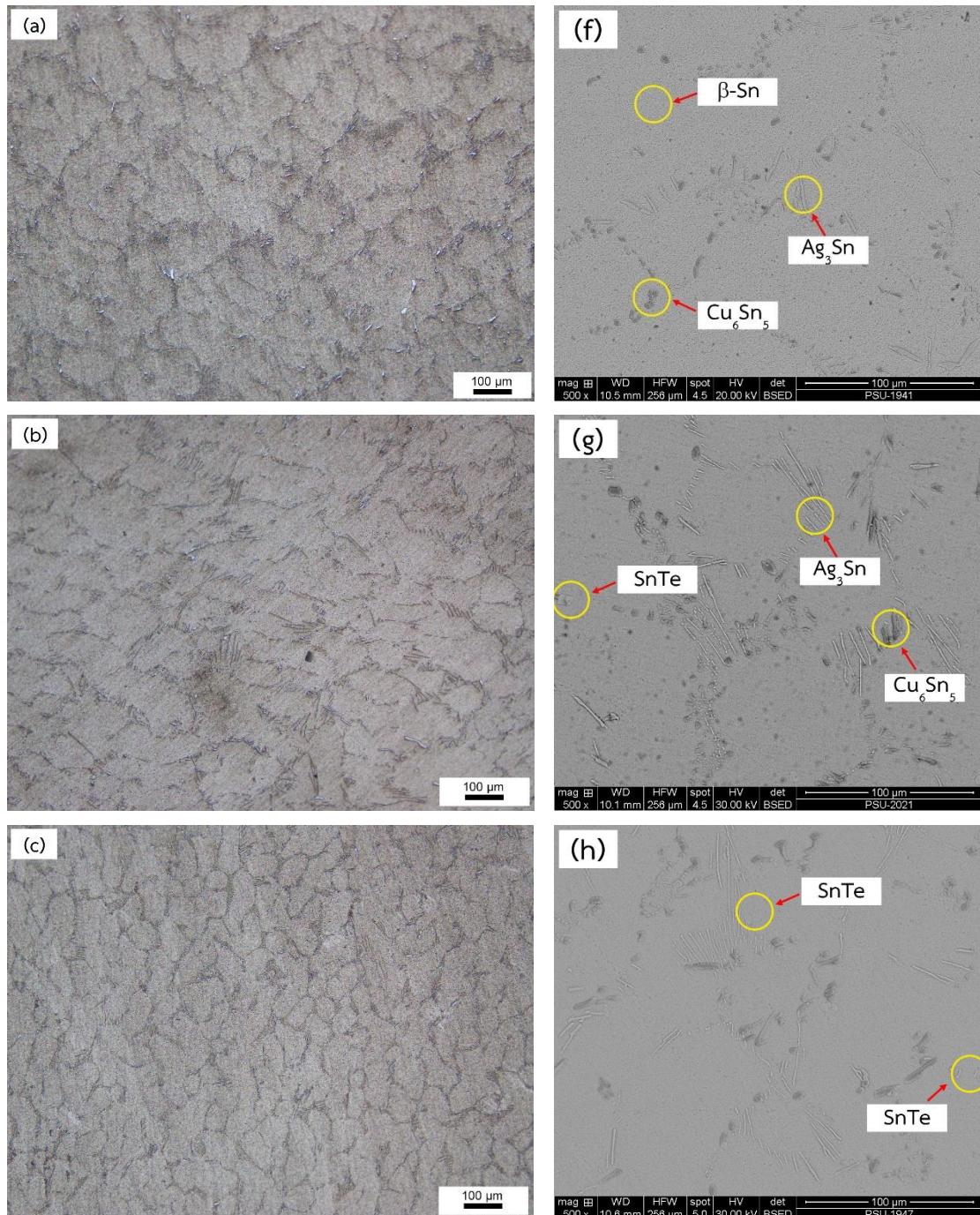
ตารางที่ 4.2 ข้อมูลจาก heating curves แสดงอุณหภูมิหลอมเหลว (Melting temperature, T_m), อุณหภูมิโซลิดัส (Solidus temperature, T_{onset}), อุณหภูมิลิกวิดัส (Liquidus temperature, T_{end}) และช่วงการหลอมเหลว (Pasty range) ของโลหะบัดกรี SAC105-xTe

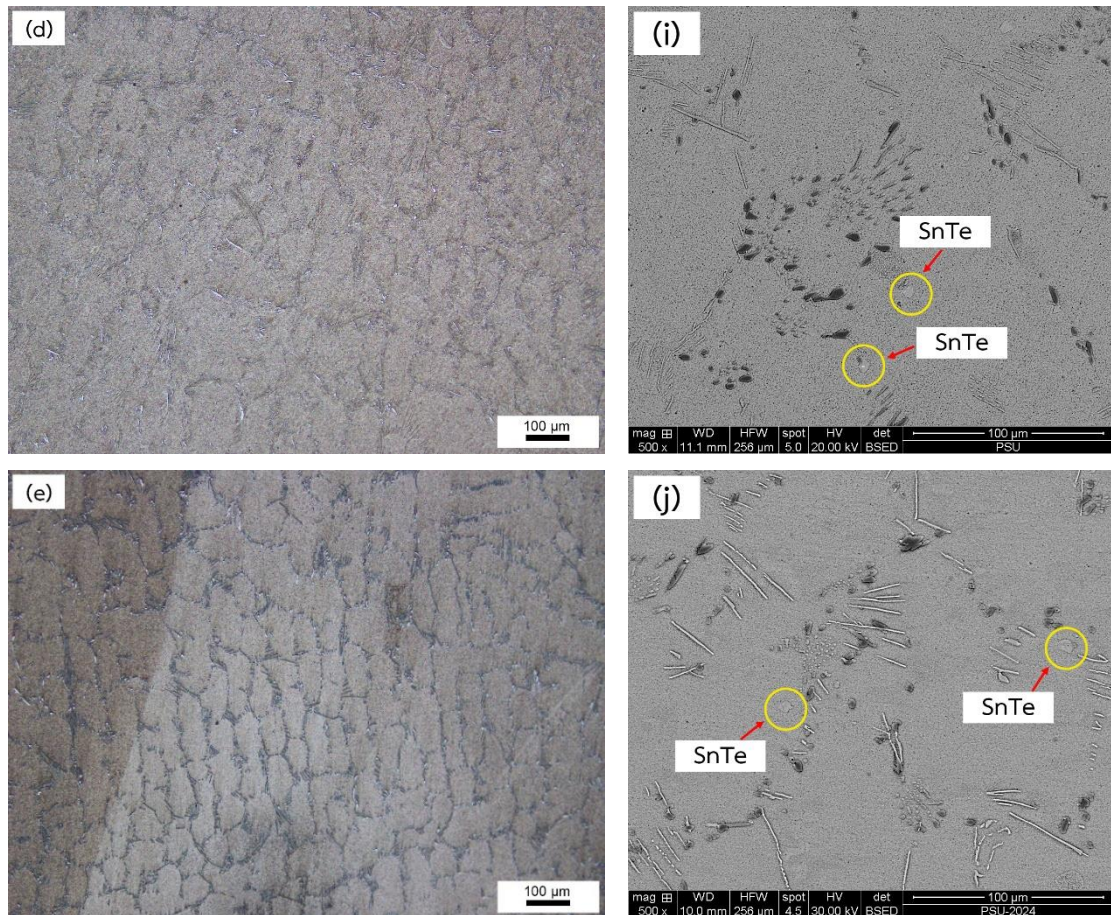
Solder alloy	T_{m1} (°C)	T_{m2} (°C)	T_{onset} (°C)	T_{end} (°C)	Pasty range (°C) ($T_{\text{end}} - T_{\text{onset}}$)
SAC105	222.5	229.8	217.6	230.9	13.3
SAC105-0.5Te	223.5	228.5	218.3	229.8	11.4
SAC105-1.0Te	222.8	229.0	217.4	230.1	12.7
SAC105-1.5Te	223.5	228.0	218.0	229.4	11.3
SAC105-2.0Te	222.5	229.8	217.9	230.9	13.0

4.2 โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe

จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด SAC105, SAC105-0.5Te, SAC105-1.0Te, SAC105-1.5Te และ SAC105-2.0Te ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด พบว่า โลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด SAC105 ประกอบไปด้วยเฟสของสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn ที่มีลักษณะคล้ายเข็ม (Needle-like) และ Cu_6Sn_5 ที่มีลักษณะเป็นอนุภาคทรงกลม (Globular particle) กระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้นดีบุก ($\beta\text{-Sn}$ matrix)^[1] ดังแสดงในรูปที่ 4.2(f) และโลหะบัดกรีที่เติมเทลลูเรียมปรากฏอนุภาคสารประกอบเชิงโลหะ SnTe ที่มีลักษณะคล้ายรูปหกเหลี่ยม (Hexagonal particle) ภายในบริเวณยูเทคติก (Eutectic area) ซึ่งอนุภาค SnTe มีจำนวนเพิ่มขึ้นตามปริมาณของธาตุเทลลูเรียมที่เพิ่มขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 4.2(g-j) การฟอร์มตัวของอนุภาค SnTe เกิดจากการที่อะตอมดีบุกและเทลลูเรียมทำปฏิกิริยากันในสถานะของเหลว เมื่ออุณหภูมิลดลง ทำให้อัตราการเกิดนิวเคลียส (Nucleation rate) ของอนุภาค SnTe เพิ่มขึ้น ซึ่งกระตุ้นให้เกิดการพัฒนาของอนุภาค SnTe นอกจากนี้ การเติมเทลลูเรียมทำให้โครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี SAC105 หยิบขึ้น เนื่องจากการเพิ่มขึ้นของอันเดอร์คูลลิ่ง ซึ่งลด

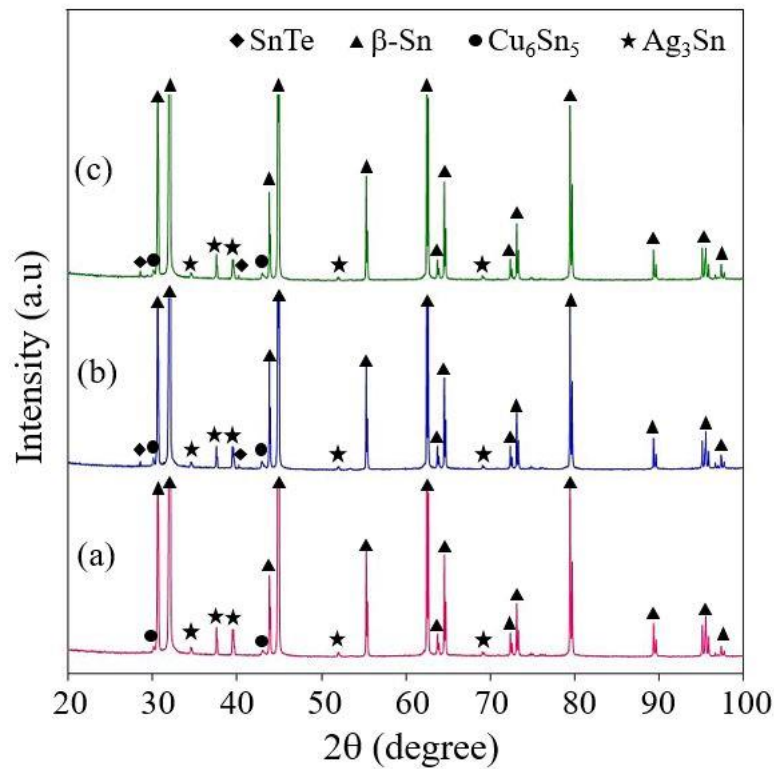
การเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ (Heterogeneous Nucleation) ของโลหะบัดกรี เป็นผลให้เฟสสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 และ Ag_3Sn มีขนาดใหญ่ขึ้น^[41]





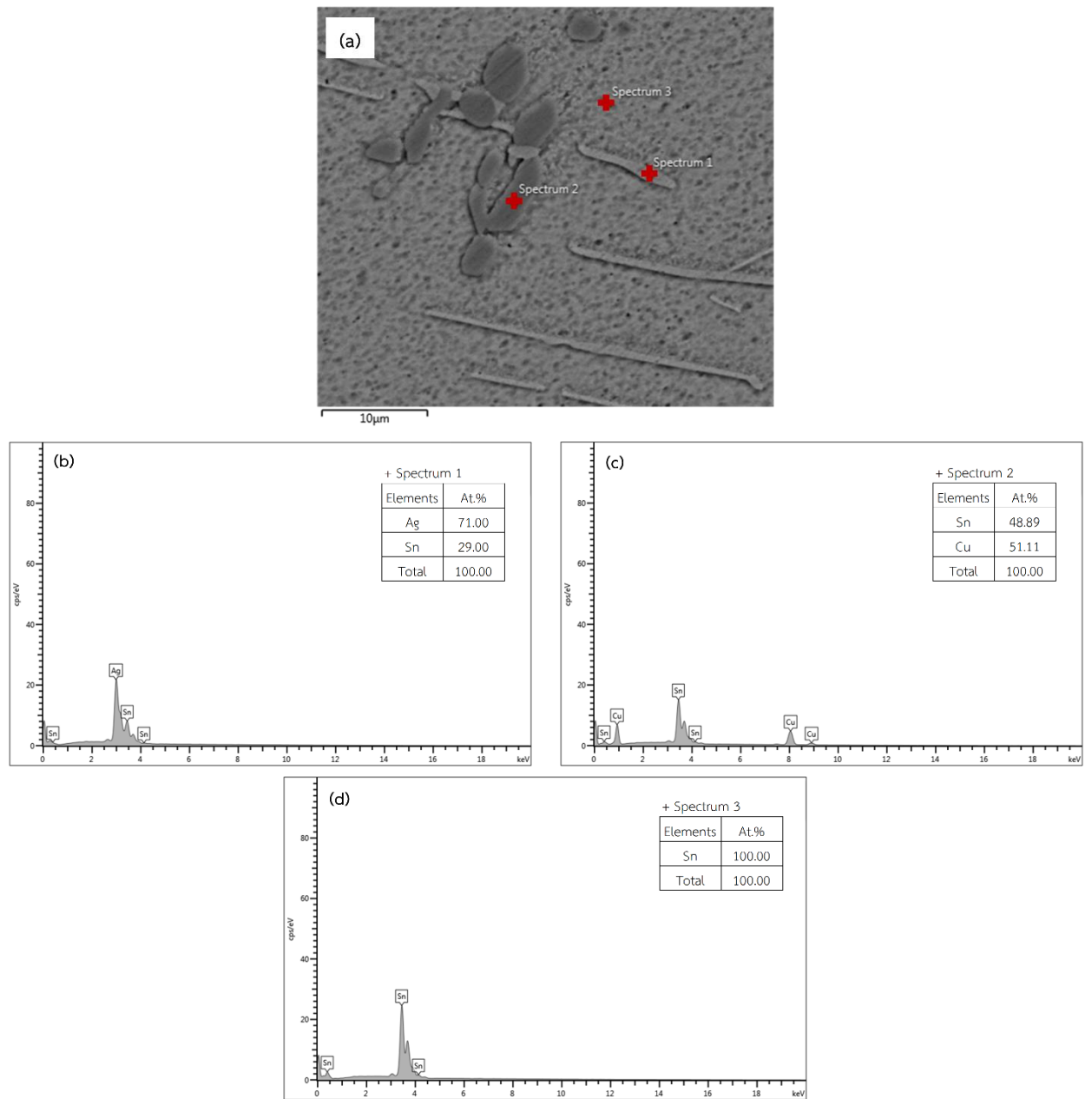
รูปที่ 4.2 ภาพ OM และ SEM ของโลหะบัดกรี (a,f) SAC105, (b,g) SAC105-0.5Te, (c,h) SAC105-1.0Te, (d,i) SAC105-1.5Te และ (e,j) SAC105-2.0Te

จากการศึกษา XRD สามารถยืนยันผลการตรวจสอบเฟสสารประกอบเชิงโลหะในโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรี รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD pattern) ของโลหะบัดกรี SAC105 ประกอบไปด้วยพีคที่มีความเข้มสูงของเฟส β -Sn และพีคที่มีความเข้มต่ำจากเฟสสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 และ Ag_3Sn ดังแสดงในรูปที่ 4.3(a) เฟสสารประกอบเชิงโลหะ SnTe ภายในเนื้อพื้นโลหะบัดกรีปรากฏในโลหะบัดกรี SAC105-0.5Te และ SAC105-1.5Te บริเวณความเข้มพีคต่ำ ๆ ที่ตำแหน่ง 2θ ในช่วง $28-40^\circ$ ดังแสดงในรูปที่ 4.3(b,c)

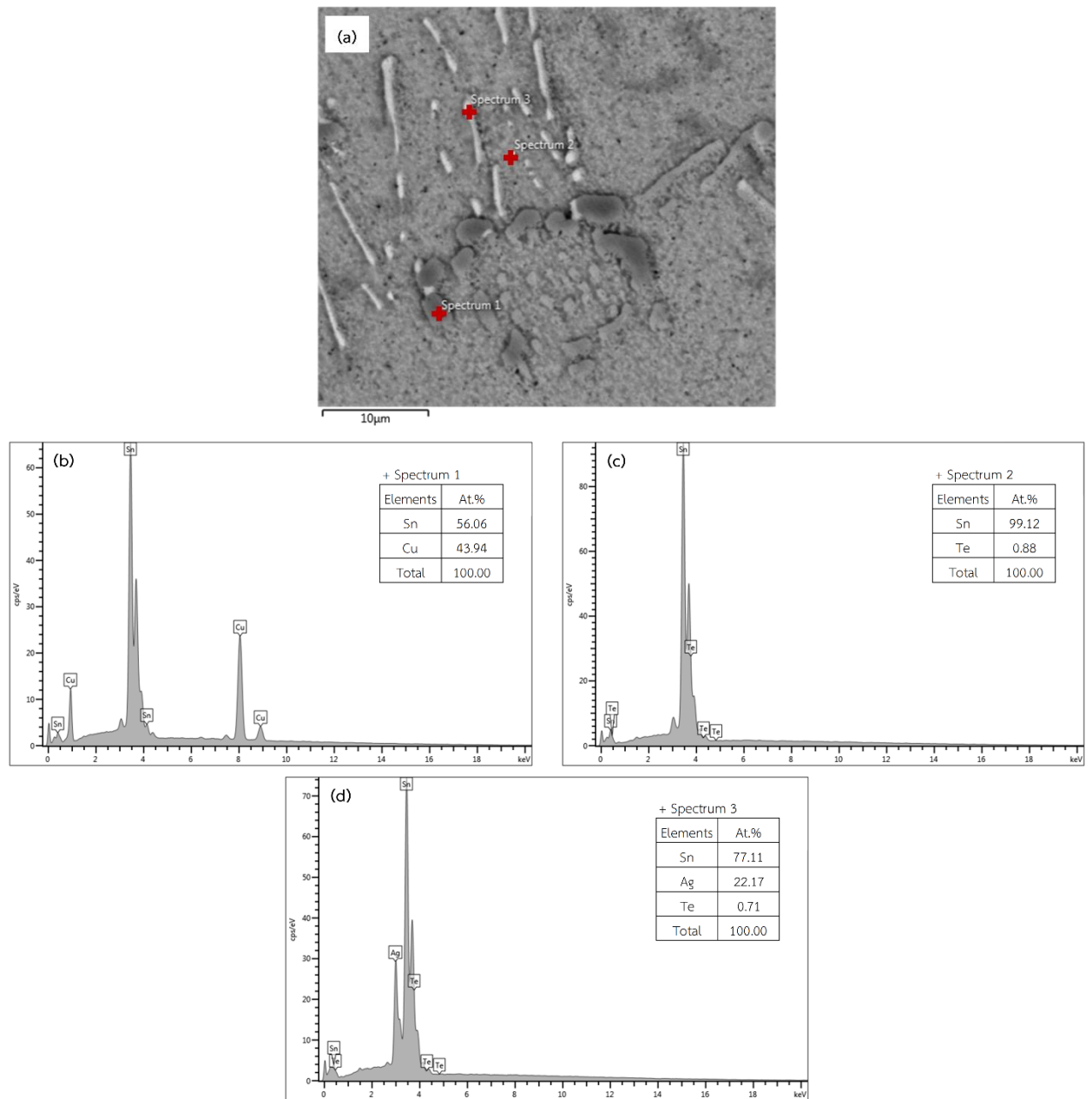


รูปที่ 4.3 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของโลหะบัดกรี (a) SAC105, (b) SAC105-0.5Te และ (c) SAC105-1.5Te

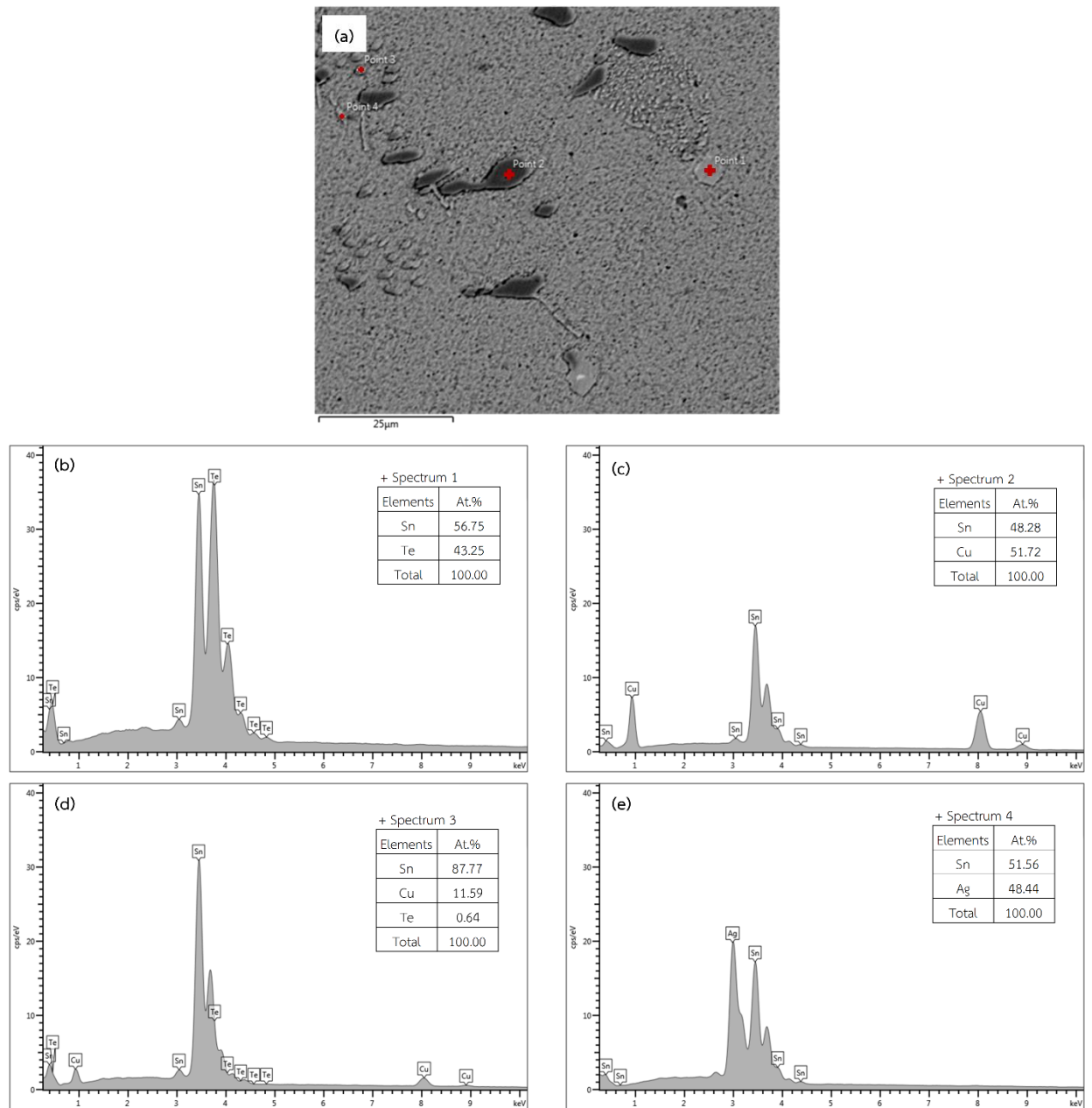
องค์ประกอบเฟสของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วถูกตรวจสอบด้วยเทคนิค EDS พบเฟสสารประกอบเชิงโลหะ Ag_3Sn และ Cu_6Sn_5 กระจายอยู่ในเนื้อพื้นดีบุก ($\beta\text{-Sn}$) ของโลหะบัดกรี SAC105^[1] ดังแสดงในรูปที่ 4.4 และในโลหะบัดกรี SAC105-1.0Te, SAC105-1.5Te และ SAC105-2.0Te พบอนุภาคสารประกอบเชิงโลหะ SnTe ที่ฟอร์มตัวขึ้นใหม่จากการเติมธาตุเทลลูเรียม^[37] ดังแสดงในรูปที่ 4.5-4.7 โดยองค์ประกอบเฟสของโลหะบัดกรีเหล่านี้สรุปได้ดังแสดงในตารางที่ 4.3



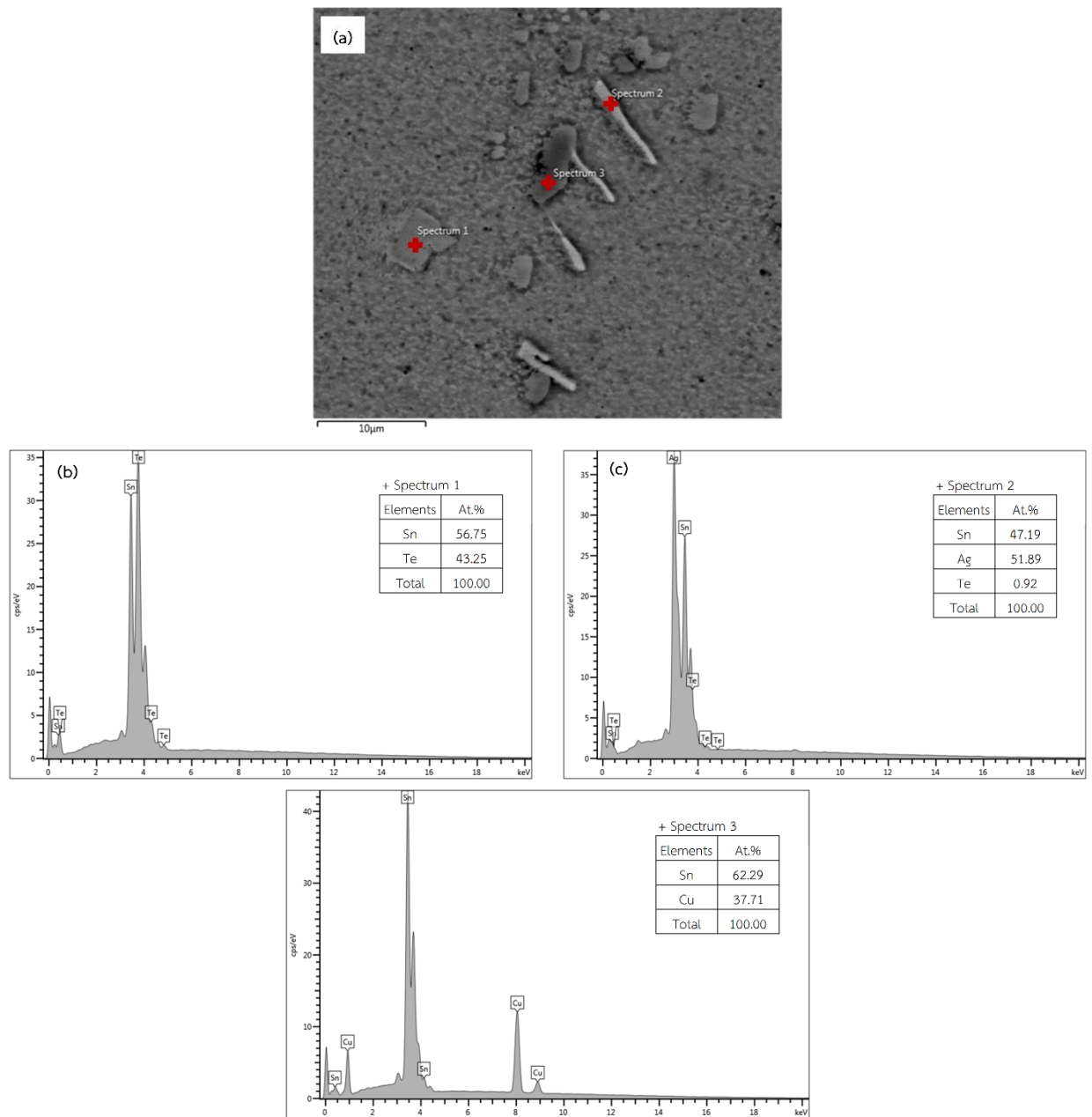
รูปที่ 4.4 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105 (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) Ag_3Sn IMC, (c) Cu_6Sn_5 IMC และ (d) β -Sn



รูปที่ 4.5 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105-1.0Te (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) Cu_6Sn_5 IMC, (c) SnTe IMC และ (d) Ag_3Sn IMC



รูปที่ 4.6 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105-1.5Te (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) SnTe IMC, (c,d) Cu_6Sn_5 IMC และ (e) Ag_3Sn IMC



รูปที่ 4.7 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105-2.0Te (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) SnTe IMC, (c) Ag_3Sn IMC และ (d) Cu_6Sn_5 IMC

ตารางที่ 4.3 ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบเฟสของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วด้วยเทคนิค EDS (at.%)

Solder alloys	Spectrum No	Sn	Ag	Cu	Te
SAC105	1	29.00	71.00	-	-
	2	48.89	-	51.11	-
	3	100.00	-	-	-
SAC105-1.0Te	1	56.06	-	43.94	-
	2	99.12	-	-	0.88
	3	77.11	22.17	-	0.71
SAC105-1.5Te	1	56.75	-	-	43.25
	2	48.28	-	51.72	-
	3	87.77	-	11.59	0.64
	4	51.56	48.44	-	-
SAC105-2.0Te	1	56.75	-	-	43.25
	2	47.19	51.89	-	0.92
	3	62.29	-	37.71	-

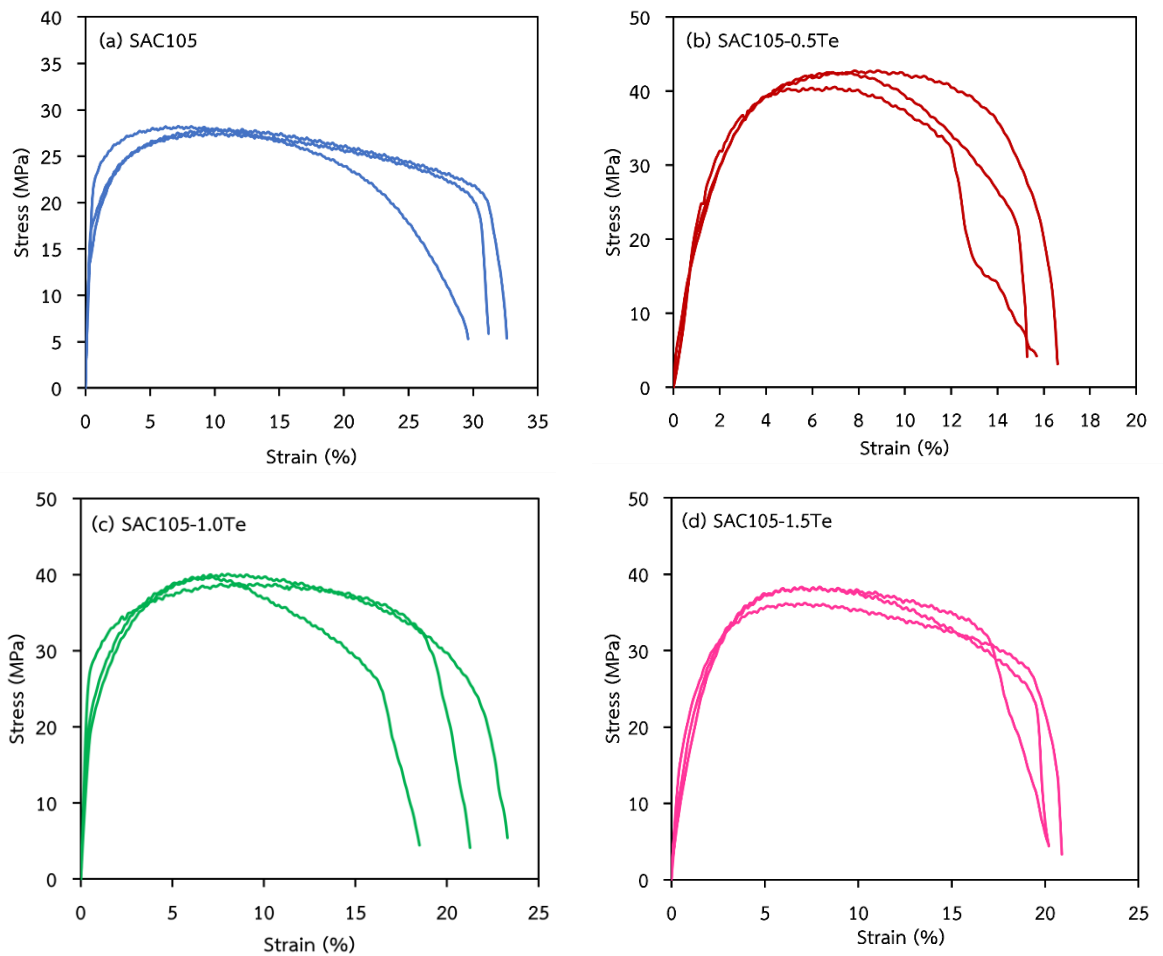
4.3 สมบัติทางกลของของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe

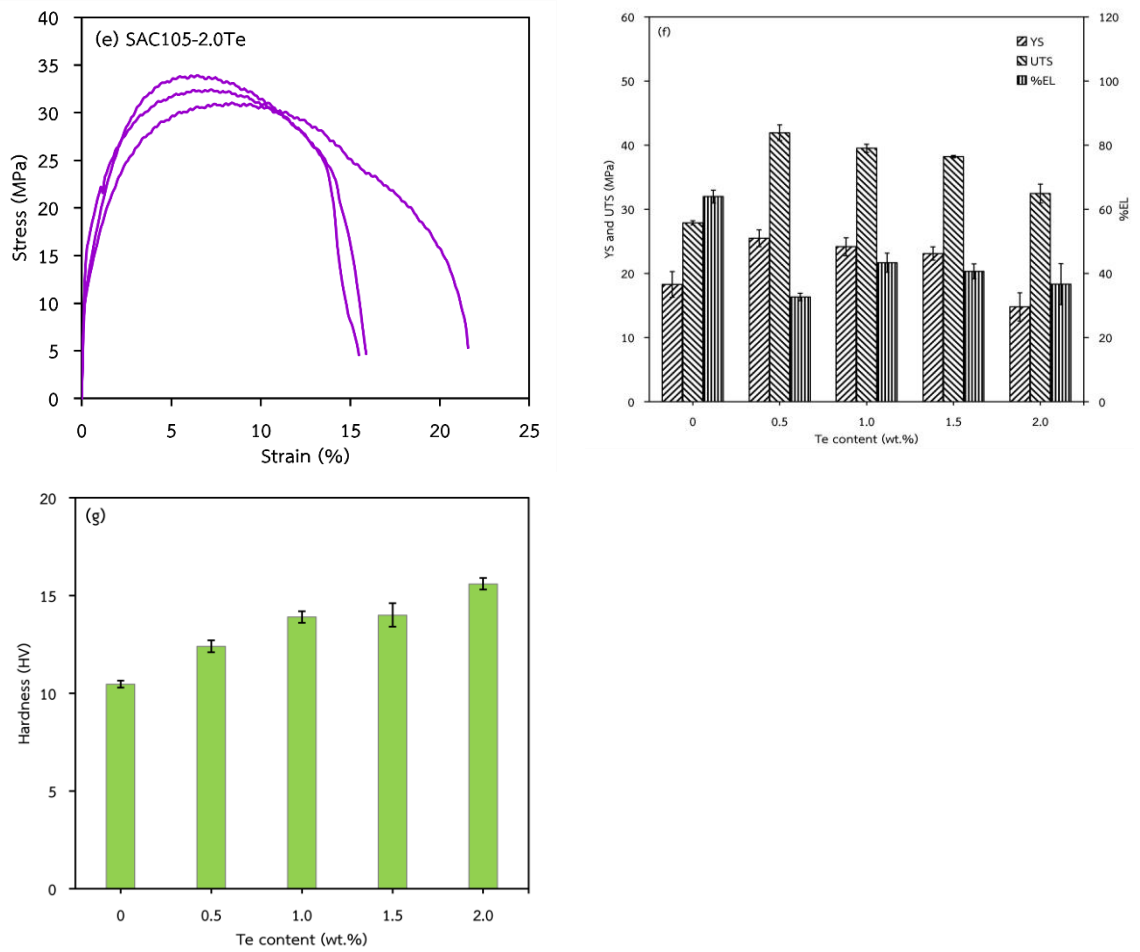
4.3.1 ผลการทดสอบความต้านทานแรงดึง (Tensile test)

ผลการทดสอบความต้านทานแรงดึงของโลหะบัดกรี SAC105-xTe โดยที่ $x = 0, 0.5, 1.0, 1.5$ และ 2.0 wt.% ด้วยเครื่อง UTM พบว่า โลหะบัดกรีทุกชนิดแสดงพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบยืดหยุ่นและการเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบถาวรก่อนการแตกหัก จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเค้น-ความเครียด ดังแสดงในรูปที่ 4.8(a-e) ซึ่งค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด เฟอร์เซนต์การยืดตัว และความแข็งแรง ณ จุดคราก แสดงในตารางที่ 4.4 การเติมเทลลูเรียมส่งผลต่อความต้านทานแรงดึงสูงสุด เฟอร์เซนต์การยืดตัว และความแข็งแรง ณ จุดครากของโลหะบัดกรี SAC105 โดยความแข็งแรง ณ จุดครากเพิ่มขึ้นจาก 18.3 MPa สำหรับ SAC105 เป็น 25.5 MPa สำหรับ SAC105-0.5Te ความต้านทานแรงดึงสูงสุดเพิ่มขึ้นจาก 27.9 MPa สำหรับ SAC105 เป็น 41.9 MPa สำหรับ SAC105-0.5Te และเฟอร์เซนต์การยืดตัวลดลงจาก 32.0% สำหรับ SAC105 เป็น 16.3% สำหรับ SAC105-0.5Te ดังแสดงในรูปที่ 4.8(f) ซึ่งโลหะบัดกรี SAC105-0.5Te มีค่าความแข็งแรงสูงสุดจากชิ้นงานทดสอบทั้งหมด ความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นเป็นผลมาจากการเติมเทลลูเรียมลงในโลหะบัดกรี SAC105 ทำให้เกิดกลไกการเสริมความแข็งแรงด้วยเฟสทุติยภูมิจากการฟอร์มตัวของอนุภาคสารประกอบเชิงโลหะ SnTe ในเนื้อพื้นโลหะบัดกรี^[34,38] ส่งผลให้เกิดการขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันให้เคลื่อนที่ได้ยากขึ้น^[42] นอกจากนี้ การเติมเทลลูเรียมในปริมาณที่มากกว่า 0.5 wt.% ทำให้

ค่าความแข็งแรง ณ จุดครากและความต้านทานแรงดึงสูงสุดของโลหะบัดกรี SAC105 มีแนวโน้มลดลง เนื่องจากเฟสสารประกอบเชิงโลหะโตขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 4.1(h-j)

จากการทดสอบความแข็งของโลหะบัดกรีด้วยเครื่องทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ พบว่า การเติมเทลลูเรียมส่งผลให้ความแข็งของโลหะบัดกรีมีค่าเพิ่มขึ้นเล็กน้อย ดังแสดงในรูปที่ 4.8(g) การเพิ่มขึ้นของความแข็งของโลหะบัดกรี SAC105 เป็นผลมาจากการฟอร์มตัวของอนุภาคสารประกอบเชิงโลหะ SnTe ที่กระจายตัวอยู่ในเนื้อพื้นโลหะบัดกรี จึงส่งผลให้ค่าความแข็งเพิ่มขึ้น^[43]





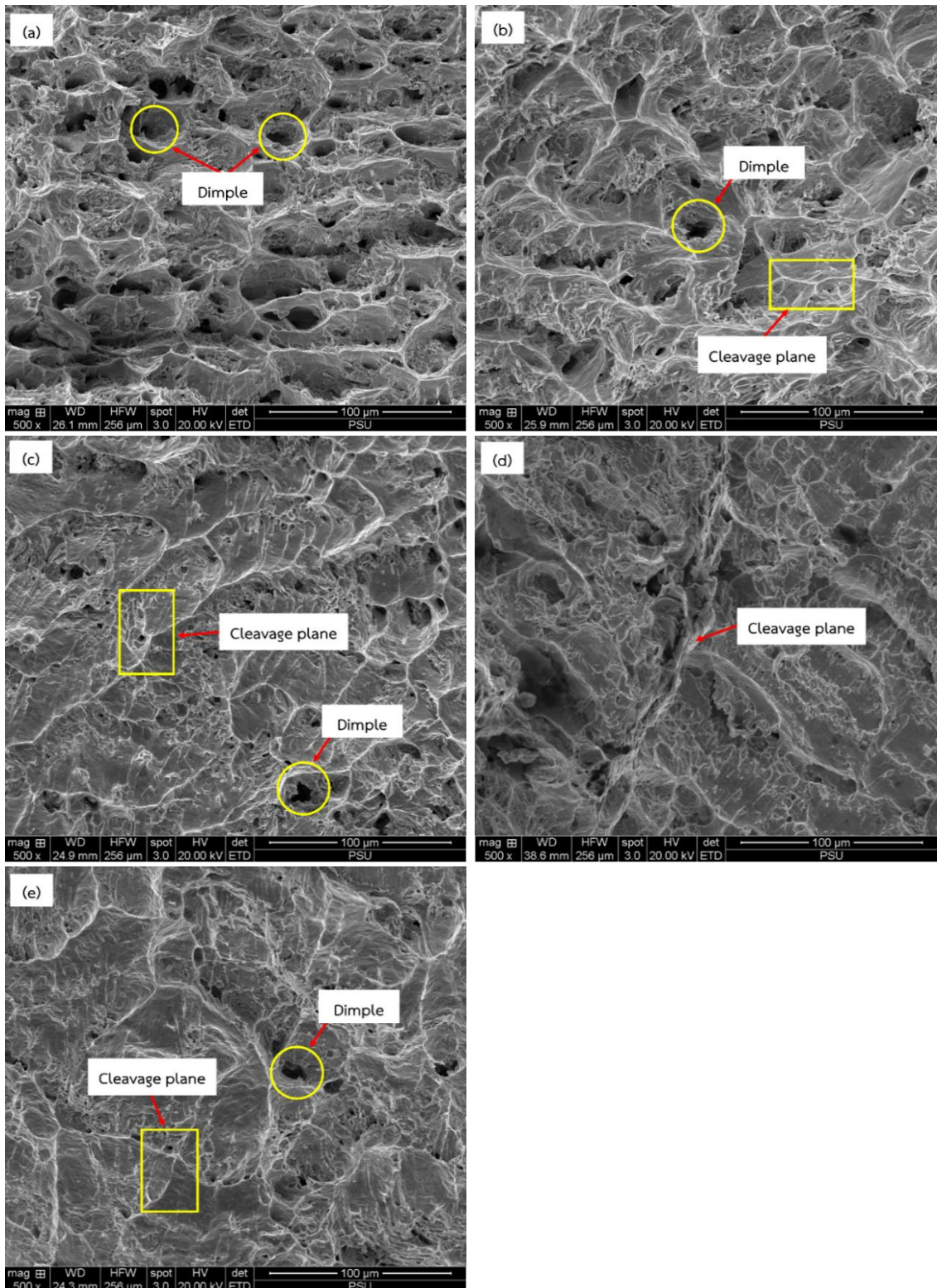
รูปที่ 4.8 กราฟ stress-strain ของโลหะบัดกรี (a) SAC105, (b) SAC105-0.5Te, (c) SAC105-1.0Te, (d) SAC105-1.5Te, (e) SAC105-2.0Te และแผนภูมิแสดง (f) ค่าความต้านทานแรงดึงสูงสุด (UTS) ความแข็งแรง ณ จุดคราก (YS) และเปอร์เซ็นต์การยืดตัว (%EL) และ (g) ความแข็ง (Hardness) ของโลหะบัดกรีที่เติม Te ปริมาณต่าง ๆ

ตารางที่ 4.4 ค่าความแข็งแรง ณ จุดคราก (Yield strength, YS) ความต้านทานแรงดึงสูงสุด (Ultimate tensile strength, UTS) เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (%Elongation, %EL) และความแข็ง (Hardness, HV) ของโลหะบัดกรี SAC105-xTe

Solder alloy	Mechanical properties			
	YS (MPa)	UTS (MPa)	%EL	Hardness (HV)
SAC105	18.3 ± 2.0	27.9 ± 0.3	32.0 ± 1.0	10.5 ± 0.2
SAC105-0.5Te	25.5 ± 1.3	41.9 ± 1.2	16.3 ± 0.6	12.4 ± 0.3
SAC105-1.0Te	24.2 ± 1.4	39.5 ± 0.6	21.7 ± 1.5	13.9 ± 0.3
SAC105-1.5Te	23.1 ± 1.0	38.2 ± 0.2	20.3 ± 1.2	14.0 ± 0.6
SAC105-2.0Te	14.8 ± 2.2	32.5 ± 1.5	18.3 ± 3.2	15.6 ± 0.3

4.3.2 การวิเคราะห์พื้นผิวแตกหัก (Fracture surface)

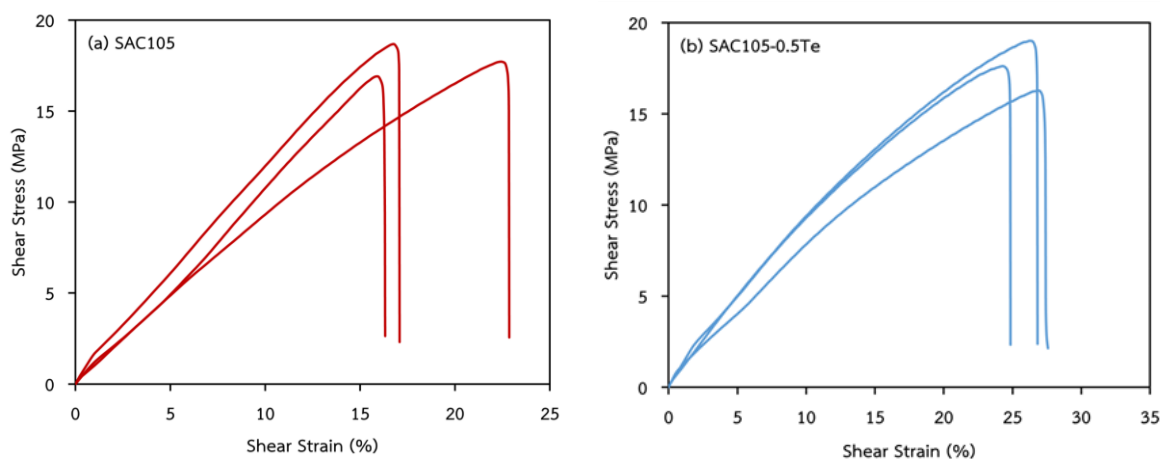
ผิวหน้าการแตกหักของโลหะบัดกรี SAC105 หลังการทดสอบความต้านทานแรงดึง มีลักษณะหยาบ เป็นหลุม (Dimples) เล็ก ๆ ที่เกิดจากช่องว่าง (Voids) จำนวนมากเชื่อมต่อกัน ซึ่งแสดงให้เห็นว่าเกิดการเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบถาวรก่อนเกิดการแตกหัก และสามารถบ่งบอกได้ว่าการแตกหักแบบเหนียว (Ductile fracture) ภายใต้อิทธิพลการได้รับแรงดึงด้วยการลดลงของพื้นที่หน้าตัดที่เรียกว่า คอคอด ดังแสดงในรูปที่ 4.9(a) เมื่อเติมเทลลูเรียมลงในโลหะบัดกรี SAC105 พบว่าพฤติกรรมการแตกหักของโลหะบัดกรีทั้งหมดเป็นแบบผสมระหว่างการแตกหักแบบเหนียวและการแตกหักแบบเปราะ (Mixed ductile and brittle fracture) เมื่อเปรียบเทียบผิวหน้าแตกหักของโลหะบัดกรีที่เติมเทลลูเรียม พบว่ามีหลุมน้อยกว่าโลหะบัดกรี SAC105 และมีระนาบรอยแตก (Cleavage planes) หรือพื้นผิวที่มีลักษณะเรียบกว่าค่อนข้างมาก ซึ่งบ่งชี้ให้เห็นถึงกลไกการแตกหักแบบเปราะ (Brittle fracture) ดังแสดงในรูปที่ 4.9(b-e) การเปลี่ยนแปลงผิวหน้าแตกหักนี้เกิดจากเฟสสารประกอบเชิงโลหะที่แข็งและเปราะบนขอบเกรนของเนื้อพื้นดีบุก ซึ่งลดการแยกหลุมออกจากกันอย่างรวดเร็วนบนผิวหน้าแตกหัก เป็นผลมาจากการยืดตัวที่ลดลงของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วอันเนื่องมาจากค่าความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นเมื่อเติมเทลลูเรียมลงในโลหะบัดกรี^[44,45]

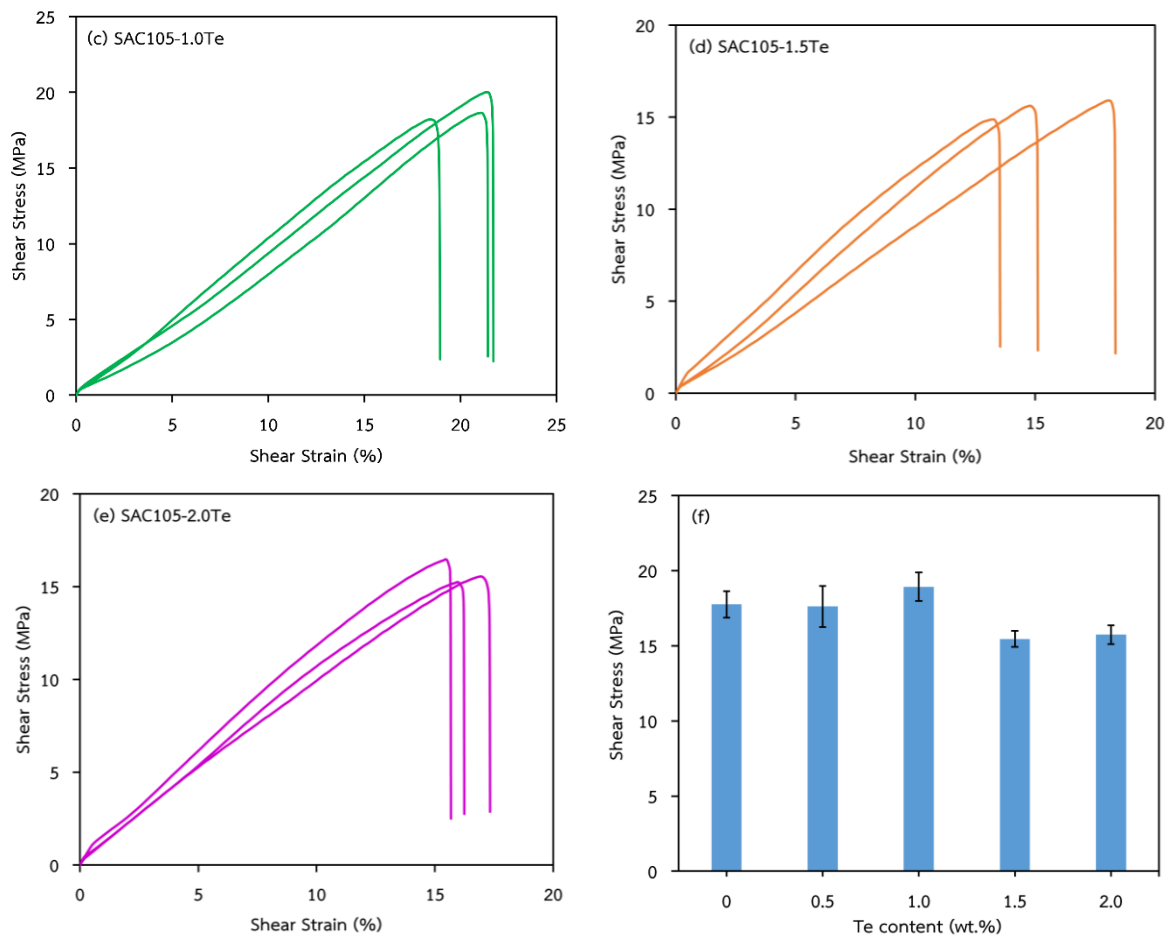


รูปที่ 4.9 ภาพถ่าย SEM พื้นผิวรอยแตกของโลหะบัดกรี (a) SAC105, (b) SAC105-0.5Te, (c) SAC105-1.0Te, (d) SAC105-1.5Te และ (e) SAC105-2.0Te หลังจากการทดสอบความต้านทานแรงดึง

4.4 ความต้านทานแรงเฉือนของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe/Cu

การทดสอบความต้านทานแรงเฉือน (Shear test) ใช้เพื่อประเมินความน่าเชื่อถือของข้อต่อโลหะบัดกรี (Solder joint) ภายใต้แรงทางกล โลหะบัดกรี SAC105-xTe/Cu ($x = 0, 0.5, 1.0, 1.5, 2.0$ wt.%) ด้วยกระบวนการบัดกรีแบบรีโฟลว์ที่อุณหภูมิ $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ เป็นเวลา 5 min กราฟ Shear stress-Shear strain แสดงให้เห็นว่าโลหะบัดกรีมีพฤติกรรมการเปลี่ยนแปลงรูปร่างแบบยืดหยุ่นก่อนที่จะถึงจุดแตกหัก (Break point) ภายใต้ความความเค้นเฉือนสูงสุด (Ultimate shear stress) ดังแสดงในรูปที่ 4.10(a-e) การเติมเทลลูเรียมส่งผลต่อความต้านทานแรงเฉือนของโลหะบัดกรี SAC105/Cu เพียงเล็กน้อย ดังแสดงในรูปที่ 4.10(f) ซึ่งโลหะบัดกรี SAC105/Cu, SAC105-0.5Te/Cu, SAC105-1.0Te/Cu, SAC105-1.5Te/Cu และ SAC105-2.0Te/Cu มีค่าความต้านทานแรงเฉือนเท่ากับ 17.8 ± 0.9 , 17.6 ± 1.4 , 18.9 ± 0.9 , 15.5 ± 0.5 และ 15.7 ± 0.6 MPa ตามลำดับ จะเห็นได้ว่า เมื่อเติมเทลลูเรียมในปริมาณที่มากขึ้น ค่าความต้านทานแรงเฉือนของโลหะบัดกรีมีแนวโน้มลดลง ซึ่งเกี่ยวข้องกับความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นบริเวณอินเตอร์เฟซระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นทองแดง โดยความต้านทานแรงเฉือนจะลดลงเมื่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น โลหะบัดกรี SAC105-1.5Te/Cu มีความต้านทานแรงเฉือนต่ำที่สุด เป็นผลมาจากความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มีความหนามากที่สุด ในขณะที่โลหะบัดกรี SAC105-1.0Te/Cu มีความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะน้อยที่สุด จึงส่งผลให้มีค่าความต้านทานแรงเฉือนมากที่สุด ค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะแสดงในตารางที่ 4.5

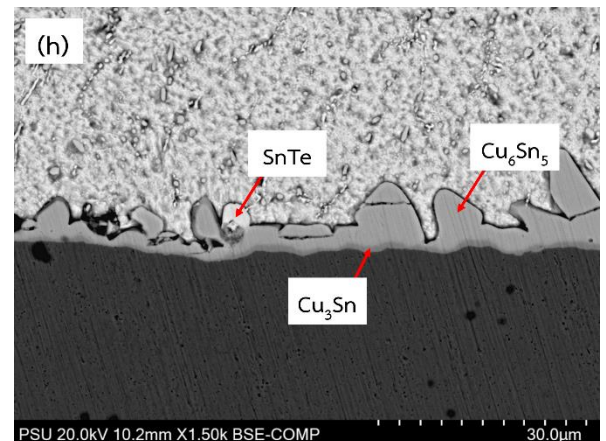
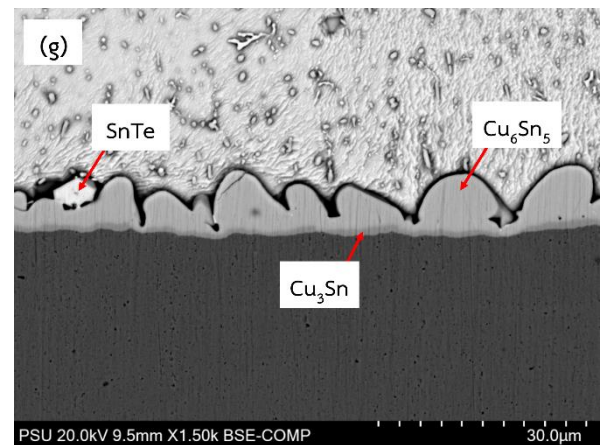
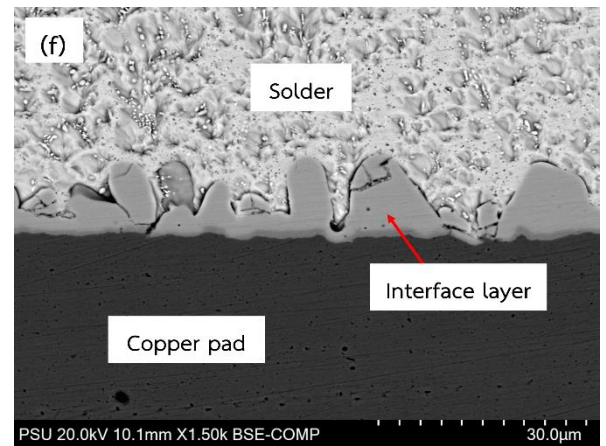
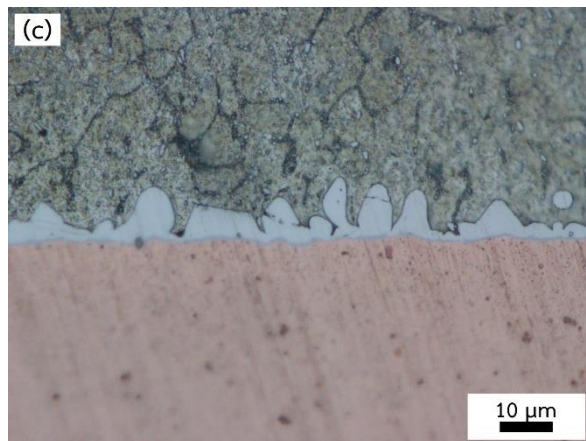
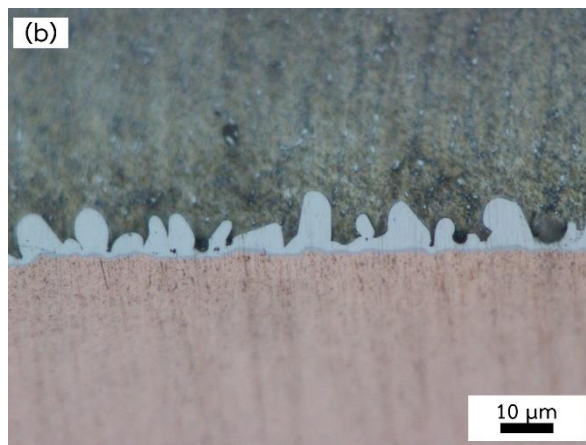
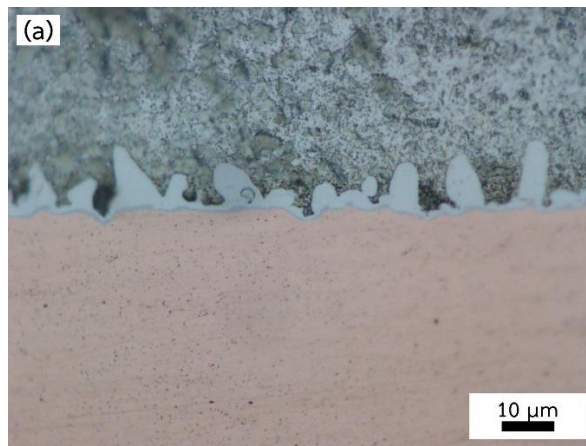


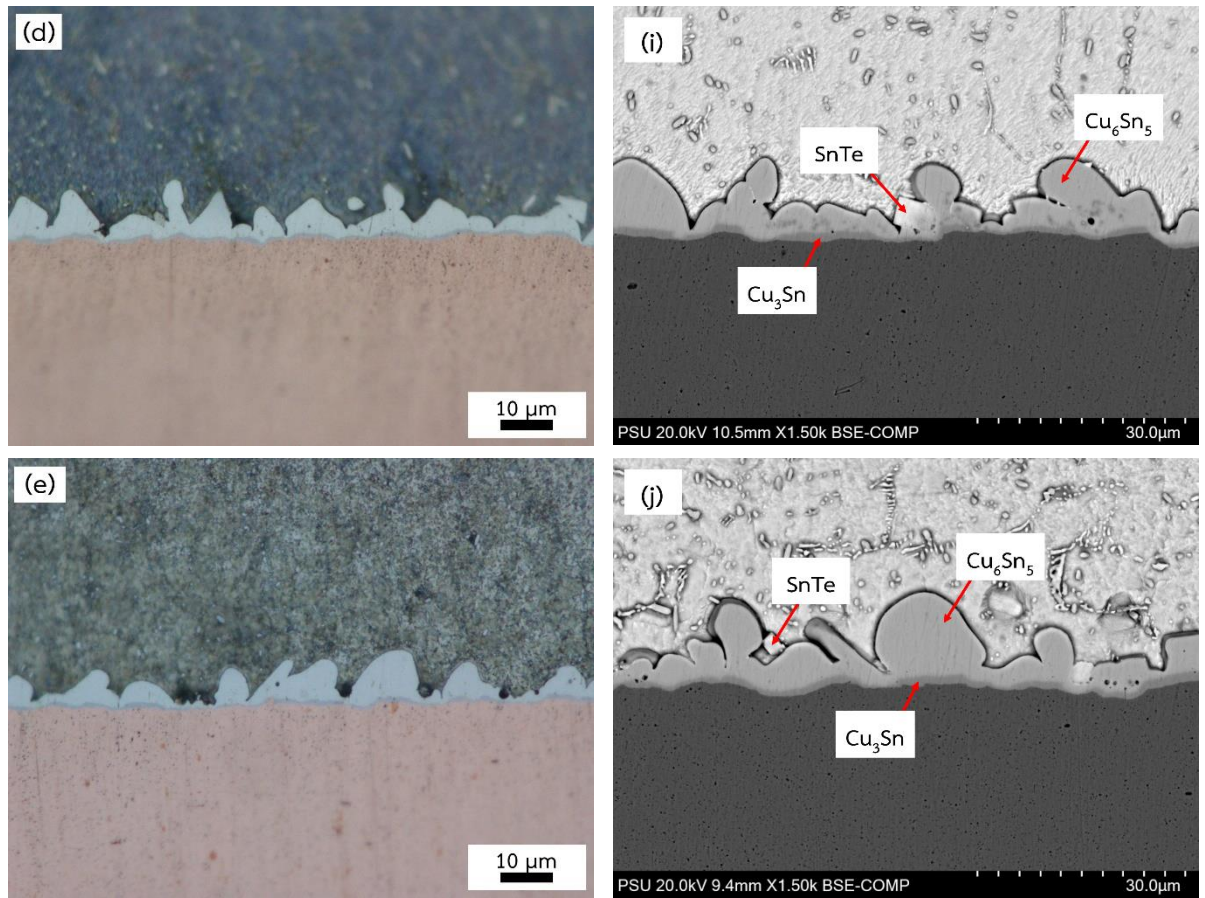


รูปที่ 4.10 กราฟ Shear stress-Shear strain ของโลหะบัดกรี (a) SAC105, (b) SAC105-0.5Te, (c) SAC105-1.0Te, (d) SAC105-1.5Te, (e) SAC105-2.0Te และแผนภูมิแสดง (f) ค่าความต้านทานแรงเฉือนของโลหะบัดกรี SAC105/Cu ที่เติม Te ปริมาณต่าง ๆ

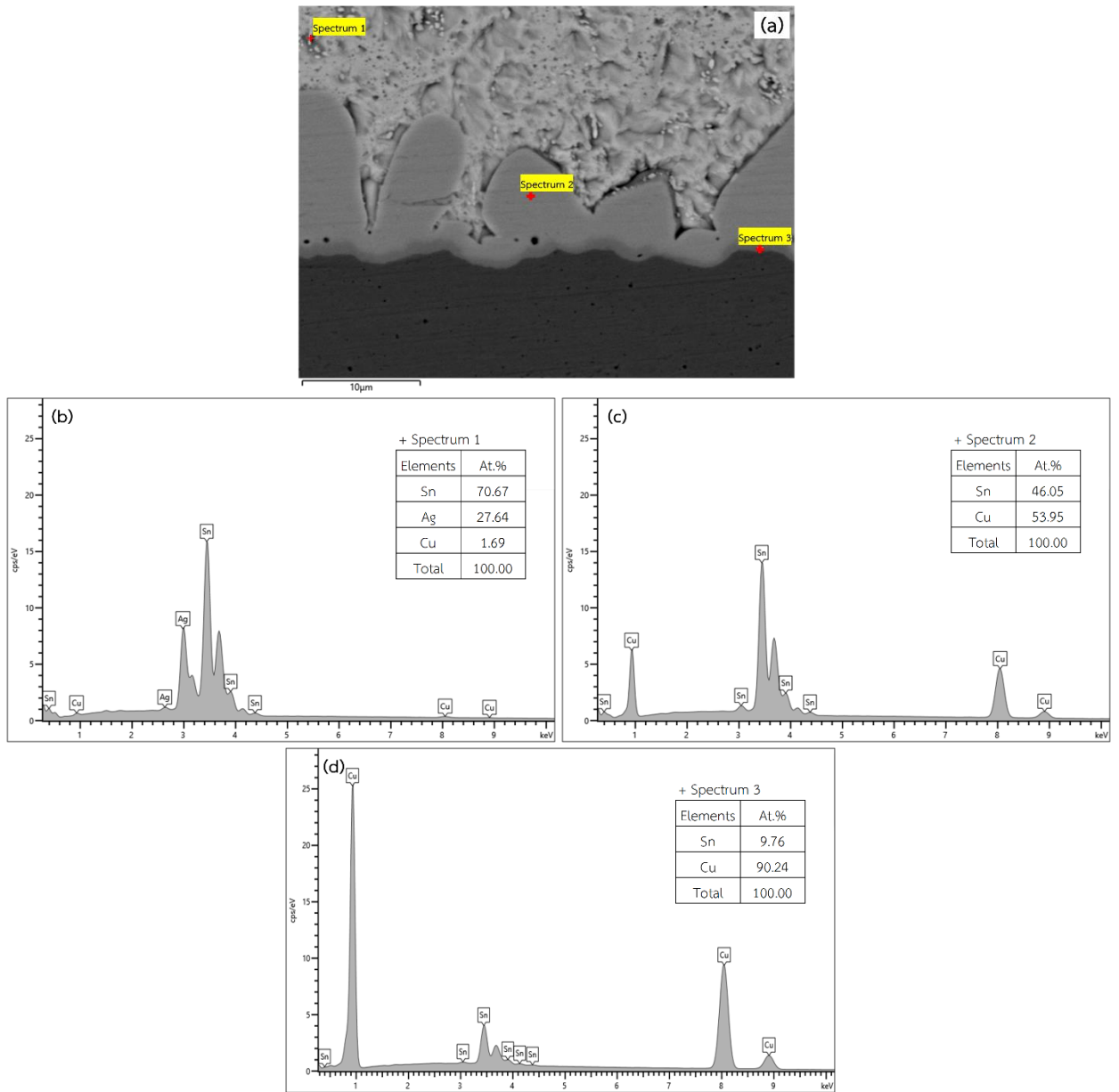
4.5 สันฐานวิทยาและความหนาของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe/Cu

จากการตรวจสอบอินเตอร์เฟซระหว่างโลหะบัดกรีและวัสดุฐานทองแดงหลังการทดสอบความสามารถเปียกด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด แสดงให้เห็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ 2 ชั้น ได้แก่ ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 ที่มีรูปร่างคล้ายหอยเชลล์ (Scallop-shape) และ Cu_3Sn ที่เป็นชั้นบาง ๆ ระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 และแผ่นทองแดง ซึ่งเกิดจากการแพร่ของอะตอมทองแดง (Cu) จากแผ่นทองแดงไปยังโลหะบัดกรี และการแพร่ของอะตอมดีบุก (Sn) จากโลหะบัดกรีไปยังแผ่นทองแดง^[46,47] ดังแสดงในรูปที่ 4.11 การเติมเทลลูเรียมทำให้เกิดการฟอร์มตัวของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ SnTe ระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 และโลหะบัดกรี ดังแสดงในรูปที่ 4.11(g-j) ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบเฟสด้วยเทคนิค EDS ดังแสดงในรูปที่ 4.12-4.14 สามารถยืนยันได้ว่าเกิดเฟสสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 , Cu_3Sn และ SnTe ที่บริเวณอินเตอร์เฟซระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นทองแดงจริง

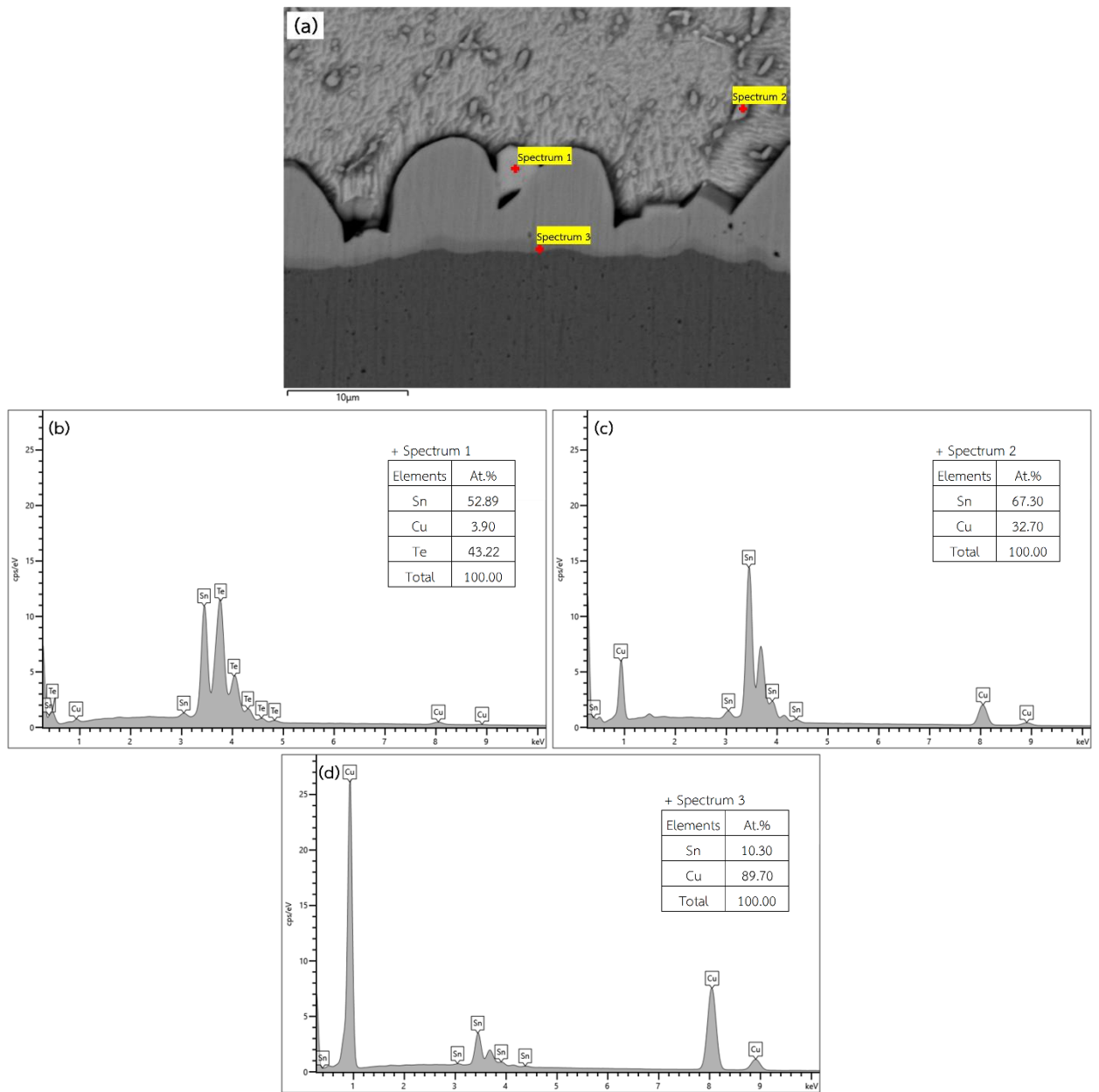




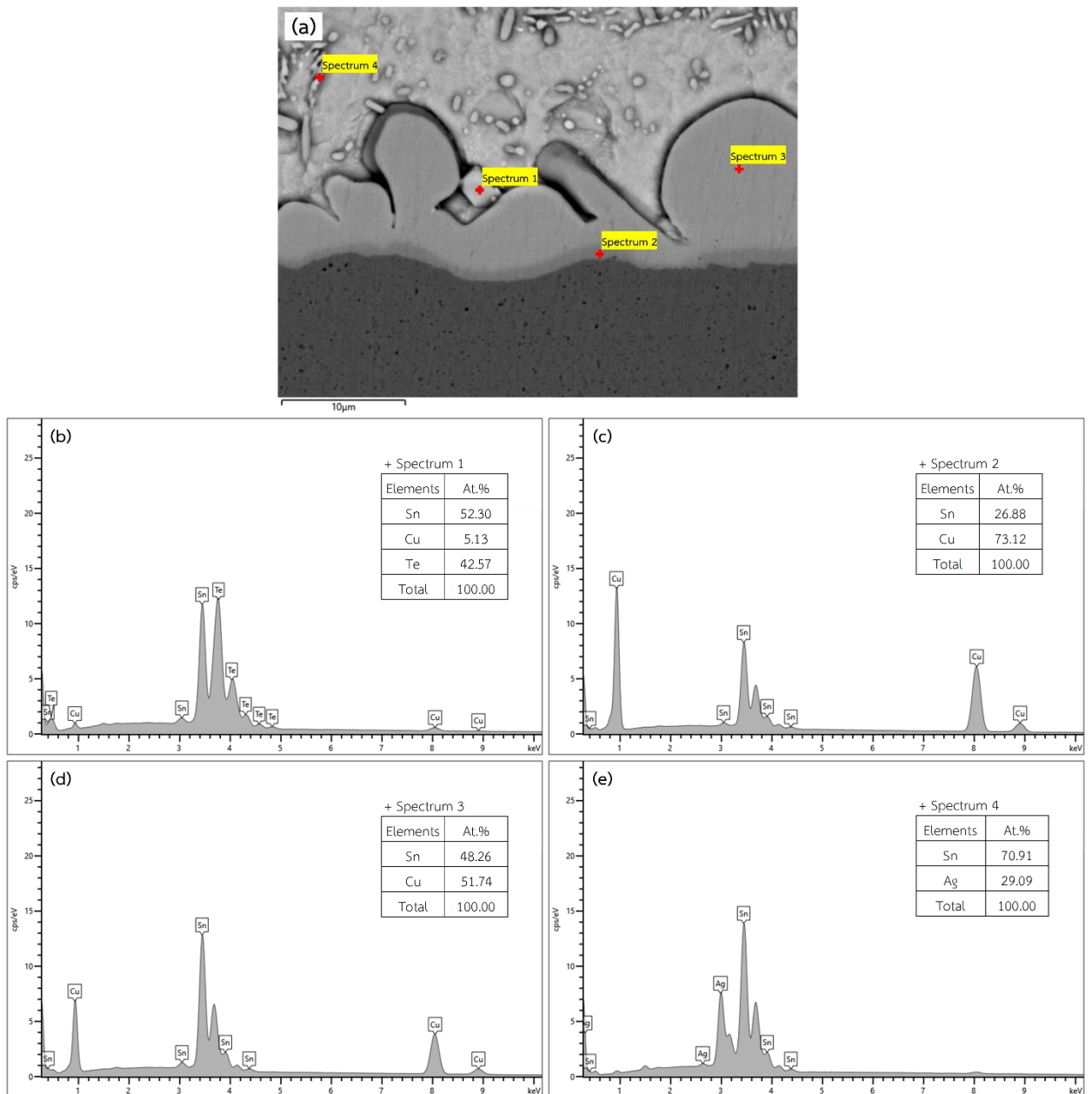
รูปที่ 4.11 ภาพถ่าย OM-SEM ภาคตัดขวางของโลหะบัดกรีบนวัสดุฐานทองแดง (a,f) SAC105/Cu, (b,g) SAC105-0.5Te/Cu, (c,h) SAC105-1.0Te/Cu, (c,i) SAC105-1.5Te/Cu และ (d,j) SAC105-2.0Te/Cu



รูปที่ 4.12 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105 (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) Ag_3Sn IMC, (c) Cu_6Sn_5 IMC และ (d) Cu_3Sn IMC



รูปที่ 4.13 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105-0.5Te (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) SnTe IMC, (c) Cu_6Sn_5 IMC และ (d) Cu_3Sn IMC



รูปที่ 4.14 ภาพ SEM-EDS ของโลหะบัดกรี SAC105-2.0Te (a) โครงสร้างจุลภาค, (b) SnTe IMC, (c) Cu₃Sn IMC, (d) Cu₆Sn₅ IMC และ (e) Ag₃Sn IMC

ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (\bar{h}) ของโลหะบัดกรี SAC105-xTe/Cu สามารถวัดได้จากพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะทั้งหมดหลังกระบวนการบัดกรี (A) และความยาวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (L_x) ด้วยโปรแกรม ImageJ^[48] ชั้นสารประกอบเชิงโลหะบริเวณอินเตอร์เฟซระหว่างโลหะบัดกรีและแผ่นทองแดงของโลหะบัดกรี SAC105/Cu, SAC105-0.5Te/Cu, SAC105-1.0Te/Cu, SAC105-1.5Te/Cu และ SAC105-2.0Te/Cu มีความหนาสุทธิ (Total thickness) ประมาณ 6.76, 6.50, 5.58, 7.11 และ 6.90 μm ตามลำดับ ดังแสดงในตารางที่ 4.5 จะเห็นได้ว่า

การเติมเทลลูเรียมลงในโลหะบัดกรี SAC105/Cu ไม่ได้ส่งผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะอย่างมีนัยสำคัญ

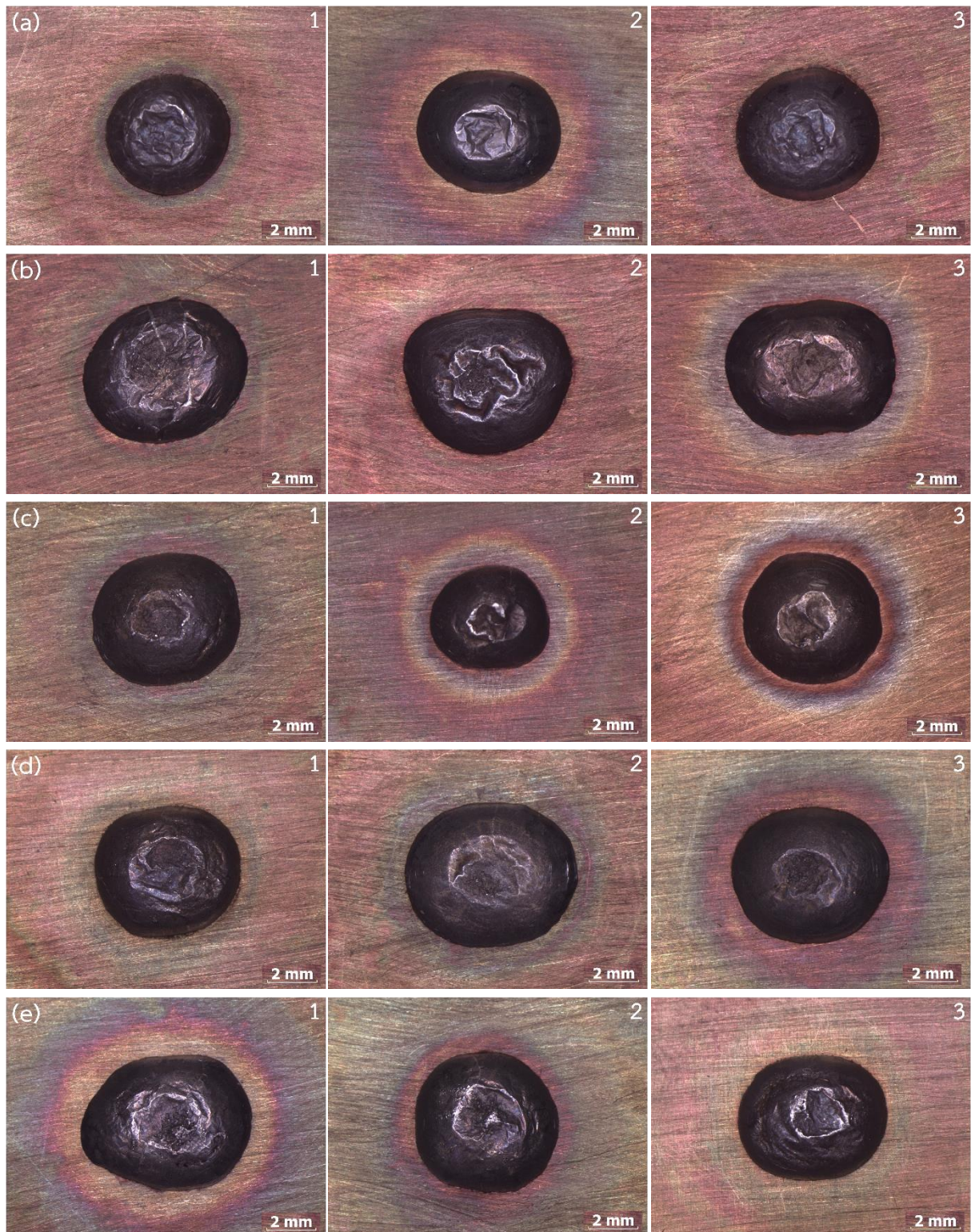
ตารางที่ 4.5 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของโลหะบัดกรี SAC105-xTe/Cu

Sample	Thickness of interfacial layer (μm), $\bar{h} = A/L_x$		
	Cu ₆ Sn ₅	Cu ₃ Sn	Total
SAC105/Cu	5.78	0.98	6.76
SAC105-0.5Te/Cu	5.42	1.08	6.50
SAC105-1.0Te/Cu	4.75	0.83	5.58
SAC105-1.5Te/Cu	6.02	1.09	7.11
SAC105-2.0Te/Cu	5.83	1.07	6.90

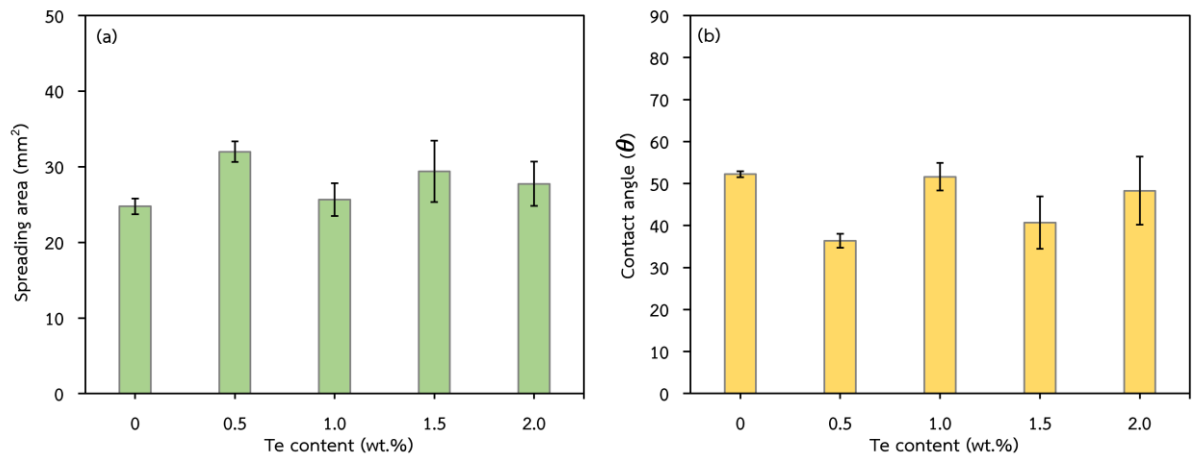
4.6 ความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC105-xTe/Cu

การทดสอบความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรี SAC105, SAC105-0.5Te, SAC105-1.0Te, SAC105-1.5Te และ SAC105-2.0Te บนวัสดุฐานทองแดงประเมินจากมุมสัมผัสที่เกิดขึ้นระหว่างโลหะบัดกรีและวัสดุฐาน และพื้นที่การแผ่กระจายตัวของโลหะบัดกรี ดังแสดงในรูปที่ 4.15 พบว่า พื้นที่การแผ่กระจายตัวของโลหะบัดกรีที่เติมเทลลูเรียมมีค่าเพิ่มขึ้น ซึ่งมีค่ามากกว่าโลหะบัดกรี SAC105/Cu ดังแสดงในรูปที่ 14.16(a) โดยโลหะบัดกรี SAC105-0.5Te/Cu มีค่าพื้นที่การแผ่กระจายตัวมากที่สุด แสดงให้เห็นว่ามีความสามารถในการเชื่อมประสานระหว่างโลหะบัดกรีกับแผ่นทองแดงได้ดีที่สุด

สำหรับมุมสัมผัสดังแสดงในรูปที่ 4.16(b) มีผลสอดคล้องกับพื้นที่การแผ่กระจายตัว โดยมุมสัมผัสของโลหะบัดกรีที่เติมเทลลูเรียมมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณเทลลูเรียมเพิ่มขึ้น โดยมีค่าอยู่ในช่วง 36.4° - 51.6° ซึ่งน้อยกว่าโลหะบัดกรี SAC105/Cu เนื่องจากเทลลูเรียมช่วยลดแรงตึงผิว (Surface tension) ของโลหะบัดกรี^[25] ค่ามุมสัมผัสของโลหะบัดกรีทั้งหมดอยู่ในช่วงการเปียก (Wetting range) ที่ยอมรับได้ โดยโลหะบัดกรีที่เติมเทลลูเรียม 0.5 wt.% มีความสามารถในการเปียกผิวดีกว่าสูตรอื่น ($\theta \geq 30^\circ < 40^\circ$) ทำให้บัดกรีขึ้นส่วนอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์เข้ากับแผงวงจรได้ดีขึ้น ค่ามุมสัมผัสและพื้นที่การแผ่กระจายตัวของโลหะบัดกรีสรุปไว้ในตารางที่ 4.6



รูปที่ 4.15 ภาพถ่าย OM หลังทดสอบการกระจาย (Spreading test) ของโลหะบัดกรี
 (a) SAC105/Cu, (b) SAC105-0.5Te/Cu, (c) SAC105-1.0Te/Cu, (d) SAC105-1.5Te/Cu และ
 (e) SAC105-2.0Te/Cu



รูปที่ 4.16 ศึกษาความสามารถการเปียก (Wettability) ของโลหะบัดกรี SAC105-xTe/Cu โดยประเมินจาก (a) พื้นที่การแผ่กระจายตัว (Spreading area, S_a) และ (b) มุมสัมผัส (Contact angle, θ)

ตารางที่ 4.6 ความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรี

Solder alloys	Contact angle (θ , °)	Spreading area (S_a , mm ²)
SAC105/Cu	52.2 ± 0.7	24.8 ± 1.1
SAC105-0.5Te/Cu	36.4 ± 1.6	32.0 ± 1.3
SAC105-1.0Te/Cu	51.6 ± 3.3	25.6 ± 2.2
SAC105-1.5Te/Cu	40.7 ± 6.2	29.4 ± 4.1
SAC105-2.0Te/Cu	48.3 ± 8.1	27.8 ± 2.9

บทที่ 5

สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ

การศึกษาผลกระทบของการเติมเทลลูเรียมต่อโครงสร้างจุลภาค พฤติกรรมทางความร้อน สมบัติทางกล และความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรี SAC105-xTe (x = 0, 0.5, 1.0, 1.5, 2.0 wt.%) สามารถสรุปได้ดังนี้

5.1 สรุปผลการวิจัย

1. การเติมเทลลูเรียมส่งผลต่ออุณหภูมิหลอมเหลวและช่วงการหลอมเหลวเพียงเล็กน้อย แต่ส่งผลต่ออันเดอร์คูลิงของโลหะบัดกรีอย่างมีนัยสำคัญ
2. โครงสร้างโลหะบัดกรี SAC105 ประกอบด้วยเฟส β -Sn และเฟสสารประกอบเชิงโลหะ Cu_6Sn_5 และ Ag_3Sn บริเวณยูเทคติก การเติมเทลลูเรียมทำให้เกิดการฟอร์มตัวของเฟสสารประกอบเชิงโลหะ SnTe รวมถึงส่งผลให้เฟสสารประกอบเชิงโลหะหายบั้น
3. การเติมเทลลูเรียมลงในโลหะบัดกรี SAC105 ส่งผลให้ความต้านทานแรงดึง ความแข็งแรง ณ จุดคราก และความแข็งเพิ่มขึ้น และเปอร์เซ็นต์การยึดตัวลดลงอย่างมีนัยสำคัญ
4. พื้นผิวแตกหักของโลหะบัดกรี SAC105 แสดงรูปแบบการแตกหักแบบเหนียว ในขณะที่เกิดรูปแบบการแตกหักแบบผสมระหว่างแบบเหนียวและแบบเปราะพบในโลหะบัดกรีที่มีการเติมเทลลูเรียม
5. การเติมเทลลูเรียมส่งผลต่อความต้านทานแรงเฉือนของโลหะบัดกรีเพียงเล็กน้อย และมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณเทลลูเรียมมากขึ้น
6. การเติมเทลลูเรียมลงในโลหะบัดกรี SAC105 ทำให้ความสามารถการเปียกของโลหะบัดกรีดีขึ้น พื้นที่การแผ่กระจายตัวเพิ่มขึ้น และมุมสัมผัสลดลง แต่ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีและวัสดุฐานทองแดงไม่ได้รับผลกระทบจากการเติมเทลลูเรียมอย่างมีนัยสำคัญ

5.2 ข้อเสนอแนะ

1. ก่อนกระบวนการหลอมโลหะควรย่อยโลหะที่จะนำไปหลอมเป็นชิ้นเล็ก ๆ เพื่อให้สามารถหลอมเหลวได้ง่าย และต้องคำนึงถึงจุดหลอมเหลวของโลหะกับอุณหภูมิที่ใช้หลอมด้วยเพื่อให้โลหะหลอมละลายได้อย่างสมบูรณ์
2. พบปัญหาในการหลอมน้ำโลหะ โดยเทลลูเรียมที่ใส่ลงไปน้้าหลอมพร้อมโลหะพื้นละลายและเกิดการออกซิเดชันรวมตัวกันเป็นก้อนจมอยู่ก้นน้้าหลอม จึงควรหลอมโลหะพื้นก่อนแล้วจึงค่อย ๆ เติมเทลลูเรียมพร้อมน้้าโลหะทุกครั้งหลังเติมจนกระทั่งเทลลูเรียมหลอมละลายทั้งหมด

เอกสารอ้างอิง

- [1] F. Wang, M. O’Keefe, B. Brinkmeyer, Microstructural evolution and tensile properties of Sn–Ag–Cu mixed with Sn–Pb solder alloys, *J. Alloys Compd.* **477**, 267-273 (2009). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.10.141>.
- [2] M. Zhao, L. Zhang, Z.Q. Liu, M.Y. Xiong, L. Sun, Structure and properties of Sn-Cu lead-free solders in electronics packaging, *Sci. Technol. Adv. Mater.* **20**, 421-444 (2019). <https://doi.org/10.1080%2F14686996.2019.1591168>.
- [3] F. Yang, L. Zhang, Z.Q. Liu, S.J. Zhong, J. Ma, L. Bao, Properties and Microstructures of Sn-Bi-X Lead-Free Solders, *Adv. Mater. Sci. Eng.* **2016**, 9265195 (2016). <https://www.hindawi.com/journals/amse/2016/9265195/>.
- [4] W.R. Osório, D.R. Leiva, L.C. Peixoto, L.R. Garcia, A. Garcia, Mechanical properties of Sn–Ag lead-free solder alloys based on the dendritic array and Ag₃Sn morphology, *J. Alloys Compd.* **562**, 194-204 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.02.050>.
- [5] J. Sopoušek, M. Palcut, E. Hodúlová, J. Janovec, Thermal Analysis of the Sn-Ag-Cu-In Solder Alloy, *J. Electron. Mater.* **39**, 312-317 (2010). <https://doi.org/10.1007/s11664-009-1070-2>.
- [6] S.A. Belyakov, J. Xian, K. Sweatman, T. Nishimura, T. Akaiwa, C.M. Gourlay, Influence of bismuth on the solidification of Sn-0.7Cu-0.05Ni-xBi/Cu joints, *J. Alloys Compd.* **701**, 321-334 (2017). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.404>.
- [7] T. Luo, Z. Chen, A. Hu, M. Li, P. Li, Study on low-Ag content Sn-Ag-Zn/Cu solder joints, *Microelectron. Reliab.* **53**, 2018-2029 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.microrel.2013.06.010>.
- [8] T. Kobayashi, K. Kobayashi, K. Mitsui, I. Shohji, Comparison of Sn-5Sb and Sn-10Sb Alloys in Tensile and Fatigue Properties Using Miniature Size Specimens, *Adv. Mater. Sci. Eng.* **2018**, 1416942 (2018). <https://doi.org/10.1155/2018/1416942>.
- [9] D.A.A. Shnawah, S.B.M. Said, M.F.M. Sabri, I.A. Badruddin, F.X. Che, High-Reliability Low-Ag-Content Sn-Ag-Cu Solder Joints for Electronics Applications, *J. Electron. Mater.* **41**, 2631-2658 (2012). <https://doi.org/10.1007/s11664-012-2145-z>.
- [10] Y. Chen, Z.C. Meng, L.Y. Gao, Z.Q. Liu, Effect of Bi addition on the shear strength and failure mechanism of low-Ag lead-free solder joints, *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **32**, 2172–2186 (2021). <https://doi.org/10.1007/s10854-020-04982-4>.

- [11] กอแก้ว อินทร์คง และ ไพโรจน์ สังขไพฑูรย์. (2560). โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่วชนิด Sn-0.3Ag-0.7Cu-0.5Sb. *ประเทศไทย 4.0 วิจัยขับเคลื่อนสังคม*: 102-108.
- [12] อรจิตร แจ่มแสง, ปิยะวรรณ สุนาสวน และ นิวัฒน์ มูแก้ม. (2557). การศึกษาปัจจัยที่ส่งผลกระทบต่อค่าความต้านทานแรงเฉือนระหว่างเหล็กกล้าไร้สนิมและโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว. <http://repository.rmutr.ac.th/bitstream/handle/123456789/435/Fulltext> (สืบค้นเมื่อ 15 สิงหาคม 2564).
- [13] A.A. El-Daly, A.E. Hammad, A. Fawzy, D.A. Nasrallah, Microstructure, mechanical properties, and deformation behavior of Sn–1.0Ag–0.5Cu solder after Ni and Sb additions, *Mater. Des.* **43**, 40-49 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.058>.
- [14] ประพิศ ประคุณหังสิต และ วาสนา คงสุข. (2544). โลหะบัดกรี. *วารสารกรมวิทยาศาสตร์บริการ* 49 (155): 21-23. http://lib3.dss.go.th/fulltext/dss_j/2544_49_155_p21-23.pdf (สืบค้นเมื่อ 15 สิงหาคม 2564).
- [15] Chemical properties of tellurium-Health effects of tellurium-Environmental effects of tellurium. (ม.ป.ป). Lenntech. <https://www.lenntech.com> (สืบค้นเมื่อ 27 พฤษภาคม 2565).
- [16] Production and casting of aerospace metals, *Introduction to Aerospace Materials* **2012**, 128-153. <https://www.sciencedirect.com/topics/engineering/permanent-mold-casting>.
- [17] Academic Gain Tutorials. (2020). The Basic Permanent Mold Casting Process. <https://www.youtube.com/watch?v=zehu501IKEA> (สืบค้นเมื่อ 5 กันยายน 2564).
- [18] Gravity Die Casting. (ม.ป.ป). <https://goyaldiecast.com/capabilities/gravity-die-casting/> (สืบค้นเมื่อ 25 สิงหาคม 2566).
- [19] การบัดกรีอ่อนในอุตสาหกรรมไมโครอิเล็กทรอนิกส์ (SOLDERING IN MICROELECTRONICS). (ม.ป.ป). คณาจารย์และนิสิต ภาควิชาวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์. http://mic.eng.ku.ac.th/materials-resources-detail.php?id_sub=28&id=122 (สืบค้นเมื่อ 20 มิถุนายน 2565).
- [20] เท็ดคัตต์ ใจงาม. (2557). การศึกษาอิทธิพลของขนาดเกรนและอุณหภูมิการบ่มที่มีต่อขนาดชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างการบัดกรีทองแดงและโลหะบัดกรี Sn-58Bi (วิทยานิพนธ์ปริญญาโทมหาบัณฑิต). สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง.
- [21] Essential Guide to Flux for Soldering Electronics. (ม . ป . ป) . <https://www.chemtronics.com/flux-for-soldering> (สืบค้นเมื่อ 20 มิถุนายน 2565).
- [22] D.H. Jung, J.P. Jung, Review of the wettability of solder with a wetting balance test for recent advanced microelectronic packaging. *Crit. Rev. Solid State Mater. Sci.* **2018**, 1547-6561 (2018). <https://doi.org/10.1080/10408436.2018.1490249>.

- [23] B. Duncan, Developments in testing adhesive joints, *Woodhead Publ.* **2010**, 389-436 (2010). <https://doi.org/10.1533/9781845698058.3.389>.
- [24] L. Zang, Z. Yuan, H. Xu, B. Xu, Wetting process and interfacial characteristic of Sn-3.0Ag-0.5Cu on different substrates at temperatures ranging from 503 K to 673 K, *Appl. Surf. Sci.* **257**, 4877-4884 (2011). <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.12.131>.
- [25] สุชาติ จันทรมณี และ ไพโรจน์ สังข์ไพฑูรย์. (2561). การศึกษาความสามารถการเปียกและโครงสร้างจุลภาคของโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว SAC305 และ SAC305-0.5In บนวัสดุฐานทองแดง. *วารสารช่วยงานวิศวกรรมอุตสาหกรรมไทย* 4 (1): 42-51.
- [26] กำธร สุขพิมาย. (2557). การศึกษาอิทธิพลของอินเดียมและการบ่มด้วยความร้อนที่มีต่อชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโลหะบัดกรีไร้สารตะกั่ว Sn-0.3Ag-0.7Cu-xIn บนแผ่นรองทองแดง (วิทยานิพนธ์ปริญญาโทมหาบัณฑิต). สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง.
- [27] Y. Li, Z. Wang, W. Long, M. Lei, X. Hu, Wetting kinetics and spreading phenomena of Sn-35Bi-1Ag solder on different substrates, *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **29**, 13914-13924 (2018). <https://doi.org/10.1007/s10854-018-9524-z>.
- [28] C. Pu, J. Qiu, C. Li, P. Gao, Y. Peng, Q. He, H. Bai, J. Yi, Effects of Bi Addition on the Solderability and Mechanical Properties of Sn-Zn-Cu Lead-Free Solder, *J. Electron. Mater.* **51**, 4952-4963 (2022). <https://doi.org/10.1007/s11664-022-09732-2>.
- [29] อรรถพล ตะเร. (ม.ป.ป). การทดสอบความต้านทานแรงดึง (Tensile Testing). ภาควิชาเทคโนโลยีวัสดุ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยรามคำแหง. <http://old-book.ru.ac.th/ebook> (สืบค้นเมื่อ 5 กันยายน 2564).
- [30] พิมพ์เพ็ญ พรเฉลิมพงศ์ และ นิธิยา รัตนานนท์. (2553). ความเค้นแรงดึง. <http://www.foodnetworksolution.com> (สืบค้นเมื่อ 6 กันยายน 2564).
- [31] นิรนาม. (2015). คุณสมบัติที่สัมพันธ์กันระหว่างความเค้น/ความเครียด. https://www.tpa.or.th/writer/read_this_book_topic (สืบค้นเมื่อ 6 กันยายน 2564).
- [32] แผนภาพความเค้นความเครียด. (2559). <https://wayu2016.wordpress.com/2016/01/22> (สืบค้นเมื่อ 6 กันยายน 2564).
- [33] การทดสอบความต้านทานแรงดึง. (ม.ป.ป). สาขาวิชาวิศวกรรมเครื่องกล มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี. http://eng.sut.ac.th/Tensile_Test (สืบค้นเมื่อ 6 กันยายน 2564).
- [34] A.A. El-Daly, A.A. Ibrahim, M.A. Abdo, N.A.M. Eid, Viscoplastic characterization and mechanical strength of novel Sn-1.7Ag-0.7Cu lead-free solder alloys with microalloying of Te and Co. *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **30**, 12937-12949 (2019). <https://doi.org/10.1007/s10854-019-01656-8>.

- [35] A.M. El-Taher, A.A. Ibrahiem, A.F. Razzk, Viscoplastic characterization of novel (Fe, Co, Te)/Bi containing Sn-3.0Ag-0.7Cu lead-free solder alloy. *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **31**, 5521-5532 (2020). <https://doi.org/10.1007/s10854-020-03117-z>.
- [36] A.M. El-Taher, A.F. Razzk, Controlling Ag₃Sn Plate Formation and Its Effect on the Creep Resistance of Sn-3.0Ag-0.7Cu Lead-Free Solder by Adding Minor Alloying Elements Fe, Co, Te and Bi. *Met. Mater. Int.* **27**, 4294-4305 (2021). <http://dx.doi.org/10.1007/s12540-020-00856-w>.
- [37] M.F.M. Sabri, D.A. Shnawah, I.A. Badruddin, S.B.M Said, F.X. Che, T. Ariga, Microstructural stability of Sn-1Ag-0.5Cu-xAl (x = 1, 1.5, and 2 wt.%) solder alloys and the effects of high-temperature aging on their mechanical properties. *Mater. Charact.* **78**, 129-143 (2013). <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2013.01.015>
- [38] A.A. El-Daly, K.M. Zohdy, M.A. Abdo, N.A.M. Eid, Leveraging prior strain rates effect during stress relaxation of Sn-1.7Ag-0.7Cu lead-free alloys with microalloying of Te and Co for microelectronics applications. *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **30**, 13757-13767 (2019). <https://doi.org/10.1007/s10854-019-01758-3>.
- [39] R. Rashidi, H. Naffakh-Moosavy, Metallurgical, physical, mechanical and oxidation behavior of lead-free chromium dissolved Sn-Cu-Bi solders, *J. Mater. Res. Technol.* **13**, 1805-1825 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.05.055>.
- [40] J.W. Elmer, E.D. Specht, M. Kumar, Microstructure and In Situ Observations of Undercooling for Nucleation of β -Sn Relevant to Lead-Free Solder Alloys. *J. Electron. Mater.* **39**, 273-282 (2010). <https://doi.org/10.1007/s11664-010-1080-0>.
- [41] D.A.A. Shnawah, S.B.M. Said, M.F.M. Sabri, I.A. Badruddin, F.X. Che. High-Reliability Low-Ag-Content Sn-Ag-Cu Solder Joints for Electronics Applications. *J. Electron. Mater.* **41**, 2631-2658 (2012). <https://doi.org/10.1007/s11664-012-2145-z>.
- [42] Mike Gedeon. (ม.ป.ป.). IN OUR ELEMENT: WHAT IS SOLID SOLUTION HARDENING AND HOW DOES IT IMPROVE STRENGTH?. Materion Performance Alloys and Composites. <https://materion.com/solid-solution-hardening> (สืบค้นเมื่อ 5 กันยายน 2564).
- [43] Sungkhaphaitoon P., Chantaramanee S., Effect of Indium Content on Microstructural, Mechanical Properties and Melting Temperature of SAC305 Solder Alloys, *Russ. J. Non-ferrous Metals.* **59**, 385-392 (2018). <https://doi.org/10.3103/S1067821218040120>.
- [44] สยาม แก้วคำไสย์. (2553). การเสียหายแบบเหนียว (Ductile Failure). <http://siamkaewkumsai.blogspot.com/2010/05/ductile-failure.html> (สืบค้นเมื่อ 8 ตุลาคม 2564).

- [45] Sungkhaphaitoon P., Plookphol T., The Effects of Antimony Addition on the Microstructural, Mechanical, and Thermal Properties of Sn-3.0Ag-0.5Cu Solder Alloy, *Metall. Mater. Trans. A.* **49**, 652–660 (2018). <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4439-5>.
- [46] P. Sebo, P. Svec, D. Janickovic, E. Illekova, Y. Plevachuk, Interface between Sn–Sb–Cu solder and copper substrate. *Mater. Sci. Eng. A.* **528**, 5955–5960 (2011). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.008>.
- [47] R. Rashidi, H. Naffakh-Moosavy, The influence of chromium addition on the metallurgical, mechanical and fracture aspects of Sn–Cu–Bi/Cu solder joint. *J. Mater. Res. Technol.* **15**, 3321–3336 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.10.015>.
- [48] R. Sayyadi, H. Naffakh-Moosavy, The Role of Intermetallic Compounds in Controlling the Microstructural, Physical and Mechanical Properties of Cu-[Sn-Ag-Cu-Bi]-Cu Solder Joints. *Sci. Rep.* **9**, 8389 (2019). <https://doi.org/10.1038/s41598-019-44758-3>.

ภาคผนวก
วารสารที่ได้รับการตีพิมพ์จากวิทยานิพนธ์



Improvements in the properties of low-Ag SAC105 solder alloys with the addition of tellurium

Panisara Sukhontapatipak¹ and Phairote Sungkhaphaitoon^{1,*}

¹Materials Science Program, Division of Physical Science, Faculty of Science, Prince of Songkla University (PSU), Hat Yai, Songkhla 90110, Thailand

Received: 17 March 2023

Accepted: 24 May 2023

Published online:

11 June 2023

© The Author(s), under exclusive licence to Springer Science+Business Media, LLC, part of Springer Nature 2023

ABSTRACT

Tellurium (Te) was added to SAC105 solder alloy to improve various properties. The effects of Te on the microstructure, melting behavior, mechanical properties, and wettability of the solder alloy were studied. The microstructure of SAC105 solder included a primary β -Sn phase and Ag_3Sn and Cu_6Sn_5 IMC phases. The addition of Te led to the formation of a SnTe IMC phase in the solder matrix and coarsened the β -Sn phase and IMC phases. Te slightly affected the melting temperature and pasty range but increased the undercooling of the solder alloy. Adding Te to SAC105 solder increased yield strength (YS), ultimate tensile strength (UTS), and hardness due to the second-phase strengthening effect, but adding more than 0.5 wt.% Te reduced both YS and UTS due to coarsening of the microstructure. The fracture surface of SAC105 solder indicated a ductile fracture mode, but a mixed ductile–brittle fracture mode developed with increments of added Te. Te improved the wettability of the solder alloy, but the thickness of IMC layers was not significantly changed by Te content. Our findings suggested that 0.5 wt.% Te was the optimal amount to add to SAC105 solder.

1 Introduction

Solder alloys are important materials for the fabrication of integrated circuits and electronic devices. Lead-containing solders such as Sn–Pb solder are popular because of their low melting point, superior solderability, and low price. However, when electronic devices are discarded, the hazardous lead in the used solder poses a threat to both human health and the environment [1]. Therefore, Pb-based solder alloys have been replaced by more recently

developed lead-free solder alloys such as Sn–Cu [2], Sn–Bi [3], Sn–Ag [4], Sn–Ag–Cu [5], Sn–Cu–Ni [6], Sn–Ag–Cu–Zn [7], and Sn–Sb [8]. The Sn–Ag–Cu (SAC) solder group has been widely applied, particularly SAC solder alloys with Ag contents ≥ 3 wt.%, such as Sn–3.0Ag–0.5Cu (SAC305). These solder alloys have high mechanical strength, good solderability and perform well at higher temperatures but do present some disadvantages. Since SAC305 solder has a higher melting point than Sn–Pb solder, coarse Ag_3Sn intermetallic compound (IMC) phases can

Address correspondence to E-mail: phairote.s@psu.ac.th

<https://doi.org/10.1007/s10854-023-10704-3>

form during soldering. IMCs can weaken solder joints, and the reliability of joints can be reduced by the growth of IMC layers along the solder–pad interface during soldering [9, 10]. Also, the cost of the high Ag content in SAC305 solder has become a big issue in industrial solder production, prompting the development in recent years of cheaper SAC solder alloys with Ag content < 2 wt.%. Solder alloys such as Sn–0.3Ag–0.7Cu (SAC0307) and Sn–1.0Ag–0.5Cu (SAC105) have come to the fore but some properties of these newly developed lead-free solders are not as good as the same properties of Sn–Pb solder alloys. Their melting points are higher, wettability lower, and they have weak fatigue properties [11–14]. These shortcomings of low-Ag solders can be improved by the minor addition of other elements to resolve the issues they cause. For example, Chen et al. [12] added Bi to SAC105 solder alloy. They found that Bi decreased the thickness of the IMC layer that formed between the solder and substrate and increased shear strength. The reliability of the SAC105 solder joints was significantly improved. Mahdaviard et al. [15] found that the ultimate tensile strength (UTS), yield strength (YS), and total elongation of SAC105 solder with additions of Fe and Bi did not change after aging treatment. Bi inhibited chemical reactivity between Sn and Cu or Sn and Ag, reducing the formation of Cu_6Sn_5 and Ag_3Sn IMC phases. Furthermore, Fe atoms partially dissolved in the Cu_6Sn_5 phase, reducing the coarsening of the microstructure. The hardness of the SAC105 solder was also increased. El-Daly et al. [16] reported that the addition of Ni and Sb to an SAC105 solder reduced undercooling, increased the eutectic area, and enlarged the volume of the proeutectic fraction. The refined dendritic size and improved creep resistance extended the lifetime of the solder joint. El-Daly et al. [17, 18] reported that the addition of Te and Co to Sn–1.7Ag–0.7Cu (SAC177) solder refined the Ag_3Sn , and Cu_6Sn_5 IMC phases and led to the formation of $(\text{Cu}, \text{Co})_6\text{Sn}_5$ and Co_3Sn particles. Te reacted with Sn to form new hexagonal SnTe particles within the eutectic and dendritic regions of the solder. The SnTe phase hindered the growth of Cu_6Sn_5 and Cu_3Sn IMCs at the interface between solder and substrate by reducing the driving force. Hence, the Te and Co microalloying elements increased the mechanical properties and microelectronic reliability of the SAC177 solder.

A review of the literature showed that minor additions of certain elements can improve properties

and modify the microstructure of low Ag-content solder alloys. This research presents studies of the effects of Te on the microstructure and thermal and mechanical properties of SAC105 solder alloys. The solder alloys were jointed with a copper substrate to evaluate wetting properties such as the spreading area and contact angle of the solder joints.

2 Experimental procedure

2.1 Sample preparation

The solder alloys were prepared in four different compositions: Sn–1.0Ag–0.5Cu (SAC105), Sn–1.0Ag–0.5Cu–0.5Te (SAC105-0.5Te), Sn–1.0Ag–0.5Cu–1.0Te (SAC105-1.0Te), and Sn–1.0Ag–0.5Cu–1.5Te (SAC105-1.5Te). High-purity (99.95 wt.%) Sn, Ag, Cu, and Te ingots were melted in an electric furnace at 400 °C for 4 h under ambient conditions. The liquid solder was then homogenized by mechanical stirring. Prior to casting, the melt temperature was lowered to 250 °C to prevent oxidation and a steel mold was preheated to 200 °C to prevent the melt solidifying during casting. The alloy was then poured into the heated steel mold and allowed to cool naturally to room temperature. For tensile testing, samples were machined according to ASTM E8 standards. To prepare the alloys for the soldering process, ingots of the as-cast alloy were rolled to a thickness of 3 mm and then compressed using a hydraulic press to create solder wire with a diameter of 3 mm. Copper pads with dimensions of 25.4 mm × 25.4 mm × 0.3 mm were used as the substrate, and before use were abraded using SiC papers, submerged in diluted HCl for 30 min, rinsed with ethanol, and dried using an air blower.

2.2 Sample characterization

Before microstructural observation, samples underwent metallographic preparation. The microstructure was observed by scanning electron microscopy (SEM, Hitachi, SU3900). Phase identification was performed using energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS, Oxford, X-Max^N20) and X-ray diffraction analysis (XRD, PANalytical Empyrean). The thermal characteristics of solder alloys were analysed using a differential scanning calorimeter (DSC, NETZSCH, DSC 200 F3 Maia). Samples were heated and cooled from

30 °C to 300 °C in a nitrogen atmosphere at heating and cooling rates of 10 °C/min to produce heating and cooling curves. Tensile tests were conducted on a universal testing machine (UTM, Instron 5569) at a constant strain rate of 1.5 mm/min at room temperature. Three test results were averaged to determine

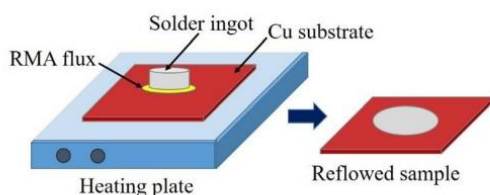


Fig. 1 Illustration of the spreading test setup

tensile strength values. The average microhardness of solder alloys was determined using the Vickers microhardness test (INNOVATEST, NOVA 130/240) at a load of 200 g and a dwell time of 10 s. The spreading of solder alloys was investigated using the sessile drop (SD) method [19] on a Cu substrate. In this procedure, the solder wire was placed on a Cu substrate with a small amount of rosin mildly activated (RMA) flux. The sample was then placed on a heating plate, heated to 250 °C, held for 2 min, then removed from the heating plate and allowed to cool to room temperature. Samples received after the spreading tests were called reflowed samples (Fig. 1) and were used to measure contact angles and spreading areas according to the Japanese Industrial Standard JIS-Z3198-3 [20]. The wettability of each tested solder alloy was reported as the average of

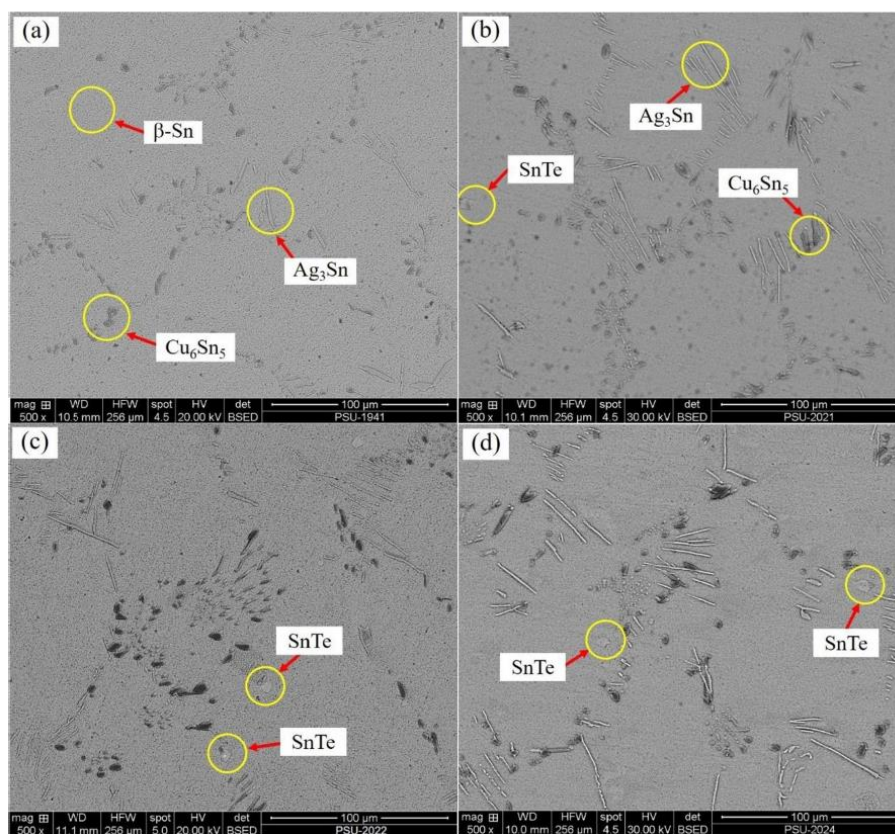


Fig. 2 SEM micrographs are of a SAC105, b SAC105-0.5Te, c SAC105-1.0Te, and d SAC105-1.5Te solder alloys

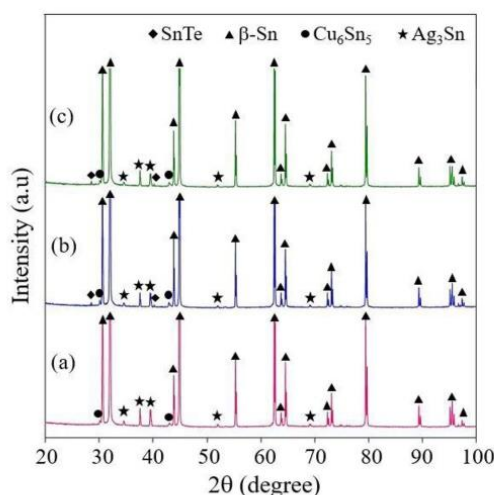


Fig. 3 XRD patterns were produced by a SAC105, b SAC105-0.5Te, and c SAC105-1.5Te solder alloys

three samples. For microstructure observation and evaluation of the interfacial layer between solder and Cu substrate, reflowed samples were cut perpendicular to the plane of the interface, mounted in epoxy resin, and polished.

3 Results and discussion

3.1 Microstructure observation

The microstructures in the SAC105 base solder consisted of needle-like Ag_3Sn IMCs and globular particles of Cu_6Sn_5 IMCs within a $\beta\text{-Sn}$ matrix (Fig. 2a) [14–16]. The solder alloys containing Te presented SnTe IMC particles within the eutectic area, and the number of SnTe IMC particles formed increased with increments of Te content (Fig. 2b–d). Sn and Te atoms could react in the liquid state to form SnTe. The nucleation rate of SnTe increased when the temperature was reduced, which promoted the development of SnTe IMC particles [17, 18]. The XRD study supported the SEM observations of IMC phases in the solder alloys. The XRD pattern of the SAC105 base solder showed mostly strong peaks attributed to the $\beta\text{-Sn}$ phase and small peaks attributed to Cu_6Sn_5 and Ag_3Sn IMC phases (Fig. 3a). SnTe IMC phases within the solder matrix were represented by small peaks at

approximately $28\text{--}40^\circ$ 2θ in the XRD patterns of SAC105-0.5 and SAC105-1.5 solder alloys (Fig. 3b, c). The phase compositions of SAC105 and SAC105-1.5Te solder alloys (Fig. 4a and b) were identified by EDS analysis. Only Ag_3Sn and Cu_6Sn_5 IMC phases were detected in the solder matrix of the SAC105 solder. Their respective compositions were 71.0 at% Ag and 29.0 at% Sn (Fig. 4c spectrum 1), and 51.1 at% Cu and 48.9 at% Sn (Fig. 4d spectrum 2). The SAC105-1.5Te solder presented Cu_6Sn_5 , SnTe, and Ag_3Sn IMC phases in the solder matrix. The compositions of these phases were 37.7 at% Cu and 62.3 at% Sn (Fig. 4e spectrum 3), 56.7 at% Sn and 43.3 at% Te (Fig. 4f spectrum 4), and 47.2 at% Sn, 51.9 at% Ag, and 0.9 at% Te (Fig. 4g spectrum 5). The phase compositions of the solder alloys were summarized in Table 1.

3.2 Thermal analysis

Thermal analysis using DSC revealed the thermal behavior of the SAC105, SAC105-0.5Te, SAC105-1.0Te, and SAC105-1.5Te solder alloys. The DSC heating curves of all the solder alloys displayed two endothermic peaks (Fig. 5a–d). The first peak indicated the eutectic temperature, and the second peak the melting point of the primary $\beta\text{-Sn}$ phase [16, 21]. The addition of Te slightly affected the melting behavior of the SAC105 solder. These results were consistent with reports of SAC177-0.2Te solder by El-Daly et al. [18]. According to Li et al. [22], solder alloys should have a small pasty range that does not exceed 30°C . Since the SAC105-0.5Te, SAC105-1.0Te, and SAC105-1.5Te solder alloys had pasty ranges of 11.3 to 12.7°C , they could be used under the same circumstances as the conventional SAC105 alloy. The solidification behavior of solder alloys is affected by the degree of undercooling, defined by T_{onset} heating minus T_{onset} cooling. The addition of Te significantly increased the degree of undercooling of the solder alloy. The undercooling of the SAC105 solder was 11.5°C , while the undercoolings of the SAC105-0.5Te, SAC105-1.0Te, and SAC105-1.5Te alloys were 12.6 , 17.4 , and 20.1°C , respectively (Table 2). Increased undercooling was reported to hinder nucleation of the $\beta\text{-Sn}$ phase during solidification of Pb-free Sn-based solder alloys [13, 23]. Therefore, in the present study, due to their greater amounts of undercooling, the alloys containing Te produced larger primary $\beta\text{-Sn}$ grains compared to the SAC105

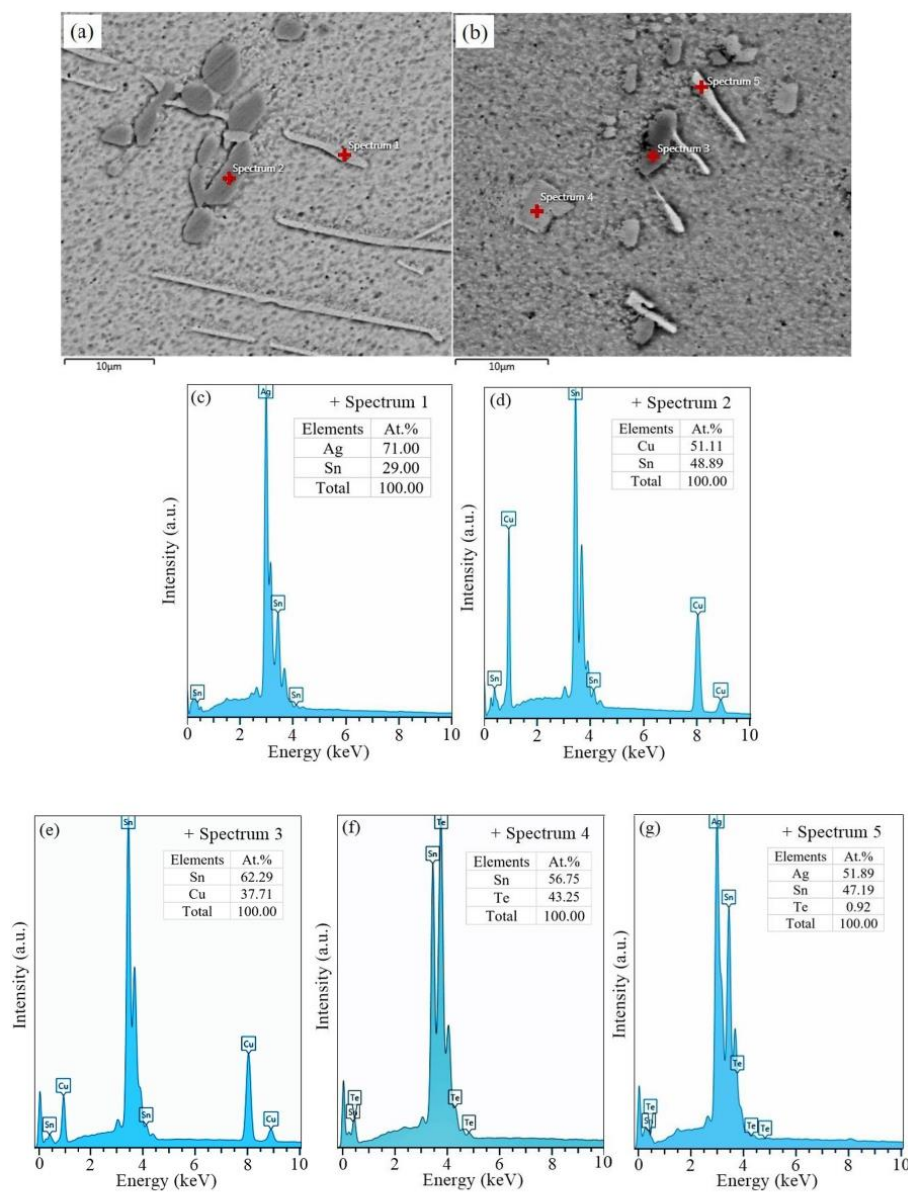


Fig. 4 SEM micrographs are of **a** SAC105 and **b** SAC105-1.5Te. Both alloys were analyzed by EDS. SAC105 presented **c** an Ag_3Sn IMC, and **d** a Cu_6Sn_5 IMC. SAC105-1.5Te presented **e** a Cu_6Sn_5 IMC, **f** an SnTe IMC, and **g** an Ag_3Sn IMC

Table 1 Phase compositions of solder alloys (at.%) identified by EDS analysis

Spectrum No	Sn	Ag	Cu	Te
1	29.00	71.00	–	–
2	48.89	–	51.11	–
3	62.29	–	37.71	–
4	56.75	–	–	43.25
5	47.19	51.89	–	0.92

solder. These findings were consistent with observations of the microstructures of SAC105-0.5Te, SAC105-1.0Te, and SAC105-1.5Te (Fig. 2). The melting, solidus, and liquidus temperatures and pasty range of the solder alloys were summarized in Table 3.

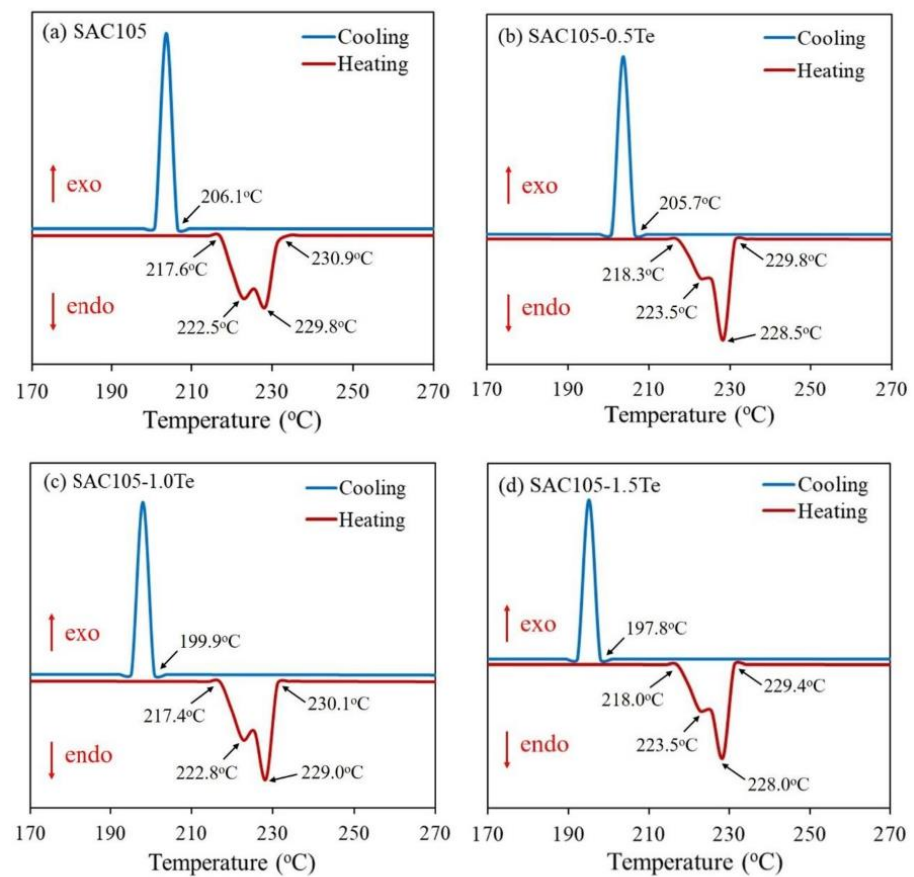
**Fig. 5** DSC heating and cooling curves of a SAC105, b SAC105-0.5Te, c SAC105-1.0Te, and d SAC105-1.5Te solder alloys

Table 2 The undercooling of the studied solder alloys was calculated from the DSC heating and cooling curves

Solder alloy	(T_{onset} , °C) Heating	(T_{onset} , °C) Cooling	Undercooling (°C) ($T_{\text{heating}} - T_{\text{cooling}}$)
SAC105	217.6	206.1	11.5
SAC105-0.5Te	218.3	205.7	12.6
SAC105-1.0Te	217.4	199.9	17.4
SAC105-1.5Te	218.0	197.8	20.1

Table 3 Data from the heating curves show the melting temperature (T_m), solidus temperature (T_{onset}), liquidus temperature (T_{end}), and pasty range of the studied solder alloys

Solder alloy	T_{m1} (°C)	T_{m2} (°C)	T_{onset} (°C)	T_{end} (°C)	Pasty range (°C) ($T_{\text{end}} - T_{\text{onset}}$)
SAC105	222.5	229.8	217.6	230.9	13.3
SAC105-0.5Te	223.5	228.5	218.3	229.8	11.4
SAC105-1.0Te	222.8	229.0	217.4	230.1	12.7
SAC105-1.5Te	223.5	228.0	218.0	229.4	11.3

3.3 Mechanical properties

All the solder alloys displayed elastic and plastic deformation behavior before fracture (Fig. 6a–d). The addition of Te affected the YS, UTS, and elongation (%EL) of the solder alloy. The YS increased from 18.3 for SAC105 to 25.5 MPa for SAC105-0.5Te. UTS increased from 27.9 for SAC105 to 41.9 MPa for SAC105-0.5Te. %EL decreased from 32.0% for SAC105 to 16.3% for SAC105-0.5Te (Fig. 6e). These differences were due to differences in the microstructures of the alloys. The increased strength of the solder alloy was mainly derived from second-phase strengthening due to the formation of SnTe IMC particles in the solder matrix [17, 18]. Moreover, the addition of more than 0.5% Te tended to decrease the YS and UTS of the solder alloy by coarsening the microstructure (Fig. 2c–d). The hardness tests showed that only slight increases in hardness were obtained with the addition of Te (Fig. 6f), which were results of the formation of SnTe IMC particles in the solder matrix. The mechanical properties of the solder alloys were summarized in Table 4. Following tensile testing, the fracture morphologies of the solder alloys were analyzed by SEM. The fracture surface of the SAC105 solder alloy showed a heavily dimpled morphology, suggesting a plastic deformation prior to fracture, and a ductile fracture mechanism (Fig. 7a). All the SAC105 solder alloys

containing Te exhibited a mixed ductile and brittle fracture behavior. The fracture surface showed dimples and cleavage planes, indicating the occurrence of both ductile and brittle fracture mechanisms (Fig. 7b–d). The changes in fracture mechanism were consistent with the ductility of the solder alloys indicated by tensile testing.

3.4 Wettability

The SAC105, SAC105-0.5Te, SAC105-1.0Te, and SAC105-1.5Te solder alloys all spread out on the Cu substrate and formed a clear wetting ring (Fig. 8a–d). The wettability of the solder alloys was evaluated from the spreading area of the solder and the contact angle (θ) formed between the solder and the substrate (Fig. 9). The spreading area of the solders containing Te were larger than the spreading area of the SAC105 solder. The spreading area of SAC105-0.5Te was approximately 31.5 mm², or 21.6% larger than that of the SAC105 solder (Fig. 9a). The contact angles between the Cu substrate and the reflowed samples containing Te were smaller than the contact angle between the SAC105 reflowed sample and the substrate (Fig. 9b). The contact angles of the SAC105-0.5Te, SAC105-1.0Te, and SAC105-1.5Te reflowed samples were 36.6°, 45.9°, and 45.1°, respectively, whereas the contact angle of the SAC105 reflowed sample was 52.3 ± 0.3 (Table 5). The contact angles

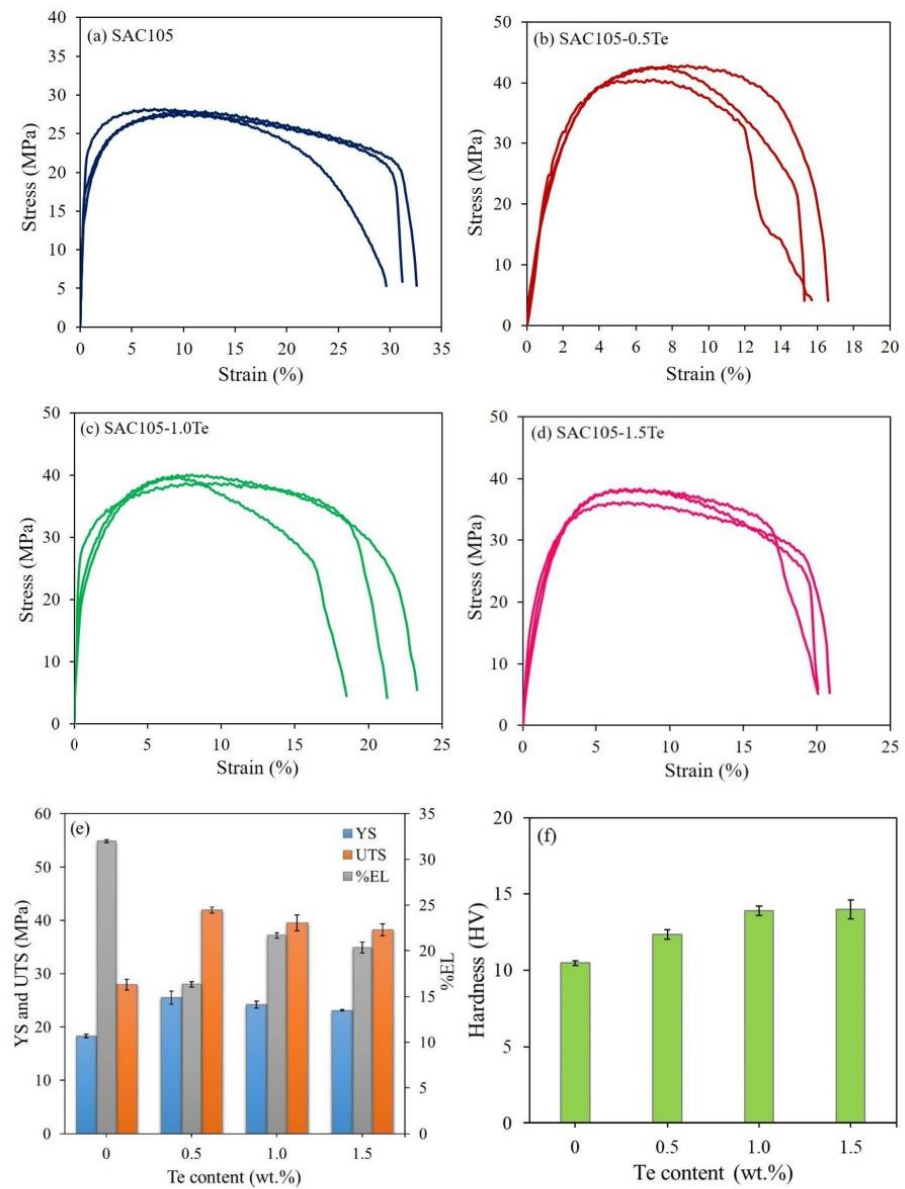


Fig. 6 The stress–strain curves are of **a** SAC105, **b** SAC105-0.5Te, **c** SAC105-1.0Te, and **d** SAC105-1.5Te solder alloys. The bar charts show **e** YS-UTS-%EL and **f** hardness of the same alloys, identified by tellurium content

Table 4 The yield strength (YS), ultimate tensile strength (UTS), elongation (%EL) and hardness of the solder alloys

Solder alloy	Mechanical properties			
	YS (MPa)	UTS (MPa)	%EL	Hardness (HV)
SAC105	18.3 ± 2.0	27.9 ± 0.3	32.0 ± 1.0	10.5 ± 0.2
SAC105-0.5Te	25.5 ± 1.3	41.9 ± 1.2	16.3 ± 0.6	12.4 ± 0.3
SAC105-1.0Te	24.2 ± 1.4	39.5 ± 0.6	21.7 ± 1.5	13.9 ± 0.3
SAC105-1.5Te	23.1 ± 1.0	38.2 ± 0.2	20.3 ± 1.2	14.0 ± 0.6

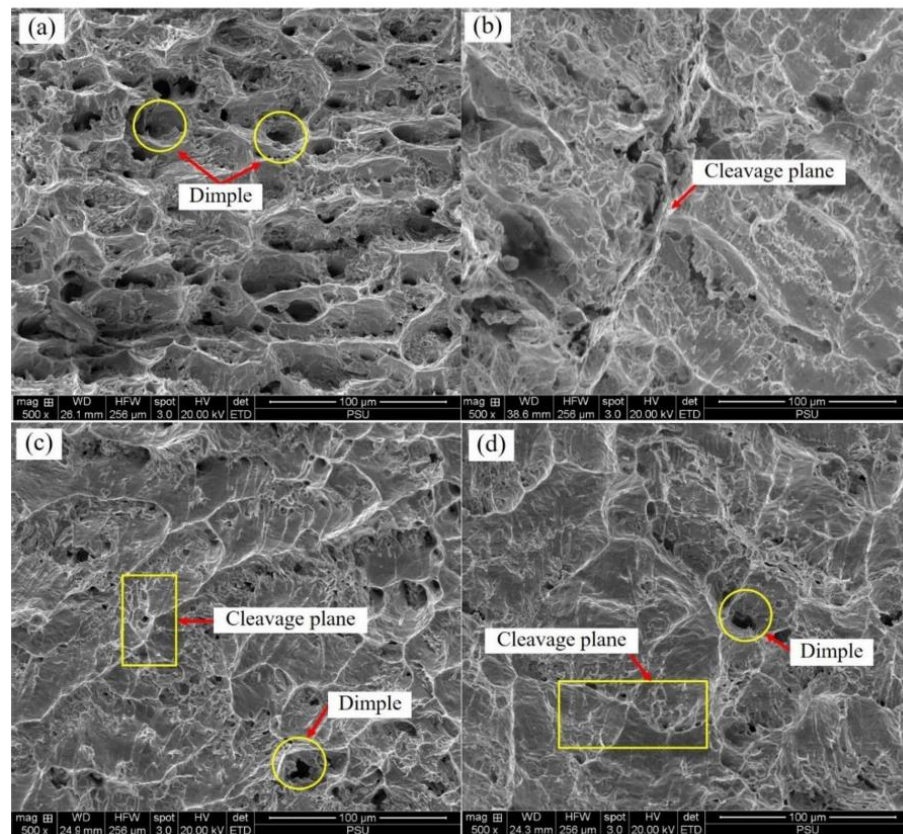


Fig. 7 The shown fracture surfaces are of a SAC105, b SAC105-0.5Te, c SAC105-1.0Te, and d SAC105-1.5Te after tensile testing to failure

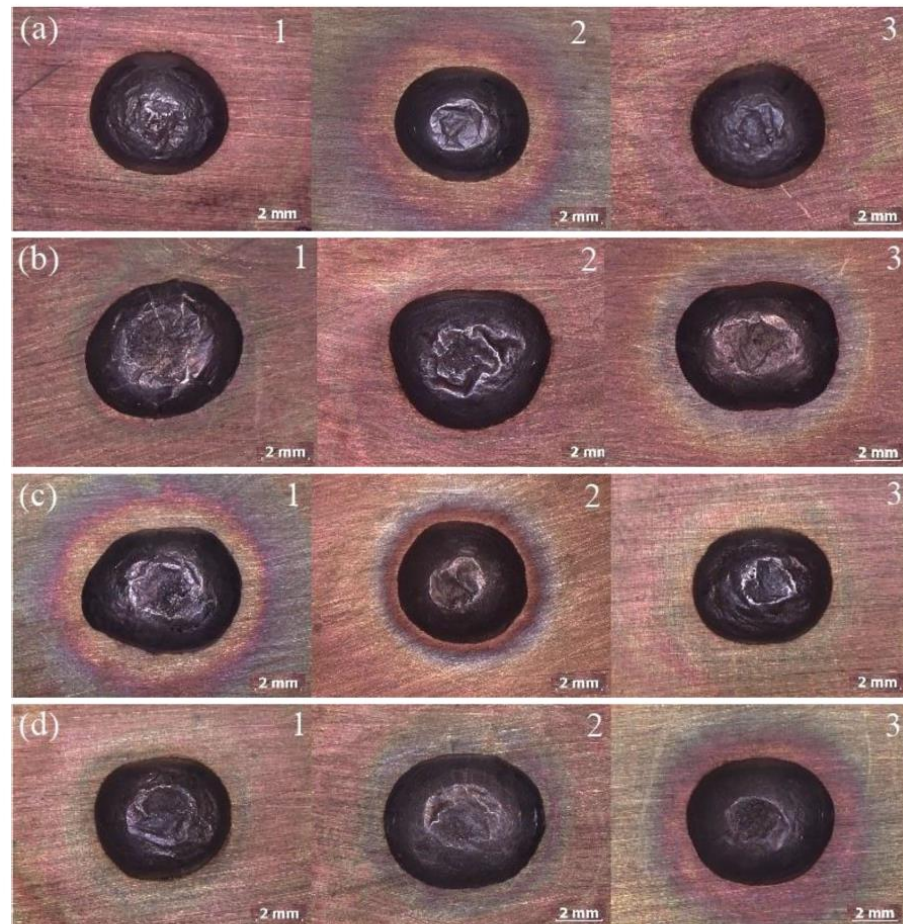


Fig. 8 Photographs of solder alloy samples after the spreading test show **a** SAC105/Cu, **b** SAC105-0.5Te/Cu, **c** SAC105-1.0Te/Cu, and **d** SAC105-1.5Te/Cu

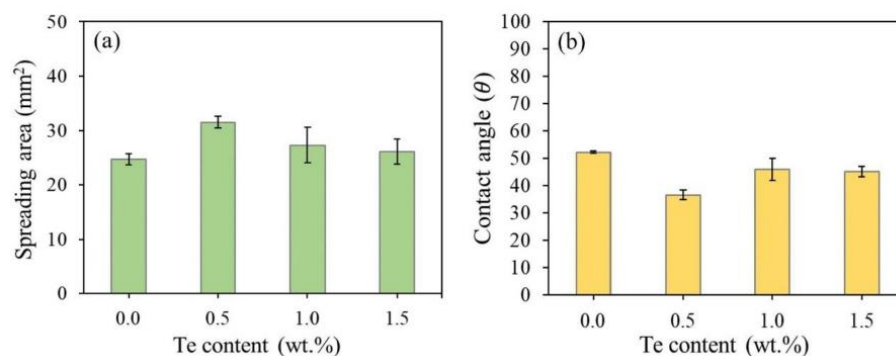


Fig. 9 The wettability of the studied solder alloys was assessed from **a** the spreading area, and **b** the contact angle formed between the solder and the Cu substrate

Table 5 The wettability of the solder alloys

Solder alloys	Contact angle (θ)	Spreading area (S_a , mm ²)
SAC105/Cu	52.3 ± 0.3	24.7 ± 0.9
SAC105-0.5Te/Cu	36.6 ± 1.7	31.5 ± 1.1
SAC105-1.0Te/Cu	45.9 ± 4.1	27.3 ± 3.2
SAC105-1.5Te/Cu	45.1 ± 1.9	26.1 ± 2.2

between the substrate and all the reflowed samples were within the wetting range denoted acceptable: $\theta > 0^\circ < 30^\circ$ is considered very good wetting; $\geq 30^\circ < 40^\circ$ good wetting; $\geq 40^\circ < 55^\circ$ acceptable wetting; $\geq 55^\circ < 70^\circ$ poor wetting; and $\theta \geq 70^\circ$ very poor wetting [24]. Nevertheless, the addition of Te effectively improved the wettability of SAC105 solder. The spreading area and contact angle of the solder alloys were summarized in Table 5.

After the spreading test, the interfaces between the reflowed samples and the Cu substrate were examined by SEM. All the samples presented two IMC layers: a scallop-shaped Cu_6Sn_5 IMC layer and a thin Cu_3Sn IMC layer between the Cu_6Sn_5 IMC layer and the Cu substrate (Fig. 10). The formation of the IMC layers was due to the diffusion of Cu atoms from the substrate to the solder alloy, and the diffusion of Sn atoms from the solder alloy to the substrate [25, 26]. Cu_3Sn and Cu_6Sn_5 IMC phases were reported to form in Sn-Cu alloy during soldering at temperatures below 350 °C [27]. The addition of Te enabled the formation of SnTe IMC phases at the interface between the solder and the Cu_6Sn_5 IMC layer (Fig. 10b–d). EDS analysis of the IMC layers formed at the SAC105-1.5Te/Cu interface (Fig. 11a) confirmed the presence of an SnTe IMC phase (Fig. 11b),

a Cu_3Sn IMC layer (Fig. 11c), and a Cu_6Sn_5 IMC layer (Fig. 11d). The average thickness (\bar{h}) of IMC layers was determined from the SEM images in Fig. 10, and was calculated from the total area (A) and the length (L_x) of the IMC layers using image tool software [28]. The total thickness of the SAC105/Cu interface was about 6.76 μm . The addition of Te to SAC105 solder did not significantly affect the thickness of IMC layers in the reflowed samples. The total thickness of IMC layers was 6.50 μm at the SAC105-0.5Te/Cu and 7.11 μm at the SAC105-1.5Te/Cu. The average total thicknesses of Cu_6Sn_5 and Cu_3Sn IMC layers were summarized in Table 6.

4 Conclusion

The effect of Te addition on the microstructure, melting behavior, mechanical properties, and wettability of SAC105-xTe ($x = 0, 0.5, 1.0, \text{ and } 1.5$) solder alloys was examined. The following main findings can be drawn:

1. The microstructure of SAC105 solder exhibited a primary β -Sn phase and an eutectic area with Ag_3Sn and Cu_6Sn_5 IMC phases. Increments of Te

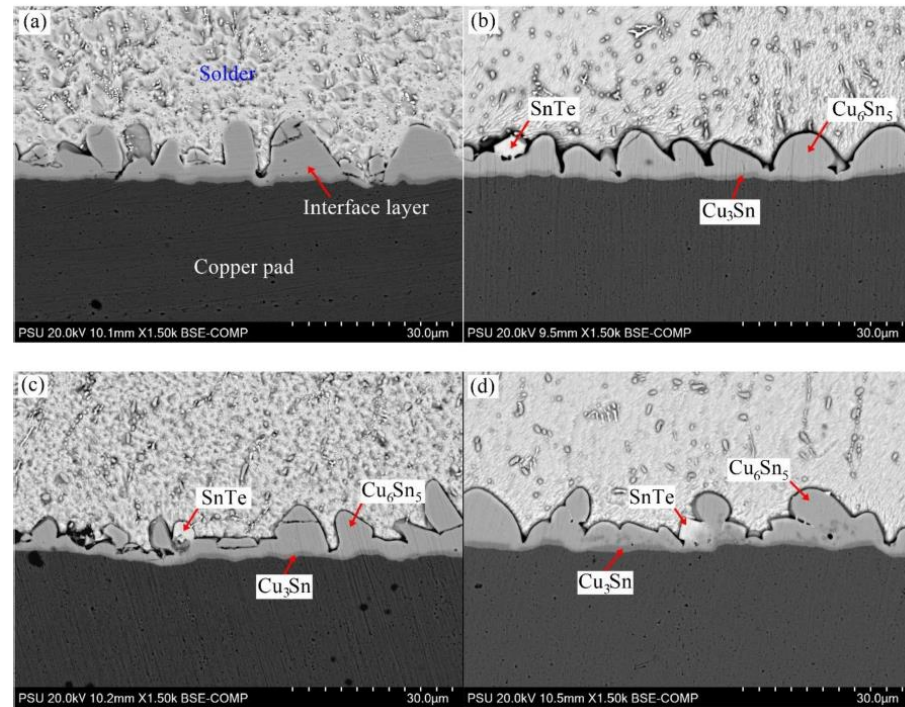


Fig. 10 SEM photographs show cross-sectional views of reflowed samples of **a** SAC105/Cu, **b** SAC105-0.5/Cu, **c** SAC105-1.0Te/Cu, and **d** SAC105-1.5Te/Cu

- content not only formed new SnTe IMC phases in the solder matrix but also made the β -Sn phase and IMC phases coarser.
- The addition of Te slightly affected the melting temperature and pasty range but significantly affected the undercooling of SAC105 solder.
 - With the addition of Te, yield strength, ultimate tensile strength, and hardness increased significantly, and percent elongation decreased significantly due to the second-phase strengthening effect. When more than 0.5% Te was added to SAC105 solder, yield strength and ultimate tensile strength tended to decrease due to the coarsening of the microstructure.
 - The fracture surface of SAC105 solder displayed a ductile fracture mode, whereas a mixed ductile–brittle fracture mode developed in the SAC105- x Te solder alloys.
 - When Te was added to the SAC105 solder, the wettability of the solder alloys improved. The spreading area increased and the contact angle decreased, but the thickness of IMC layers formed between the solder and Cu substrate was not significantly affected.

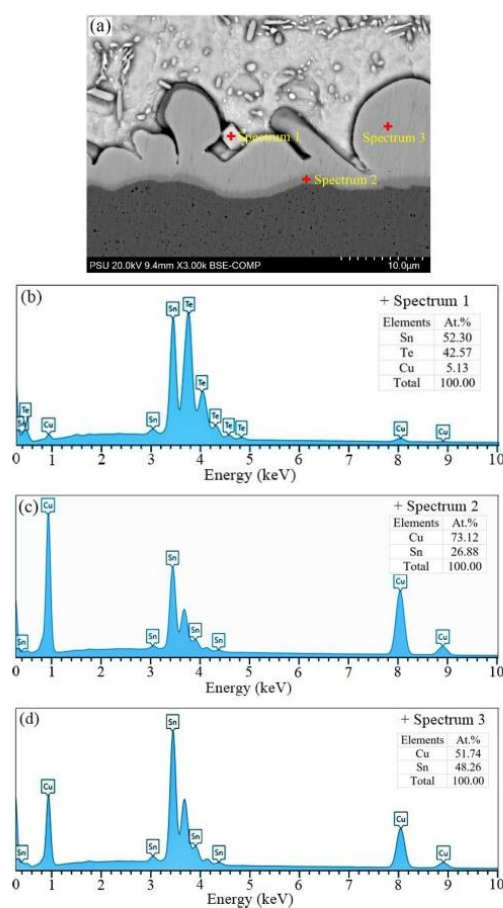


Fig. 11 The SEM image **a** shows an SAC105-1.5Te/Cu sample. EDS analysis of the sample detected **b** an SnTe IMC phase and interfacial layers of **c** a Cu_3Sn IMC, and **d** a Cu_6Sn_5 IMC

Table 6 Thickness of interfacial IMC layers of reflowed samples

Sample	Thickness of interfacial layer (μm), $\bar{h}_i = A/L_x$		
	Cu_6Sn_5	Cu_3Sn	Total
SAC105/Cu	5.78	0.98	6.76
SAC105-0.5Te/Cu	5.42	1.08	6.50
SAC105-1.0Te/Cu	4.75	0.83	5.58
SAC105-1.5Te/Cu	6.02	1.09	7.11

Acknowledgements

This work was supported by the Faculty of Science Research Fund, Prince of Songkla University (Contract no. 1-2565-02-002). The authors wish to thank academician Thomas Duncan Coyne for improving the English in this paper.

Author contributions

PS: methodology, investigation, visualization, software. PS: conceptualization, resources, data curation, validation, writing—original draft, writing—review & editing.

Funding

This work was supported by the Faculty of Science Research Fund, Prince of Songkla University (Contract no. 1-2565-02-002).

Data availability

The data and materials that support the findings of this study are available from the corresponding author upon reasonable request.

Declarations

Conflict of interest The authors declare that they have no conflict of interest.

Ethical approval This article does not contain any studies involving humans and animals performed by any of the authors.

References

1. F. Wang, M. O'Keefe, B. Brinkmeyer, J. Alloys Compd. **477**, 267–273 (2009). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.10.141>
2. M. Zhao, L. Zhang, Z.Q. Liu, M.Y. Xiong, L. Sun, Sci. Technol. Adv. Mater. **20**, 421–444 (2019). <https://doi.org/10.1080/14686996.2019.1591168>
3. F. Yang, L. Zhang, Z.Q. Liu, S.J. Zhong, J. Ma, L. Bao, Adv. Mater. Sci. Eng. **2016**, 9265195 (2016). <https://doi.org/10.1155/2016/9265195>
4. W.R. Osorio, D.R. Leiva, L.C. Peixoto, L.R. Garcia, A. Garcia, J. Alloys Compd. **562**, 194–204 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.02.050>
5. J. Sopousek, M. Palcut, E. Hodulova, J. Janovec, J. Electron. Mater. **39**, 312–317 (2010). <https://doi.org/10.1007/s11664-009-1070-2>
6. S.A. Belyakov, J. Xian, K. Sweatman, T. Nishimura, T. Akaiwa, C.M. Gourlay, J. Alloys Compd. **701**, 321–334 (2017). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.404>
7. T. Luo, Z. Chen, A. Hu, M. Li, P. Li, Microelectron. Reliab. **53**, 2018–2029 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.microrel.2013.06.010>
8. T. Kobayashi, K. Kobayashi, K. Mitsui, I. Shohji, Adv. Mater. Sci. Eng. **2018**, 1416942 (2018). <https://doi.org/10.1155/2018/1416942>
9. H. Wang, X. Hu, X. Jiang, Mater. Charact. **163**, 110287 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110287>
10. X. Hu, T. Xu, L.M. Keer, Y. Li, X. Jiang, Mater. Sci. Eng. A **673**, 167–177 (2016). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.071>
11. D.A.A. Shnawah, S.B.M. Said, M.F.M. Sabri, I.A. Badruddin, F.X. Che, J. Electron. Mater. **41**, 2631–2658 (2012). <https://doi.org/10.1007/s11664-012-2145-z>
12. Y. Chen, Z.C. Meng, L.Y. Gao, Z.Q. Liu, J. Mater. Sci.: Mater. Electron. **32**, 2172–2186 (2021). <https://doi.org/10.1007/s10854-020-04982-4>
13. D.A.A. Shnawah, S.B.M. Said, M.F.M. Sabri, I.A. Badruddin, F.X. Che, Mater. Sci. Eng. A **551**, 160–168 (2012). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.115>
14. P.D. Pereira, J.E. Spinelli, A. Garcia, Mater. Des. **45**, 377–383 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.09.016>
15. M.H. MahdaviFard, M.F.M. Sabri, S.M. Said, S. Rozali, Microelectron. Eng. **208**, 29–38 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.mee.2019.01.011>
16. A.A. El-Daly, A.E. Hammad, A. Fawzy, D.A. Nasrallah, Mater. Des. **43**, 40–49 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.058>
17. A.A. El-Daly, K.M. Zohdy, M.A. Abdo, N.A.M. Eid, J. Mater. Sci.: Mater. Electron. **30**, 13757–13767 (2019). <https://doi.org/10.1007/s10854-019-01758-3>
18. A.A. El-Daly, A.A. Ibrahim, M.A. Abdo, N.A.M. Eid, J. Mater. Sci.: Mater. Electron. **30**, 12937–12949 (2019). <https://doi.org/10.1007/s10854-019-01656-8>
19. P. Fima, T. Gancarz, J. Pstrus, A. Sypien, J. Mater. Eng. Perform. **21**, 595–598 (2012). <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0124-4>
20. X. Chen, F. Xue, J. Zhou, Y. Yao, J. Alloys Compd. **633**, 377–383 (2015). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.219>
21. A.E. Hammad, Mater. Des. **52**, 663–670 (2013). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.05.102>
22. C. Li, Y. Yan, T. Gao, G. Xu, Materials **13**, 4443 (2020). <https://doi.org/10.3390/ma13194443>
23. J.W. Elmer, E.D. Specht, M. Kumar, J. Electron. Mater. **39**, 273–282 (2010). <https://doi.org/10.1007/s11664-010-1080-0>
24. L. Zang, Z. Yuan, H. Xu, B. Xu, Appl. Surf. Sci. **257**, 4877–4884 (2011). <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.12.131>
25. P. Sebo, P. Svec, D. Janickovic, E. Illekova, Y. Plevachuk, Mater. Sci. Eng. A **528**, 5955–5960 (2011). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.008>
26. R. Rashidi, H. Naffakh-Moosavy, J. Mater. Res. Technol. **15**, 3321–3336 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.10.015>
27. T. Laurila, V. Vuorinen, J.K. Kivilahti, Mater. Sci. Eng. R **49**, 1–60 (2005). <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.03.001>
28. R. Sayyadi, H. Naffakh-Moosavy, Sci. Rep. **9**, 8389 (2019). <https://doi.org/10.1038/s41598-019-44758-3>

Publisher's Note Springer Nature remains neutral with regard to jurisdictional claims in published maps and institutional affiliations.

Springer Nature or its licensor (e.g. a society or other partner) holds exclusive rights to this article under a publishing agreement with the author(s) or other rightsholder(s); author self-archiving of the accepted manuscript version of this article is solely governed by the terms of such publishing agreement and applicable law.

